



HAL
open science

Contribution à l'étude du phénomène de fermeture de porosités en laminage à chaud : mise en place d'une modélisation expérimentale et numérique à représentativité améliorée

Corentin Pondaven

► To cite this version:

Corentin Pondaven. Contribution à l'étude du phénomène de fermeture de porosités en laminage à chaud : mise en place d'une modélisation expérimentale et numérique à représentativité améliorée. Autre. HESAM Université, 2021. Français. NNT : 2021HESAE001 . tel-03450191

HAL Id: tel-03450191

<https://pastel.hal.science/tel-03450191>

Submitted on 25 Nov 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.

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR
Laboratoire de Conception, Fabrication, Commande – Campus de Metz

THÈSE

présentée par : **Corentin PONDAVEN**

soutenue le : **19 janvier 2021**

pour obtenir le grade de : **Docteur d'HESAM Université**

préparée à : **École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

Spécialité : **Procédés de fabrication - Génie mécanique**

**Contribution à l'étude du phénomène de
fermeture de porosités en laminage à
chaud : mise en place d'une modélisation
expérimentale et numérique à
représentativité améliorée**

THÈSE dirigée par :
M. BIGOT Régis

et co-encadrée par :
M. LANGLOIS Laurent

Jury

Mme Anne-Marie HABRAKEN, Directrice de Recherche, FNRS, ArGenCo,
Université de Liège

M. Pierre-Olivier BOUCHARD, Professeur, CEMEF, Mines ParisTech

M. Christophe DESRAYAUD, Professeur, SMS, Mines Saint-Etienne

Mme Marion MARTINY, Professeur, LEM3, Université de Lorraine

M. Guillaume RACINEUX, Professeur, GeM, Ecole Centrale de Nantes

M. Régis BIGOT, Professeur, LCFC, Arts et Métiers Metz

M. Laurent LANGLOIS, Maître de Conférences, LCFC, Arts et Métiers Metz

M. Benjamin ERZAR, Docteur, Chef de projets R&D, ABS Centre Métallurgique

Présidente

Rapporteur

Rapporteur

Examinatrice

Examineur

Examineur

Examineur

Invité

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble des membres du jury ayant pris part à l'évaluation de ces travaux de thèse. Je tiens à remercier Mme Anne-Marie HABRAKEN de m'avoir fait l'honneur de présider ce jury ainsi que M. Pierre-Olivier Bouchard et M. Christophe DESRAYAUD pour leurs relectures détaillées du manuscrit en tant que rapporteurs. Je remercie également Mme Marion MARTINY et M. Guillaume RACINEUX pour leurs examens attentifs de mes travaux de thèse.

Je remercie Régis BIGOT de m'avoir accordé sa confiance pour la réalisation de ces travaux de thèse sous sa direction. Je remercie Laurent LANGLOIS pour son accompagnement et ses nombreux conseils au cours de ces années, que ce soit avant ou au cours de cette thèse. Ce fut un plaisir de travailler avec toi !

Je tiens à remercier Christophe STOCKY directeur de ABS Centre Métallurgique de m'avoir permis de réaliser ces travaux de recherche et Benjamin ERZAR pour son accompagnement du côté industriel et pour m'avoir apporté son expérience dans les dernières années de thèse, notamment sur les aspects d'analyse par tomographie.

Ce travail a été mené grâce au concours des collègues de ACM ayant participé à la préparation, à l'analyse des échantillons et à la mise en place des essais de compression. Je remercie Daniel, Eva, François, Frédéric, Johan, Ludovic et Tanguy pour leur aide.

Je tiens à remercier l'équipe de l'atelier de Forge de l'ENSAM, Alexandre, Daniel, Sébastien, Sylvio et Stéphane pour leur assistance lors de la mise en place et de la réalisation des essais, au cours de l'encadrement des TP ou pour leur aide lors de mes passages dans la halle de forge. Je remercie tout particulièrement Alex qui a été d'un grand soutien dans la réalisation des essais et m'a permis d'affronter avec plus de sérénité les difficultés posées par l'instrumentation et la robotisation des essais (foutu soulèvement des machines !).

Je remercie mes collègues du LCFC : Alain, Ali, Camille, Cyrille, Éric, Jean-Yves, Lazhar, Sandra et Tudor pour l'accueil qu'ils ont su me réserver au sein de l'équipe d'encadrement en déformation plastique, pour les conseils qu'ils m'ont fournis ainsi que pour la bonne ambiance qu'ils apportent dans la vie quotidienne du laboratoire.

Ces remerciements vont également aux collègues de AMVALOR côtoyés au cours de ces années passées à l'ENSAM avec tout d'abord les membres de l'ADEPA, petit îlot de quiétude au sein du campus de Metz. Merci à Damien et à Philippe sans qui je ne me serais jamais lancé dans cette aventure. Merci à Florian qui m'a bien formé à la déformation sur Forge. Je te remercie pour toutes ces sorties de course à pied les midis à chasser les segments autour de l'ENSAM et surtout pour avoir supporté mes nombreux papillonnages. Merci à Sandra pour ta bonne humeur et pour ton soutien dans la résolution de mes déboires administratifs. J'espère que tu ne vas pas crouler sous les montagnes de Haribo maintenant que je ne suis plus là pour faire disparaître les stocks ! Je remercie également Josselin et Simon pour leur aide précieuse dans la mise en place de la robotisation des essais. Ces années de thèse ont également été rendues plus agréables grâce aux nombreuses discussions en salle de convivialité portant sur le revêtement des manches d'Opinel, l'origine des kakis ou sur le bon usage d'un parachute. Merci à Aubin, Damien, Victor et Ludovic pour ces moments !

Je remercie également les autres doctorants du labo. Merci à Jean-François pour ton soutien durant ces trois ans à affronter les mêmes échéances. Merci surtout pour les fous rires lors de nos discussions et déplacements, en particulier pour les terribles voyages en TGV Metz-Paris à l'épreuve de la « neige » mosellane. Les flambeaux auront tenu jusqu'au bout ! Merci à Arthur, fournisseur officiel de soirées fondues dont le surplus de calories était immédiatement éliminé au cours de « nombreuses » parties de badminton. Je te souhaite courage et réussite pour la fin de ta thèse ! Merci Fadik, pour tes conseils lors de l'identification de lois de comportement et pour les moments partagés avec Jeff lors de formations ou de randonnées. J'espère que le ficus de la B152 se remettra un jour de tes tailles criminelles ! Sans oublier les autres avec qui l'on a partagé de nombreux moments en salle de convivialité où à l'Irish : Clément, Farès, Gabriel, Yanfeng (j'espère que tu garderas le feu sacré du meilleur club de foot du monde de la Moselle) et Zeya.

J'ai également une pensée pour les copains de supméca Anthony, Antoine, Amandine, Christophe, Clémence, Denis, Julien, Luc, Gaétan, Matthieu, Michaël, Romain, Suzanne, Vincent et Vivien ainsi qu'aux Lorrains Benjamin, Mathieu, Mickaël et Thomas qui m'ont encouragé et ont su m'aider à décompresser au cours de ces années lors de randos, de vacances, de soirées et lors de weekends passés à expérimenter en avant-première le bon usage des gestes barrières.

Enfin, je tiens à adresser ces dernières lignes aux membres de ma famille qui ont toujours été à mes côtés. Je remercie en particulier mon frère et mes parents pour leurs encouragements au cours des derniers instants de la thèse où votre présence m'a été d'une grande aide pour arriver au bout de cette aventure. Merci pour tout !

Merci à tous !

Corentin

Table des matières

Introduction générale.....	1
1. Etude bibliographique	3
1.1. Introduction	3
1.2. Principes généraux de l'élaboration de l'acier	3
1.2.1. Processus de solidification	3
1.2.2. Types de défauts générés.....	6
1.2.3. Méthodes de contrôle	7
1.3. Fermetures de porosités : état de l'art.....	11
1.3.1. Description du phénomène.....	11
1.3.2. Approches expérimentales	17
1.3.3. Modélisations numériques.....	20
1.3.4. Modèles d'évolution de porosités	25
1.4. Méthodologie expérimentale	32
1.4.1. Démarche générale	32
1.4.2. Développement d'un essai représentatif	33
1.4.3. Mise en place de défauts de type retassures contrôlées	40
1.5. Conclusions	42
2. Caractérisation rhéologique d'un matériau brut de coulée.....	45
2.1. Introduction	45
2.2. Etude bibliographique.....	46
2.2.1. Modèles de lois de comportement.....	46
2.2.2. Généralités sur les essais expérimentaux d'identification.....	51
2.2.3. Essai de compression	53
2.3. Méthode expérimentale	57
2.3.1. Essai de compression sur plasto-dilatometre	57
2.3.2. Cycle de chauffe.....	62
2.3.3. Etude des inhomogénéités et des anisotropies de comportement des structures brutes de coulée.....	68
2.4. Caractérisation de la nuance 25MnCrS4 brute de coulée continue	76
2.4.1. Lois identifiées	76
2.4.2. Validation expérimentale	80
2.4.3. Influence du modèle rhéologique sur les champs observés	85
2.5. Conclusion.....	88
3. Modèle numérique de l'évolution de porosités	89

3.1.	Introduction	89
3.2.	Modèles numériques.....	90
3.2.1.	Modèle de l'essai représentatif.....	90
3.2.2.	Modèle de l'essai de compression sur plasto-dilatometre.....	94
3.3.	Méthode de représentation explicite du défaut de porosité	95
3.3.1.	Adaptation des discrétisations volumiques	95
3.3.2.	Intégration de défauts analysés par tomographie	99
3.3.3.	Modélisation de défauts réels par des défauts équivalents.....	104
3.4.	Résultats Numériques	108
3.4.1.	Gammes de mise en forme étudiées	108
3.4.2.	Evolution de défauts réels	109
3.4.3.	Comparaison défauts réels / défauts équivalents.....	129
3.4.4.	Vers un modèle en champs moyens	133
3.5.	Conclusion.....	135
4.	Etude expérimentale de l'évolution de porosités	137
4.1.	Introduction	137
4.2.	Evolution de l'essai représentatif	138
4.2.1.	Intégration de défauts de type retassures contrôlées	138
4.2.2.	Démarche de robotisation de l'essai représentatif.....	141
4.3.	Résultats expérimentaux.....	146
4.3.1.	Cas d'étude.....	146
4.3.2.	Critères d'évaluation de l'évolution de défauts.....	148
4.3.3.	Résultats expérimentaux	152
4.4.	Confrontation entre expérimentations et simulations.....	155
4.4.1.	Résultats de comparaison entre expérimentations et simulations	155
4.4.2.	Discussion	168
4.5.	Conclusions	178
	Conclusion générale et perspectives.....	181
	Conclusion.....	181
	Perspectives.....	182
	Bibliographie.....	185
5.	Annexes	193

Introduction générale

L'élaboration des aciers par coulée s'accompagne de la formation de défauts tels que des porosités internes. L'apparition de ces dernières, liée au processus de solidification, nuit à la santé interne du matériau mis en forme et est responsable d'une diminution des propriétés mécaniques. La réduction de l'impact de ces cavités présente ainsi un enjeu majeur pour limiter les défaillances liées au matériau lors de la fabrication de pièces en acier. La limitation des impacts sur la santé interne peut être opérée, dans un premier temps, en intervenant sur le procédé de solidification afin d'en limiter la formation. Dans un second temps, ces défauts sont réduits ou supprimés au cours de processus de mise en forme à chaud réalisés directement sur des produits issus de coulée tel que le laminage à chaud. La maîtrise de ces mises en forme et la compréhension du phénomène d'évolution des cavités soumises à ces sollicitations sont ainsi importantes en vue de l'obtention de produits en aciers exempts de porosités. Les dimensions et les contraintes de productivité des processus industriels impliqués limitent cependant les possibilités d'analyse in situ du phénomène de fermeture et en complexifient l'étude. Le passage par une simulation intégrant la modélisation du phénomène de fermeture de porosité est ainsi indispensable. La validation et l'identification expérimentale des modèles ne peuvent toutefois pas être effectuées à l'échelle industrielle.

Pour répondre à ces besoins, des simulations expérimentales et numériques de procédé de mise en forme sont présentées dans la littérature. Ils ont pour principaux objectifs d'identifier les paramètres influençant le phénomène de fermeture de cavité et de définir des modèles en champs moyens estimant l'état des cavités au cours de sollicitations thermomécaniques. Les modélisations utilisées conduisent à ignorer certains paramètres identifiés comme essentiels dans la fermeture de cavités. Des essais de mise en forme élémentaires sont, par exemple, mis en œuvre et présentent un état de sollicitation simplifiée par rapport à ceux rencontrés lors de procédés d'étirages ou de laminage (changements de direction, utilisation d'outils de formes complexes). Ces simplifications ont pour conséquences de limiter les domaines d'application des modèles identifiés à certains types de sollicitations, de géométries de porosité ou à certaines étapes de fermetures. La nécessité de disposer de modèles de fermeture évalués ou identifiés dans des conditions représentatives du procédé étudié semble ainsi indispensable pour en améliorer les capacités de prédiction.

L'objectif de ces travaux de thèse consiste ainsi à définir une méthodologie de caractérisation et de modélisation de la fermeture de porosités adaptée à l'étude d'un procédé de mise en forme particulier. Cette méthodologie est basée sur la confrontation entre un essai expérimental reproduisant dans un échantillon les caractères essentiels de phénomène de fermeture de porosités identifiés sur le procédé sélectionné et son modèle numérique en champs complets. Une fois le modèle numérique validé, les évolutions de cavités observées sur ce dernier servent à évaluer ou à identifier des modèles en champs moyens dans des conditions représentatives du procédé étudié.

Dans ces travaux de thèse, la méthodologie est appliquée au procédé de laminage à chaud de barres implanté sur le site de ABS à Udine (Italie). Les barres sont laminées à partir de blooms issus de coulée continue. La thèse s'organise en quatre chapitres.

Le premier chapitre consiste, au travers d'une étude bibliographique, à identifier les paramètres essentiels intervenant dans le phénomène de fermeture de porosités au cours de la mise en forme. Ces derniers sont identifiés à travers l'analyse des modèles d'évolution de cavité et des

Introduction générale

modélisations expérimentales du phénomène, disponibles dans la littérature. Un essai de mise en forme représentatif d'une gamme de laminage industriel mis en place lors de précédents travaux de thèse (Chevalier 2016) est également présenté. Cet essai représentatif est adapté en vue d'en améliorer sa représentativité vis-à-vis du phénomène de fermeture de porosités en laminage à chaud de barres.

Le second chapitre est dédié à la caractérisation rhéologique de l'acier constitutif du bloom brut de coulée continue et à sa modélisation. L'objectif est de disposer d'une loi de comportement de l'acier correspondant à sa structure de solidification initiale qui sera ensuite utilisée pour la simulation des essais des chapitres suivants. L'observation métallographique du bloom faisant apparaître une structure grossière et orientée, la présence d'éventuelles anisotropies et hétérogénéités de comportement est étudiée. La sélection et l'identification d'un modèle rhéologique à partir des résultats de compression sont réalisées au cours de ce chapitre. Cette partie du travail est guidée par le fait que le modèle rhéologique doit être capable de représenter les caractères spécifiques du comportement d'une nuance brute de solidification pouvant influencer la fermeture de cavités.

Le troisième chapitre est consacré à la mise en place des modèles numériques en champs complets d'un essai de compression sur plasto-dilatometre et de l'essai représentatif du laminage. Des modèles intégrant des porosités « réelles » issues de tomographies et leurs représentations simplifiées par des ellipsoïdes équivalents sont présentés. Les méthodes de traitement et d'intégration de ces cavités aux modèles numériques sont étudiées. L'évolution et le mode de fermeture des géométries des cavités sélectionnées sont analysés numériquement au cours de ce chapitre. Les méthodes de représentation des porosités sont également comparées.

Le quatrième chapitre confronte les résultats obtenus par les modèles en champs complets avec des résultats expérimentaux. Ces derniers sont obtenus au cours d'essais de compression sur plasto-dilatometre et sur l'essai représentatif. La validation des simulations est basée sur leur aptitude à reproduire les volumes, les dimensions et les morphologies obtenus expérimentalement. La capacité d'identification de modèles d'évolution de cavité en champs moyens à partir des modèles expérimentaux et en champs complets développés est également abordée au cours de ce chapitre.

1. Etude bibliographique

1.1. Introduction

La compréhension du phénomène de fermeture des porosités au sein des aciers est nécessaire afin de permettre une limitation de l'impact de ces dernières sur les propriétés mécaniques de pièces issues de procédés de mise en forme.

L'étude de ce phénomène nécessite dans un premier temps de comprendre les mécanismes intervenant au cours de leur formation afin d'en définir les propriétés géométriques et physiques. Cet aspect passe par l'étude de l'élaboration des aciers et plus particulièrement de sa phase de solidification. A cette occasion, seront identifiées au cours de ce premier chapitre les méthodes d'examen de la santé interne applicables aux alliages métalliques. L'analyse de ces aspects concernant les porosités permet d'établir un premier constat portant sur les types de défauts rencontrés et d'effectuer un état des lieux des moyens d'obtenir un suivi de leur évolution au cours d'un processus de mise en forme.

L'objectif de ce chapitre est également de dresser un état de l'art sur la fermeture de porosités avec notamment la présentation d'une synthèse des paramètres identifiés comme influant ce phénomène. L'impact de ces derniers est mis en évidence par différentes études menées avec des modèles numériques et/ou sur des dispositifs d'essai expérimentaux. Ces essais mettent en œuvre des méthodes de contrôles pour évaluer l'évolution des porosités qu'il convient d'analyser afin d'en identifier leurs degrés de représentativités par rapport à des procédés de mise en forme et leurs limites dans l'analyse du phénomène de fermeture de cavités. Les différentes approches expérimentales et numériques sont ainsi analysées et des modèles de suivi de l'évolution des porosités sont présentés au cours de cette section.

Une démarche expérimentale développée dans le cadre de la modélisation de l'évolution de défauts au cours de procédés industriels est enfin présentée ainsi que la méthodologie appliquée pour adapter cette démarche à l'étude de porosités. Le but est de fournir une base d'étude du phénomène de fermeture des cavités dans un acier dans un cadre expérimental représentatif du procédé considéré.

1.2. Principes généraux de l'élaboration de l'acier

1.2.1. Processus de solidification

Le processus de solidification des aciers est réalisé après réduction de minerais en fonte et conversion de cette dernière en acier ou bien directement après la fusion de ferrailles. Après mise à nuance des bains d'acier liquides, ces derniers sont solidifiés en lingotière ou au cours d'un procédé de coulée continue. Nous nous intéresserons principalement à ce second type de procédé de solidification au cours des présents travaux de thèse.

La solidification d'un bloom d'acier au cours de la coulée continue progresse depuis sa peau en contact avec la lingotière refroidie. La solidification se propage ensuite vers le centre du bloom depuis la peau à mesure que ce dernier avance dans la machine de coulée continue. Une schématisation de ce procédé et du mécanisme de solidification intervenant est présentée Figure 1-1.

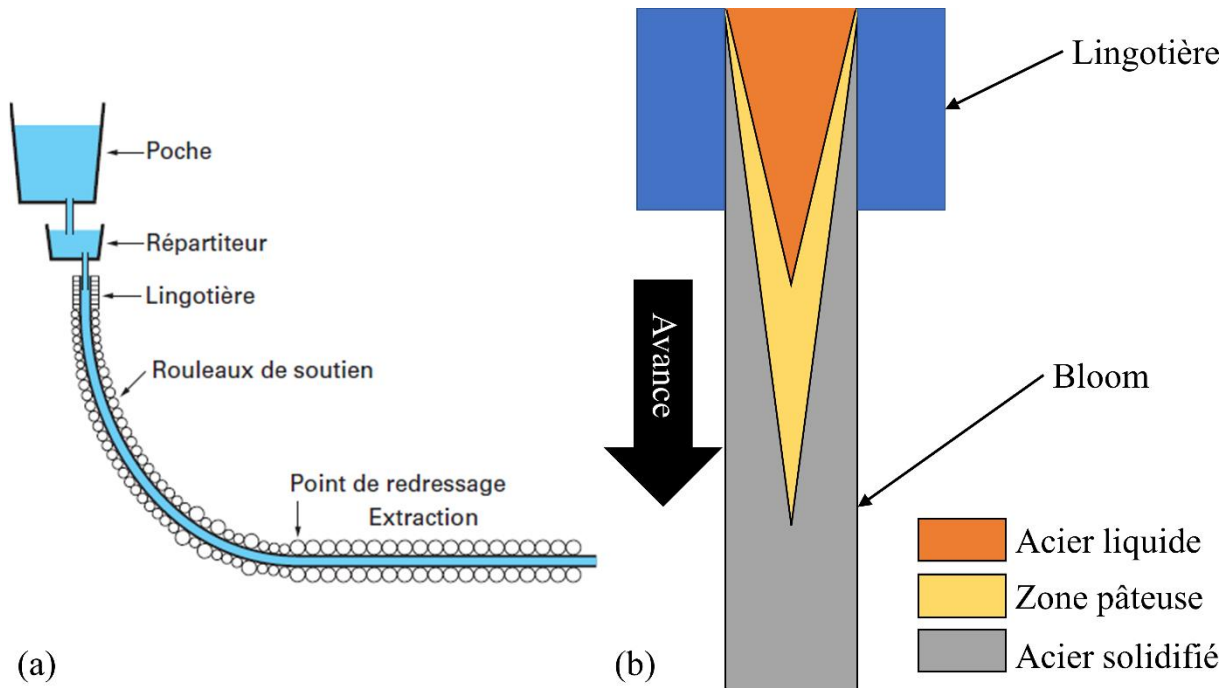


Figure 1-1(a) Vue en coupe d'une machine de coulée continue courbe (Choné 2004) et (b) schématisation du front de solidification au cours d'un procédé de coulée continue

Ce processus de solidification a pour conséquence la formation d'hétérogénéités de microstructure et de composition observables le long des rayons de la section des blooms solidifiés.

Le premier type d'hétérogénéité est généré par la formation d'un gradient thermique sur le front de solidification. Une première zone localisée en peau est obtenue par le refroidissement rapide de l'acier en contact direct avec les parois de la lingotière. Les grains dans cette zone présentent une microstructure fine et homogène pouvant être qualifiée d'équiaxe. Le gradient thermique entre la peau solidifiée et le cœur liquide contribue à la formation d'une seconde zone qualifiée de colonnaire à mi-rayon des blooms en cours de solidification. Cette seconde zone présente un élanement de la microstructure selon la direction radiale des blooms. Une troisième zone localisée à cœur présente enfin une structure équiaxe. Dans cette zone, la germination de la phase solide et des grains est provoquée en coulée continue par le détachement de dendrites depuis le front de solidification (Wang *et al.* 2019). Cet effet peut être amplifié sous l'effet de l'adjonction d'une agitation magnétique appliquée au niveau de la zone de solidification du bloom et contribue ainsi à l'augmentation de la partie équiaxe à cœur.

Trois zones distinctes peuvent ainsi être identifiées lors de l'analyse macrographique de sections obtenues après solidification comme illustré schématiquement Figure 1-2 (a) dans le cas du refroidissement d'un lingot. Les sections obtenues sur les blooms solidifiés lors de coulée continue présentent également la même organisation de leurs structures dans les sections perpendiculaires à l'axe de coulée (voir macrographie Figure 1-2 (b)).

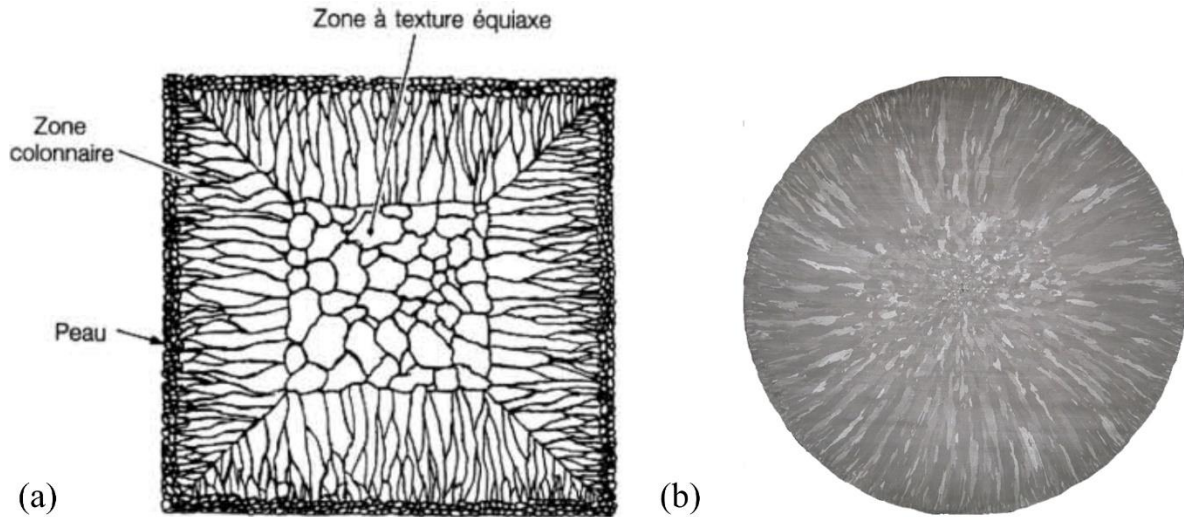


Figure 1-2 (a) Représentation schématique d'une macrostructure d'une section de lingot après solidification (Lesoult 1989)
(b) structure de solidification d'une section d'un bloom en acier de diamètre 850 mm issu de coulée continue

Le second type d'hétérogénéité obtenu au cours du refroidissement d'acier liquide est la conséquence d'un piégeage de liquide lors de l'avance des dendrites et également le résultat de la concentration du liquide à cœur en fin de solidification. Les éléments d'alliage (ou les impuretés) plus solubles dans le liquide ont en effet tendance à se concentrer dans ces zones au cours de la solidification et sont la cause de formation de microségrégations entre les dendrites et de ségrégations à cœur (Choudhary et Ghosh 1994).

1.2.2. Types de défauts générés

Outre les hétérogénéités de structure et de composition chimique, le processus de solidification des aciers est également source de défauts. Ces défauts sont de deux natures différentes, les inclusions et les porosités (soufflures et retassures).

➤ Inclusions

La première famille de défauts générés lors de l'élaboration de l'acier est constituée des inclusions. Elles se caractérisent par leur forme (taille, morphologie), leur nature et leur distribution.

Les inclusions sont soit générées au cours de la désoxydation du bain d'acier liquide ou lors de la réoxydation au cours du processus de solidification (bain en contact avec l'air extérieur). On parle alors d'inclusions endogènes. Ces inclusions sont de types oxydes et sont formées à partir des éléments contenus dans l'alliage ou formées au cours de la désoxydation (calmage) du bain liquide utilisé (oxydes d'aluminium dans le cadre calmage aluminium par exemple).

Le second type d'inclusion est réalisé par le piégeage de laitier ou le détachement d'éléments réfractaires provenant des installations de coulée. On parle alors d'inclusions exogènes.

➤ Soufflures

Les soufflures constituent un des types de porosités générés lors de la solidification des aciers. Elles sont la conséquence de piégeage de gaz au cours de la solidification et sont identifiables par leur dispersion dans le matériau et par leur géométrie sphérique. Les gaz piégés responsables de ces défauts sont soit formés par réaction chimique dans le liquide ou par rejet de gaz dissouts dans le liquide lors de la solidification, la solubilité des gaz étant de façon générale plus faible dans l'acier solide que dans l'acier liquide.

➤ Retassures

Le piégeage final de liquide et le retrait lors de sa solidification sont responsables d'un second type de porosité, les retassures. Ces dernières se forment selon le mécanisme schématisé Figure 1-3 (a). Ces défauts possèdent des morphologies irrégulières comme illustré Figure 1-3 (b) et (c). Compte tenu de leur nature, elles peuvent être considérées comme étant vides et ne présentent pas de couche d'oxyde à leur surface.

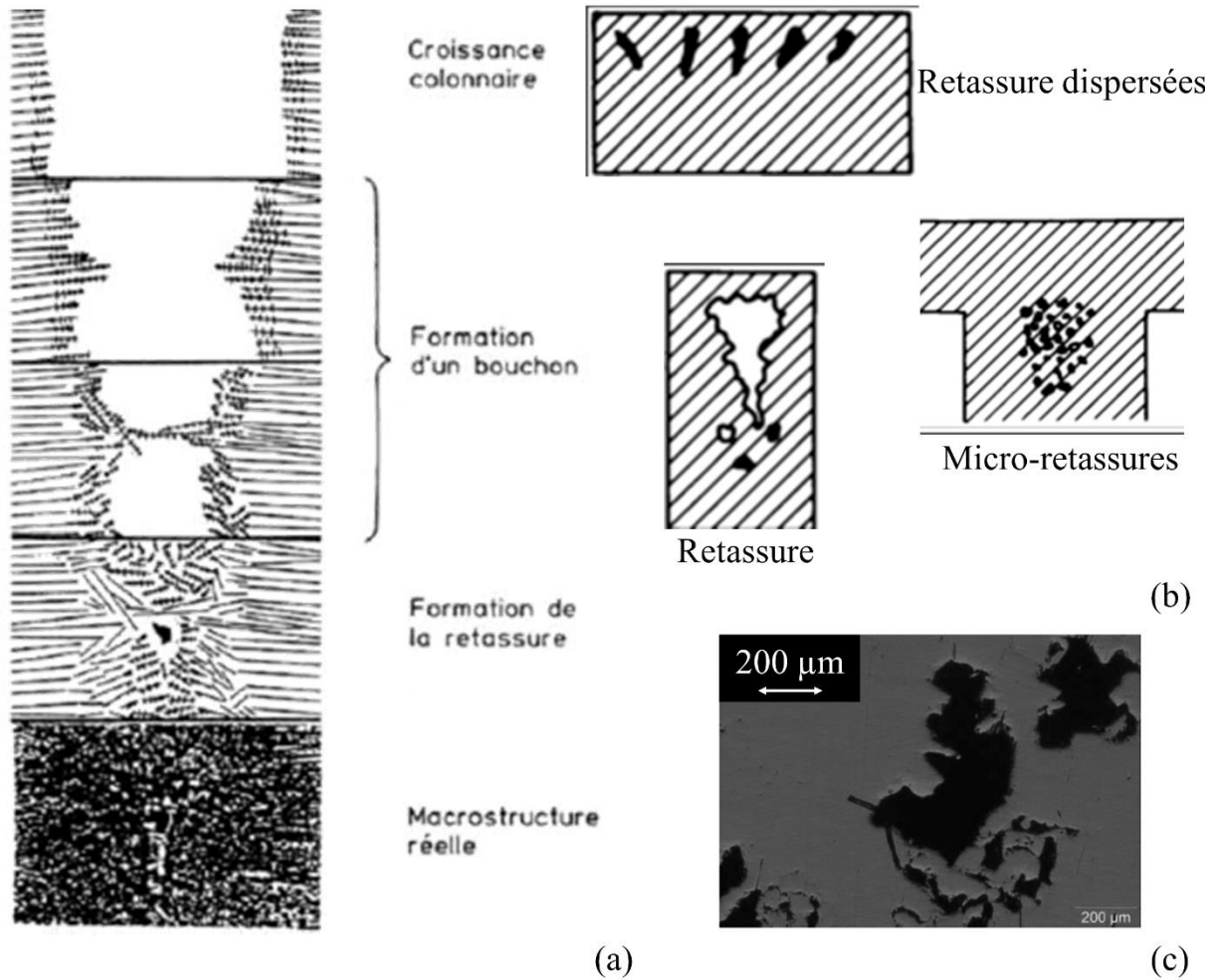


Figure 1-3 (a) Mécanismes de solidification rencontrés au cours d'un procédé de coulée continue (Lesoult 1989) (b) Type de porosités par classification (ASM International 2002) (c) Micrographie d'une porosité centrale observée dans un acier faiblement allié

Le même type de défaut de porosités et d'hétérogénéités est généré au cours de processus de solidification en lingot ou plus généralement lors de la réalisation de procédés de fonderie.

1.2.3. Méthodes de contrôle

Les analyses de l'impact des différents types de défauts internes sont réalisées à l'aide de plusieurs méthodes d'examen permettant d'obtenir différents degrés de précision sur les dimensions et les morphologies des défauts présents ainsi que leurs localisations dans les éléments analysés.

Certaines de ces méthodes nécessitent une destruction de l'échantillon au cours de l'analyse. D'autres méthodes permettent quant à elles un examen non destructif des différents défauts sans avoir à altérer l'intégrité des échantillons permettant ainsi, sous certaines conditions, une analyse d'un défaut au cours des différentes phases d'un processus de mise en forme.

➤ Métallographie

La métallographie consiste dans le cadre de l'analyse des défauts à la réalisation de polissages incrémentaux pour analyser les strates successives d'un échantillon afin de révéler les différents défauts qu'il contient. Cette technique présente l'avantage d'obtenir une représentation directe de la morphologie du défaut avec une précision ne dépendant que du matériel optique mis en œuvre lors des observations et de l'épaisseur des polissages successifs pouvant être réalisés. Elle permet également lors de la révélation d'inclusion d'en déterminer précisément la composition chimique par une analyse de spectrométrie à sélection d'énergie (EDS) par exemple.

Cette méthode reste cependant fastidieuse et a pour conséquence une destruction de l'échantillon. De plus, elle nécessite le plus souvent une localisation au préalable des défauts par contrôle non destructif pour affiner la zone de prélèvement des échantillons contenant des défauts permettant ainsi de réduire le temps de préparation des échantillons et de découverte des défauts.

➤ Méthodes par ultrasons

Les analyses par ultrasons sont une méthode non destructive de détection de défaut dans des matériaux massifs. Cette méthode consiste à étudier la propagation d'ondes ultrasonores dans un matériau afin de déterminer la distribution des défauts contenus dans l'échantillon analysé ainsi que leurs dimensions. Les examens réalisés par cette méthode vont dépendre des fréquences d'ultrason émises dans les matériaux. De hautes fréquences sont en effet favorables pour la détection de défauts de petites dimensions mais ont pour conséquence de limiter l'épaisseur de matière pouvant être analysée.

Les analyses ultrasonores présentent comme désavantage de ne pas fournir d'information sur la nature des défauts identifiés. Cette méthode ne fait en effet pas la distinction entre les porosités et les inclusions. Elle nécessite ainsi le déploiement d'autres méthodes d'investigation pour déterminer la nature d'un défaut. Les indications dimensionnelles ne permettent également pas de déterminer de manière précise la morphologie des défauts détectés. Seules des indications de volumes équivalents et de dimensions apparentes des défauts sont ainsi accessibles par cette technique (Faini *et al.* 2018) et permet principalement une évaluation qualitative d'une population de défaut.

Enfin, l'état microstructural des échantillons analysés doit être optimisé par traitement thermique pour obtenir une meilleure propagation des ondes ultrasonores permettant d'affiner la résolution des résultats obtenus.

➤ Méthodes de radiographie et tomographie

Les méthodes radiographiques exploitent les propriétés de transmission et d'absorption des photons par la matière afin d'identifier des variations de composition chimique et les cavités dans les échantillons par analyse de contraste. Les variations d'absorption sont en effet mises en évidence par le principe d'atténuation de Beer-Lambert relayant cette dernière au ratio de l'intensité du rayonnement transmis sur celui du rayonnement incident dont une formulation est présentée en (1-1). Dans cette relation N_0 désigne le nombre de photons d'énergie E incidents, N_I désigne le nombre de photons d'énergie E transmis sur le chemin traversé par un rayon dans

une tranche unique du matériau (coordonnées selon les axes Y et Z constantes) et μ_a coefficient d'atténuation dépendant des matériaux traversés.

$$\frac{N_1}{N_0} = \exp \left[- \int_{\text{chemin}} \mu_a(X, Y, Z) dX \right] \quad (1-1)$$

Ce dernier dépend du numéro atomique Z_p , de la masse volumique ρ du matériau traversé par le faisceau et d'une constante K_μ comme présenté en (1-2).

$$\mu_a(X, Y, Z) = K_\mu \rho \frac{Z_p^4}{E^3} \quad (1-2)$$

L'atténuation sera ainsi d'autant plus faible que l'énergie des photons incidents sera élevée permettant de traverser des épaisseurs d'échantillons plus importantes pour un même matériau.

Concernant l'analyse des images acquises, une inclusion ou une cavité vont représenter des discontinuités du coefficient d'atténuation. Lorsque la pièce est soumise à un rayonnement incident uniforme, ces discontinuités vont produire une non-uniformité du rayonnement transmis qui pourra être révélée par un film photographique ou des capteurs.

Ce principe peut ainsi être utilisé afin d'obtenir des informations en deux dimensions concernant les morphologies des défauts contenus dans les échantillons et estimer la nature des défauts considérés en fonction des contrastes observés. Les informations obtenues par des examens en deux dimensions sont issues de projections et restent limitées en ce qui concerne la localisation des défauts dans le volume des échantillons de même que pour déterminer leur morphologie.

Les tomographies permettent de surmonter ces deux difficultés en reconstruisant une représentation 3D des défauts par la réalisation de plusieurs tirs obtenus en faisant tourner l'échantillon analysé positionné entre la source et le capteur. Le principe d'acquisition des images par tomographie est présenté Figure 1-4.

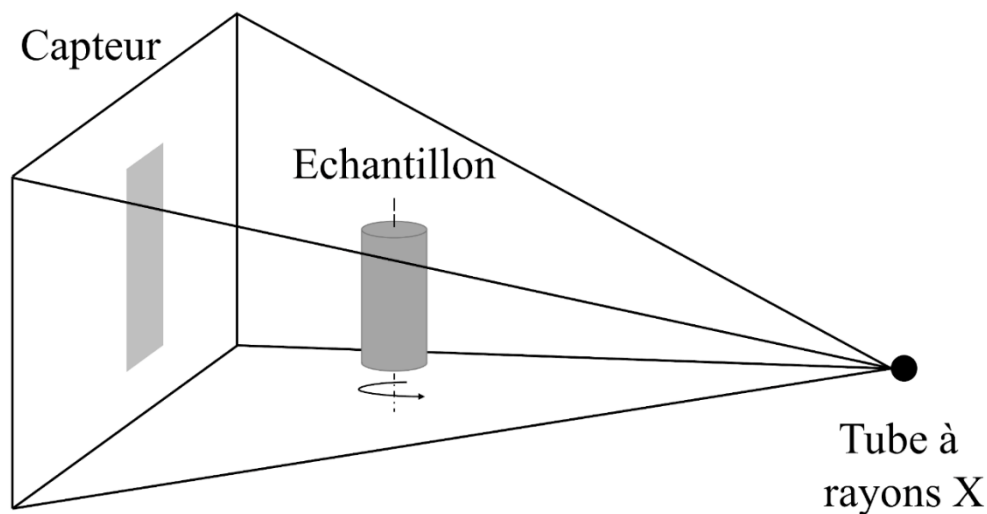


Figure 1-4 Tomographie avec tube à rayons X

Dans le cadre de l'étude de porosité, des tubes à rayons X ont été utilisés comme source lors de l'analyse des cavités présentes dans des échantillons métalliques (Lee *et al.* 2011 ; Saby *et al.* 2013 ; Zhang *et al.* 2020). Ce procédé à la particularité de présenter un faisceau conique d'émission de rayons X qui a permis d'atteindre des résolutions d'analyse de l'ordre de 10 μm lors de l'analyse d'échantillons métalliques. Cette résolution est conditionnée par le type de source et de capteur utilisé pour l'analyse. Elle dépend également des dimensions des échantillons analysés. L'utilisation de sources de rayon X plus puissantes permet d'augmenter l'épaisseur d'échantillon analysée. Des sources possédant une énergie importante ont cependant tendance à posséder un foyer de taille plus importante dégradant ainsi la résolution d'analyse accessible (Maire *et al.* 2001). L'utilisation d'un faible flux de photons transmis a également pour conséquence de nécessiter un temps d'exposition des capteurs plus important et rend l'analyse sensible aux bruits de mesure. L'obtention d'une résolution adaptée doit ainsi être un compromis entre une source suffisamment puissante permettant d'obtenir un flux suffisant de photons traversant la pièce tout en réduisant les temps d'exposition nécessaires à l'atteinte de résolutions fines pouvant augmenter les bruits d'analyse (Baruchel *et al.* 2000). La résolution dépend également des performances du capteur utilisé pour réceptionner le faisceau de photons incidents et conditionne ainsi les résolutions d'analyse accessibles.

Après acquisition, l'image 3D est reconstruite à partir des images obtenues pour chaque angle de rotation de l'échantillon par des algorithmes de rétroprojection. Les analyses par tomographie peuvent être influencées par de multiples artefacts d'analyse résultants d'effets de bord aux frontières d'un échantillon ou directement dus aux différences d'atténuation obtenues pour les différentes longueurs d'onde composant le faisceau de rayons X incidents (Baruchel *et al.* 2000).

L'analyse de défauts utilisant les méthodes de radiographie dépend également des méthodes de seuillage retenues pour traiter les nuances de gris obtenues en sorties d'analyse. Les algorithmes les plus avancés visant à limiter les erreurs d'interprétation ont recours à une suppression des bruits obtenus sur les images acquises et effectuent un traitement visant à supprimer le fond des images pour ne conserver que les informations concernant les défauts identifiés (Maire et Withers 2014).

Les analyses radiographiques concourent donc à l'obtention d'informations à la fois sur la nature des défauts (radiogramme et tomographie) ainsi que sur la morphologie complète (tomographie). Un travail préliminaire de traitement des clichés acquis est cependant nécessaire pour limiter l'influence d'artefacts liés à l'acquisition de données et obtenir une représentation fidèle des volumes et morphologies de défauts obtenue à partir des nuances de gris générée lors des analyses.

Les méthodes de contrôle disponibles doivent ainsi être sélectionnées en suivant un compromis entre précisions des informations nécessaires à l'analyse et conservation de l'intégrité de l'échantillon. Le traitement des données doit également être effectué avec précaution pour éviter d'éventuels biais d'analyse dus aux propriétés des procédés de contrôle utilisés.

Après avoir décrit le mécanisme de formation des défauts (inclusions et porosité) et avoir étudié les procédés de contrôles permettant leur détection et leur dimensionnement, le paragraphe suivant se focalise sur les porosités et plus particulièrement leur évolution au cours du processus de mise en forme.

1.3. Fermetures de porosités : état de l'art

1.3.1. Description du phénomène

Au cours de la déformation plastique, le volume et la morphologie des porosités vont évoluer. Au cours du laminage des blooms, l'objectif est d'atteindre une fermeture complète de ces dernières pour obtenir un produit sain.

Le phénomène de fermeture des porosités peut se décomposer en deux mécanismes distincts (Park et Yang 1996). Le premier mécanisme consiste en la fermeture géométrique des cavités. Cette première étape se termine avec la mise en contact des surfaces internes opposées de la porosité. Celle-ci sera appelée « auto-contact » dans la suite du manuscrit. Le second mécanisme concerne quant à lui la fermeture finale du défaut et la restauration des propriétés du matériau sain. Lors de cette étape, les surfaces mises en contact « se soudent » conduisant à une cicatrisation du défaut.

➤ Fermeture géométrique

La fermeture géométrique des cavités est la première étape intervenant dans la réduction de leur impact sur les propriétés mécaniques d'un matériau. Lors de cette étape, l'évolution du défaut peut être illustrée par l'évolution du rapport de son volume courant sur son volume initial V/V_0 (Saby *et al.* 2015a). Les évolutions des dimensions des porosités selon les directions principales du repère sélectionné sont également utilisées pour décrire l'évolution des cavités en suivant pour chaque direction le rapport R_i/R_{i0} où i désigne une des directions du repère utilisée (X, Y ou Z) (Feng *et al.* 2016 ; Zhang *et al.* 2020). Le suivi de l'évolution de facteur de forme est également utilisé pour rendre compte de la progression des porosités avec, par exemple, les facteurs utilisés par Chen et Lin (Chen et Lin 2013) présentés équations (1-3) à (1-5) où S_i désigne le facteur de forme dans la direction i , R_i la dimension du défaut dans la direction i avec i désignant une des directions du repère utilisé (X, Y ou Z).

$$S_X = \frac{2R_X}{R_Y + R_Z} \quad (1-3)$$

$$S_Y = \frac{2R_Y}{R_X + R_Z} \quad (1-4)$$

$$S_Z = \frac{2R_Z}{R_X + R_Y} \quad (1-5)$$

La progression de la fermeture étudiée sur des porosités sphériques a mis en évidence un mécanisme de fermeture conduisant dans un premier temps le défaut à s'allonger jusqu'à présenter une section de forme elliptique. Deux modes de fermeture peuvent ensuite être observés avec la formation d'auto-contacts progressant depuis la périphérie ou depuis le centre

du défaut (voir Figure 1-5 (a)). La progression vers un type ou l'autre de fermeture s'effectue de manière aléatoire (Zhang *et al.* 2009). Lors de la fermeture géométrique, la formation des auto-contacts a également pour conséquence la génération de microcavités liées à l'état des surfaces (tortuosité) comme illustré Figure 1-5 (b).

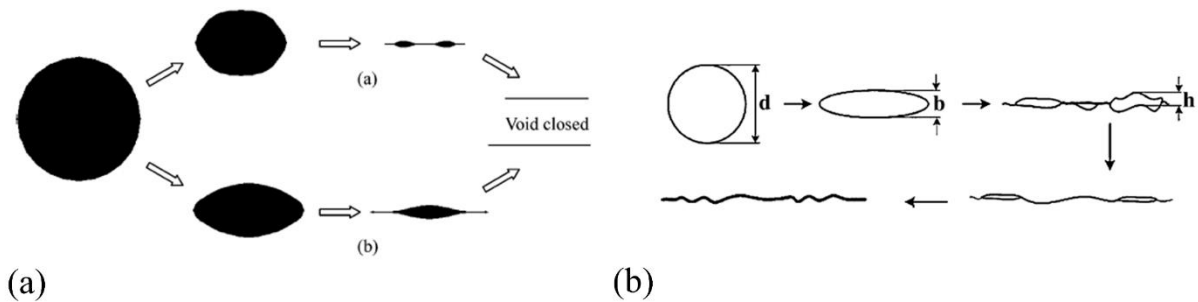


Figure 1-5 (a) Modes de fermeture des porosités (Zhang et al. 2009) (b) Description du mécanisme de fermeture des porosités (solllicitations unidirectionnelles) (Wang et al. 2015)

La fermeture géométrique des cavités va être reliée aux conditions de sollicitations thermomécaniques et aux spécificités des procédés étudiés. L'influence de plusieurs de ces paramètres a été mise en évidence dans la littérature. Ces derniers peuvent se classer en quatre catégories :

- Paramètres thermomécaniques
- Paramètres géométriques liés au défaut
- Paramètres liés au procédé
- Paramètres liés au matériau

Les différents paramètres composant les catégories présentées sont détaillés ci-dessous :

- Paramètres thermomécaniques

L'évolution de défauts est liée dans un premier temps à la déformation plastique dans le matériau. Le suivi de ce paramètre par le niveau de déformation équivalente noté ϵ_{eq} est ainsi à effectuer lors de l'analyse de l'évolution de porosités. L'étude de la distribution de la déformation équivalente et des niveaux rencontrés au cours d'un procédé de forgeage libre a ainsi mis en évidence l'influence de ce paramètre sur l'évolution des porosités (Lee *et al.* 2011).

Les états de contrainte ont également une influence sur l'évolution des cavités. La fermeture géométrique des défauts est en effet favorisée par la présence d'états de contrainte compressifs. Ces derniers sont évalués par l'analyse du champ de pression hydrostatique p_h permettant de mettre en évidence l'importance des états de contrainte compressifs pour provoquer la fermeture géométrique des défauts (Wang *et al.* 1996). L'influence de l'état de contrainte est également évaluée par l'intermédiaire de la triaxialité des contraintes dont l'expression est présentée en (1-6) où σ_{eq} désigne la contrainte équivalente de von Mises.

$$T_x = -\frac{p_h}{\sigma_{eq}} \quad (1-6)$$

Les niveaux de triaxialité ont été mis en évidence comme ayant une influence importante sur l'évolution des défauts avec notamment une fermeture des défauts favorisée par une diminution de la triaxialité (Saby *et al.* 2013 ; Harris *et al.* 2017). L'analyse des états de contrainte peut également être complétée par l'analyse du paramètre de Lode μ sur le trajet de déformation. Ce

paramètre dont une formulation est présentée en (1-7) dépend du troisième invariant du tenseur de contrainte et permet en combinaison avec la triaxialité de disposer d'une caractérisation unique de l'état de contrainte. Dans cette formulation σ_i représente la contrainte principale où i désigne l'indice de cette dernière prenant les valeurs 1, 2 ou 3.

$$\mu = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \quad (1-7)$$

L'influence de la variation de l'évolution des cavités pour deux états de triaxialité identiques présentant des paramètres de Lode différents a été mise en évidence par Chbihi et al. (Chbihi *et al.* 2017) à l'aide d'une étude numérique portant sur des sollicitations présentant différents niveaux de triaxialité.

Les autres paramètres thermomécaniques intervenant sur l'évolution de cavité ont quant à eux des influences pouvant être qualifiées d'indirectes sur le phénomène étudié. Pour cette catégorie de paramètres, l'influence obtenue est en effet réalisée par l'intermédiaire de la modification de l'état de contrainte ou du niveau de déformation. C'est le cas notamment du champ de température. Un gradient de température entre surface et cœur d'un échantillon obtenu par un refroidissement forcé a en effet été mis en évidence comme étant bénéfique en matière de fermeture de défauts (Ståhlberg et Keife 1992). Cet effet est lié à un durcissement du matériau en peau dû à son refroidissement permettant de concentrer la déformation au cœur de l'échantillon plus chaud et donc ayant une contrainte d'écoulement plus faible. L'effet du gradient thermique obtenu par refroidissement sur l'augmentation du niveau de déformation à cœur a également été mis en évidence par Faini et al. (Faini *et al.* 2018) au cours d'un processus de laminage.

La capacité de fermeture sur un chemin thermomécanique peut enfin être évaluée par l'introduction de l'intégrale hydrostatique Q proposée par Tanaka et al. (Tanaka *et al.* 1986). Cette grandeur présentée équation (1-8) permet ainsi de disposer d'un indice évaluant l'influence combinée de la déformation et de l'état de contrainte au cours d'un chemin de sollicitation.

$$Q = \int_0^{\varepsilon_{eq}} -T_x d\varepsilon_{eq} \quad (1-8)$$

Cet indice ne prend pas en compte d'éventuels changements de direction de sollicitation, son application à de tels procédés doit ainsi être effectuée avec des précautions particulières (Saby *et al.* 2013).

Une modification de cet indice est proposée par Chen et Lin (Chen et Lin 2013) afin d'évaluer le phénomène de fermeture des cavités dans les directions du repère utilisées équations (1-3) à (1-5) pour définir les facteurs de forme des défauts. La formulation de cet indice Q'_i proposée est présentée équation (1-9) et fait intervenir les composantes s_{ii} du déviateur des contraintes \mathbf{s} pour évaluer le chemin de sollicitation thermomécanique dans les différentes directions.

$$Q'_i = \int_0^{\varepsilon_{eq}} -\frac{s_{ii}}{\sigma_{eq}} d\varepsilon_{eq} \quad (1-9)$$

Pour des défauts dont le repère principal n'est pas aligné avec les directions de sollicitations, les auteurs proposent l'évaluation des ratios d'aspects et des indices Q'_i dans le repère principal lié au défaut. Cela conduit ainsi à négliger l'influence des composantes de cisaillement du tenseur déviateur sur l'évolution des ratios d'aspect du défaut liée à une éventuelle rotation de la cavité au cours de la mise en forme.

- Paramètres géométriques liés au défaut

Les paramètres géométriques influant la fermeture de porosités concernent principalement leurs facteurs de formes, leur orientation ainsi que leur état de surface global. Un lien entre l'évolution de la porosité et son ratio d'aspect a ainsi été mis en évidence. Chen et Lin (Chen et Lin 2013) identifient en effet les ratios d'aspect des défauts présentés équations (1-3) à (1-5) comme étant prépondérant sur l'évolution de la fermeture de défauts. L'élancement d'un défaut est également présenté comme étant un élément amplifiant le niveau de déformation nécessaire pour observer une fermeture lors de la réalisation de sollicitations alignées sur l'axe de la grandeur principale du défaut comme mis en évidence lors d'un procédé de refoulement par Kakimoto et al. (Kakimoto *et al.* 2010) ou lors du laminage de produits plats (Li *et al.* 2020). Outre le ratio d'aspect, ces derniers résultats mettent en avant l'influence de l'orientation des porosités dont l'impact sur le changement de comportement en fermeture a été mis en évidence par Saby et al. (Saby *et al.* 2015b).

Les états de surfaces et la morphologie globale des défauts jouent également un rôle dans leur évolution lors de chargements thermomécaniques. Les tortuosités observées sur les défauts générés de manière naturelle ont en effet un impact sur les dernières étapes de fermeture, les rendant plus complexes du fait de la multiplication des contacts entre surfaces (Saby *et al.* 2013). Les morphologies de défauts «réelles» issues de procédés de solidification sont ainsi les plus difficiles à réduire comme le présentent également Hauri et al. (Hauri *et al.* 2018) en mettant en évidence la nécessité d'un niveau de réduction nécessaire plus important pour observer la fermeture d'une zone constituée de microporosités ou de retassures issues de procédés de solidification.

Le volume initial du défaut ou le rapport de son diamètre sur celui de l'échantillon le contenant semble quant à eux avoir une faible influence sur l'évolution des cavités, (Kakimoto *et al.* 2010 ; Chen et Lin 2013 ; Wang *et al.* 2015), dans les plages étudiées par ces auteurs ([0.007, 0.13] pour Kakimoto *et al.* 2010).

- Paramètres liés au procédé

L'évolution des porosités est également liée à des paramètres inhérents au procédé étudié. Ces derniers influent sur la distribution des champs thermomécaniques et ont ainsi une influence indirecte sur la fermeture des cavités.

Le premier paramètre influant sur l'évolution de la fermeture de cavités interne est la réduction de section des échantillons mis en forme. Ce paramètre a en effet été mis en évidence comme favorisant la fermeture lorsque l'on augmente le niveau de réduction de section (Ståhlberg *et al.* 1980 ; Wang *et al.* 1996). L'influence de ce paramètre du procédé est à relier avec l'augmentation de la déformation équivalente induite par un niveau de réduction supplémentaire. Le même mécanisme est mis en évidence dans le cadre de l'utilisation

d'outillages de formes complexes limitant l'écoulement latéral de la matière et concentrant ainsi la déformation au centre des échantillons mis en forme. Ce type d'outillage est en effet présenté comme favorisant la fermeture des défauts de porosités (Banaszek et Stefanik 2006). L'effet de tels outillages sur l'augmentation des états de la déformation au voisinage du défaut et de l'état compressifs à cœur a quant à elle été mise en évidence par Kukuryk (Kukuryk 2019) présentant les outillages en V comme avantageux en termes d'influence sur la fermeture de cavité au cours d'opérations d'étirage.

Le procédé a également une influence sur le phénomène de fermeture de porosité lorsqu'il est effectué de manière séquentielle. La répartition de la réduction globale de section sur plusieurs opérations a en effet été identifiée comme réduisant le degré de fermeture observé au cours de procédés de mise en forme (Kakimoto *et al.* 2010). L'alternance des directions de mise en forme est également un paramètre réduisant la capacité de fermeture d'un procédé à réduction de section identique (Nakasaki *et al.* 2006). Une réouverture des défauts est en effet observable lors de la réalisation d'alternance de mise en forme (Feng *et al.* 2016).

- Paramètres liés au matériau

L'influence des coefficients de sensibilité des matériaux à la vitesse de déformation et à l'écrouissage a été mise en évidence sur l'évolution de porosités (Zhang *et al.* 2009 ; Saby *et al.* 2015b).

La diminution du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation a en effet tendance à augmenter le niveau de fermeture d'une porosité observée (Zhang *et al.* 2009). La sensibilité à l'écrouissage du matériau a quant à elle tendance à limiter la fermeture des défauts lorsque celle-ci augmente. Cet effet est également observé lors de l'utilisation d'un matériau présentant un comportement adoucissant (coefficient de sensibilité à l'écrouissage négatif) (Saby *et al.* 2015b).

L'influence de ces paramètres est cependant réduite dans les domaines de déformation à chaud (Harris *et al.* 2017). La sensibilité des matériaux à la vitesse et à l'écrouissage serait ainsi d'une importance secondaire par rapport aux paramètres présentés précédemment (Saby *et al.* 2015b).

- Cicatrisation

La cicatrisation correspond à la phase de suppression totale des défauts de porosité et de leur effet sur les propriétés du matériau. Lors de cette étape, l'interface de la cavité préalablement fermée géométriquement est soudée. Le niveau de cicatrisation du matériau s'évalue en effectuant des essais mécaniques sur des zones contenant des défauts cicatrisés. Le degré de suppression du défaut est alors caractérisé lors d'essais mécaniques par le rapport entre les grandeurs mécaniques obtenues après cicatrisation et celles du même matériau en absence de défauts (Park et Yang 1996 ; Joo *et al.* 2014). La restauration des propriétés mécaniques du matériau est nécessaire afin d'éviter la réouverture de défauts lors d'un passage à des états de traction lors d'un trajet complexe de sollicitation (Keife et Ståhlberg 1980). La caractérisation de cette tenue à chaud dans le prolongement de l'opération de mise en forme (sans refroidissement à température ambiante) permet d'évaluer la cicatrisation pour des chemins thermomécaniques complexes représentatifs des conditions rencontrées lors de procédés de mise en forme multipasses (Hibbe et Hirt 2019).

La cicatrisation est obtenue par déformation plastique et par diffusion. Les performances de tenue des liaisons créées sont ainsi liées à des paramètres favorisant le phénomène d'assemblage par diffusion (Hibbe et Hirt 2019). La liaison formée dépend ainsi de la pression, de la température et du temps de maintien en contact. La favorisation de la recristallisation statique au niveau de la zone de contact entre les deux interfaces (Li *et al.* 2020) est également favorable à la réalisation de liaisons.

D'importants niveaux de déformation au voisinage de l'interface sont ainsi bénéfiques pour augmenter sa résistance (Li *et al.* 2020) et sont à lier avec l'augmentation de la pression de contact qu'ils génèrent (Feng *et al.* 2016) ayant également un effet bénéfique sur la liaison formée (Joo *et al.* 2014).

La température va quant à elle permettre d'augmenter l'efficacité des liaisons formées en accélérant la diffusion. La formation de la liaison aux interfaces des défauts est en effet favorisée par l'augmentation de la température (Feng *et al.* 2016). Cet effet de la température reste cependant limité sur les plages comprises entre 1000°C et 1200°C (Park et Yang 1996 ; Hibbe et Hirt 2019).

Enfin, l'augmentation du temps de mise en contact avant de solliciter les interfaces formées lors de la cicatrisation permet d'augmenter la tenue de ces dernières (Hibbe et Hirt 2019).

La cicatrisation est également influencée par l'état de surface de la porosité. La tenue de la liaison obtenue à l'interface dépend en effet de la rugosité de la surface ainsi que de la présence d'un film d'oxyde pouvant limiter la tenue de l'interface cicatrisée (Hibbe et Hirt 2019). L'expansion de surface réalisée au cours de la cicatrisation est ainsi à prendre en compte. Cette dernière est en effet responsable de la fragmentation de la couche d'oxyde et permet la liaison de l'interface par extrusion de matière au travers de cette couche sous l'effet de la pression de contact (Park et Yang 1996). Ce mécanisme est similaire à celui décrit par Bay (Bay 1983) dans le cadre d'assemblage de plaques d'aluminium par co-laminage.

Le phénomène de fermeture de porosité présente deux phases. Une première phase de fermeture géométrique mettant en contact les surfaces internes de la porosité (auto-contact) et une seconde phase de cicatrisation permettant de générer une liaison restaurant en partie les propriétés mécaniques du matériau sain.

Ces étapes de fermeture sont influencées par les paramètres thermomécaniques et sont favorisées par la présence d'états compressifs pouvant être évalués par les niveaux de pression hydrostatique rencontrés, la triaxialité ou par le paramètre de Lode. La déformation équivalente est également un paramètre pilotant ce phénomène. Les concentrations de déformation et les états compressifs sont ainsi à favoriser dans les zones présentant des porosités. Les chemins de déformation sont ainsi à évaluer en utilisant des indices combinant ces deux paramètres. La température intervient sur la fermeture géométrique de manière indirecte au travers de son hétérogénéité et des hétérogénéités du champ de déformation qu'elle peut ainsi provoquer. La température possède enfin une influence importante dans l'augmentation de la tenue des zones cicatrisées.

Dans le cadre de la caractérisation de la fermeture de porosités, la prise en compte des spécificités morphologiques et dimensionnelles des défauts est nécessaire afin de se positionner dans des conditions de fermetures proches des défauts rencontrés en aval de procédés de solidification (tortuosité, ratios d'aspects, orientation, présence d'oxyde aux interfaces).

Les spécificités du procédé portant sur les directions de sollicitation, la déformation par étape de mise en forme ont également une influence sur les défauts de porosités et sont à prendre en compte lors de l'analyse des phénomènes d'évolution de ces dernières.

Les paramètres matériaux impactent également l'évolution des défauts. Leur influence semble cependant réduite en comparaison avec l'influence des niveaux de déformation, des niveaux de contrainte compressifs et par rapport aux paramètres géométriques des défauts dans le cadre de procédés de mise en forme à chaud. L'influence du comportement rhéologique du matériau repose essentiellement sur leur influence indirecte sur l'état de contrainte et de déformation rencontrés dans les sections mises en forme et au voisinage des défauts.

Les paramètres influents l'évolution de porosité ont été mis en évidence au cours de campagnes d'expérimentations et de simulation. Les approches expérimentales et numériques ne sont cependant pas exemptes de critiques et l'analyse des différentes approches permet d'en dégager les avantages et les limitations pour limiter les biais lors de l'identification d'influence d'un paramètre sur les fermetures de porosités.

1.3.2. Approches expérimentales

Une synthèse des différentes approches expérimentales du phénomène de fermeture de porosités rencontrées dans la littérature est présentée en annexe 1. Une étude détaillée des différentes approches est présentée ci-dessous.

➤ Types d'expérimentations

Les types d'expérimentation présentés dans cette synthèse peuvent être décrits par les paramètres suivants :

- Echelle d'étude
- Type de sollicitation
- Matériau mis en œuvre
- Nature du défaut

A partir des deux premières propriétés présentées, trois catégories d'expérimentations peuvent être identifiées :

- Essais élémentaires (type I)
- Essais à échelle réduite (type II)
- Essais industriels (type III)

Les deux premiers paramètres décrivant les expérimentations permettent d'en fixer le niveau de représentativité par rapport aux paramètres influents identifiés précédemment (paragraphe 1.3.1). Les deux autres paramètres évaluent la représentativité de l'expérimentation liée à l'utilisation de matériaux ayant des caractéristiques proches de l'état brut de solidification et contenant des cavités présentant des spécificités morphologiques proches de défauts naturels.

- Essais élémentaires (type I)

Les essais élémentaires désignent des conditions expérimentales utilisant des sollicitations simples telles que des essais de refoulement (Kakimoto *et al.* 2010), des opérations de forgeage libre ou d'étréage entre outils plans (Chen et Lin 2013), de laminage mono passe entre cylindres

plats (Joo *et al.* 2014) ou des sollicitations reproduisant des conditions de déformations planes (Park et Yang 1996).

Lors de ces expérimentations, l'effet des paramètres de l'essai (niveau de déformation, état de contrainte, facteurs de forme du défaut, morphologie) sur l'évolution des défauts peut être isolé dans un cadre contrôlé (sollicitation unidirectionnelle, une seule opération de mise en forme). Les échantillons mis en œuvre sont également de taille réduite et permettent un contrôle des morphologies des porosités par des méthodes non destructives ou des analyses micrographiques. Au cours de ces essais, les défauts peuvent également être générés de manière artificielle afin d'assurer un contrôle de leur morphologie, de leurs dimensions et de leur localisation.

Les matériaux déployés sont quant à eux identiques aux matériaux utilisés par le procédé modélisé expérimentalement (acier, aluminium) ou représentés par des matériaux modèles comme le plomb (Kakimoto *et al.* 2010) ou la plasticine (Nakasaki *et al.* 2006) permettant d'obtenir des contraintes d'écoulement à froid proches des matériaux modélisés lors de leur mise en forme à chaud.

- Essais à échelle réduite (type II)

Le second type d'expérimentation pouvant être identifié introduit un degré de complexité supplémentaire dans les procédés étudiés. Ce degré de complexité est apporté par l'enchaînement d'opérations élémentaires de mise en forme telles que des opérations de forgeage libre introduisant deux directions orthogonales de sollicitation (Lee *et al.* 2011) ou de laminage multipasses avec une réduction progressive de la section de l'échantillon (Wang *et al.* 2015).

Le degré de complexité peut également être apporté dans cette catégorie d'expérimentation par la mise en œuvre d'outillages à formes complexes (enclumes en forme de vé, gravures d'enclumes ovales...) dans des opérations de forgeage libre (Banaszek et Stefanik 2006 ; Kukuryk 2019).

La reproduction de procédés industriels à échelle réduite permet également d'effectuer une succession d'opérations complexes sur des géométries représentant les produits industriels à échelle réduite. Ce type d'approche est appliqué par Kim *et al.* (Kim *et al.* 2011) reproduisant un procédé de forgeage de rotor de turbine terrestre combinant des opérations de refoulement et d'étirage alternant les directions de mise en forme. Les outillages utilisés pour cette approche et les types d'écoulement rencontrés contribuent ainsi à une augmentation de la complexité des sollicitations utilisées expérimentalement.

Les dimensions des échantillons utilisés dans cette catégorie d'essais restent réduites en comparaison des dimensions pouvant être rencontrées industriellement et permettent un recours aux méthodes de contrôle non destructif fournissant des représentations plus complètes des défauts après mise en forme. Le niveau de contrôle des paramètres du procédé et leur variation restent également élevés compte tenu du déploiement de ces méthodes sur des installations de laboratoire permettant un contrôle des températures, des efforts et des vitesses de mise en forme. Le contrôle de la génération des défauts demeure également possible étant donné la faible dimension des échantillons ou l'utilisation de matériau modèle.

Le niveau d'analyse des effets des paramètres du procédé sur l'analyse de l'évolution du défaut se complexifie également lors de l'utilisation de cette approche. Concernant les matériaux, cette approche utilise également des matériaux identiques au procédé modélisé (Feng *et al.* 2016) ou des matériaux modèles tels que la plasticine et le plomb (Kim *et al.* 2011 ; Feng et Cui 2015).

- Essais industriels (type III)

Le type d'approche expérimental se basant sur des essais industriels consiste en une analyse directe des procédés de mise en forme sans avoir recours à une reproduction des sollicitations thermomécaniques par des essais élémentaires ou à des transitions d'échelle. Les évolutions de porosités ainsi analysées sont donc effectuées au cours de chargements complexes hautement représentatifs du procédé étudié. Cette démarche est mise en œuvre au cours de processus de forgeage libre par Hauri *et al.* (Hauri *et al.* 2018).

➤ Limitations

Les deux premières approches expérimentales présentent un avantage en termes de contrôle des paramètres de mise en forme et de maîtrise de la génération des défauts exploités au cours de l'essai.

Le recours à des sollicitations simples ou ne proposant que peu d'alternances de type et de direction de sollicitation présente cependant une limitation dans l'observation de l'évolution de porosités au cours de procédés industriels.

Ces études ayant recours à des échelles réduites par rapport aux procédés étudiés conduisent également à utiliser des porosités présentant des dimensions importantes par rapport aux dimensions des échantillons étudiés. L'impact du rapport des dimensions d'un défaut sur les dimensions de l'échantillon mis en forme semble cependant avoir peu d'influence sur l'évolution de porosités lorsque ce dernier se situe dans la plage [0.007, 0.13] (Kakimoto *et al.* 2010).

Les défauts artificiels générés lors de certaines études expérimentales présentent également une limitation de ces approches. Ces derniers fournissent des surfaces altérées par les procédés ayant permis leur réalisation (exemple : écrouissage lié à l'usinage) et présentent peu d'aspérités par rapport aux défauts naturels. De plus, ces défauts sont mis en contact avec l'air. Ces cavités contiennent ainsi un gaz piégé à l'intérieur de la cavité au cours de la mise en forme et responsable de la formation d'une couche d'oxyde à leur surface. Le recours à ce type de défaut a ainsi pour conséquence de limiter la représentativité des étapes de fermeture géométrique finale et surtout de cicatrisation.

L'utilisation de matériaux modèles limite également les observations concernant les phénomènes de cicatrisation en supprimant la possibilité d'étudier ces aspects au cours des sollicitations réalisées. Un manque de représentativité des essais est ainsi observé pour ces premiers types d'approches.

Le dernier type d'approche expérimentale présente quant à lui un intérêt dans sa fidélité de reproduction des chemins thermomécaniques des procédés étudiés. Les grandes dimensions des produits mis en forme limitent cependant l'évaluation des défauts initiaux et ne permettent pas un contrôle précis des morphologies de défaut utilisées. Cette limitation est en effet mise en évidence par les expérimentations menées par Faini *et al.* (Faini *et al.* 2018) au cours d'un procédé de laminage de produits plats. Les défauts subissant le chemin de chargement sont

suis à l'aide de contrôles par ultrasons ne fournissant qu'une estimation de leur diamètre par des équivalences de trous à fond plat. Le recours à des installations industrielles peut également limiter les plages de variations de paramètres disponibles et limiter le domaine d'étude et de compréhension du phénomène étudié.

Les différentes approches expérimentales permettent ainsi d'étudier le phénomène d'évolution de porosités dans des conditions présentant différents niveaux de représentativité ou différents niveaux d'information morphologique sur les cavités déformées. Les données récoltées au cours des expérimentations ne sont cependant pas en mesure de fournir un suivi en continu de l'évolution des défauts ni des valeurs locales des champs thermomécaniques observés au cours des essais au voisinage de défauts.

1.3.3. Modélisations numériques

Le recours à des modèles numériques lors de l'étude de fermeture de porosités permet d'accroître la compréhension du phénomène en permettant un suivi en continu de l'évolution des porosités au cours d'un trajet de mise en forme. L'accès aux valeurs des champs thermomécaniques intervenant fournit également la possibilité d'évaluer leur impact sur le phénomène de réduction des défauts étudiés et d'en déterminer l'influence.

➤ Approches de modélisation numérique

Deux approches sont identifiées dans la littérature pour réaliser l'analyse de l'évolution de défauts au cours de trajets de sollicitation thermomécanique :

- Modélisation en champs complets

La première approche dite en champs complets consiste à représenter explicitement un défaut au sein du volume des échantillons discrétisés pour les simulations numériques. Les porosités intégrées aux modèles peuvent présenter des géométries idéales (sphères, ellipsoïdes, cylindres) (Chen *et al.* 2010 ; Saby *et al.* 2015b ; Zhang *et al.* 2017) ou être représentées en utilisant des morphologies complexes issues de contrôles tomographiques (Lee *et al.* 2011 ; Saby *et al.* 2013).

Ce type de modélisation rend possible l'observation de l'évolution morphologique des défauts de manière continue au cours de la mise en forme et permet d'étudier l'impact de leur morphologie (ratios d'aspects, tortuosité) et de leurs paramètres géométriques (orientations, positionnement) sur leur fermeture.

Les modélisations en champs complets identifiées dans la littérature utilisent deux échelles de modélisation :

Un premier type de modélisation consiste à représenter les défauts directement dans les échantillons mis en forme. Les maillages utilisés sont ainsi adaptés à discrétiser à la fois l'échantillon et les défauts qu'il contient. Ces démarches s'appliquent dans le cadre d'essai à l'échelle de laboratoire ou directement à l'échelle industrielle ou les sections des éléments mis en forme peuvent s'avérer importantes (jusqu'à plusieurs centaines de millimètres) (Wang *et al.* 1996 ; Zhang *et al.* 2017). Des maillages raffinés sont utilisés au voisinage des défauts pour permettre un suivi adapté à la morphologie des défauts lorsque ces derniers présentent une dimension réduite par rapport aux dimensions des échantillons les contenant (Chen *et al.* 2010 ; Zhang *et al.* 2017).

Un second type de modélisation a recours à une transition d'échelle afin de permettre la représentation de défauts présentant des dimensions significativement inférieures aux dimensions des échantillons mis en forme (Saby *et al.* 2013 ; Chbihi *et al.* 2017). Les champs thermomécaniques sont identifiés sur un modèle numérique du processus de mise en forme à l'échelle 1 et sont appliqués comme conditions aux limites de volumes élémentaires représentatifs (VER) (Saby *et al.* 2013 ; Li *et al.* 2020) dont une représentation est illustrée Figure 1-6. Ces VER correspondent à des cellules élémentaires du matériau contenant les défauts et sont généralement de forme parallélépipédique dans les modèles de simulation incluant une transition d'échelle.

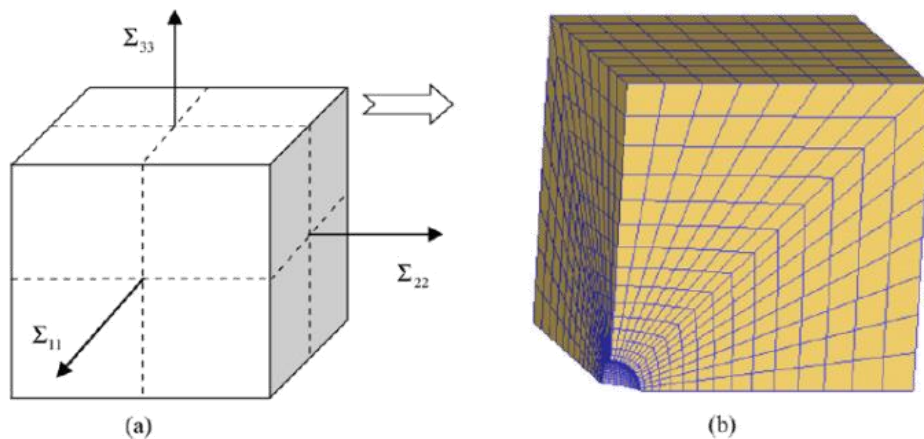


Figure 1-6 Volume élémentaire représentatif avec modélisation explicite d'un défaut sphérique (Zhang *et al.* 2009)

Les paramètres de modélisations des modèles numériques (modélisation des échanges thermiques, des frottements...) sont validés par confrontation avec des essais expérimentaux. Des morphologies de défauts simulées sont ainsi confrontées à leurs équivalents expérimentaux obtenus par micro-tomographie après des étapes de mise en forme (Saby 2013). Des comparaisons portant sur l'évolution des dimensions des défauts sont également effectuées dans le cadre de l'utilisation de géométries simples telles que des sphères ou des ellipsoïdes alignés avec les directions de sollicitations de l'essai (Kakimoto *et al.* 2010). Les états de fermeture obtenus en simulation peuvent également être confrontés à des coupes et analyses par méthode optique après déformation (Wang *et al.* 2015).

En l'absence de confrontation avec des expérimentations, les modèles numériques présentant un défaut modélisé explicitement permettent d'identifier qualitativement l'influence des paramètres de taille et de forme des défauts ou l'influence de grandeurs thermomécaniques sur le phénomène de fermeture de porosités (Zhang *et al.* 2017 ; Pondaven *et al.* 2019).

- Modélisation en champs moyens

Ce second type de modélisation n'a pas recours à une représentation explicite du défaut. L'évolution des porosités est ainsi évaluée uniquement par l'intermédiaire de l'étude des champs thermomécaniques impliqués dans les étapes de mise en forme. La modélisation numérique des procédés étudiés est ainsi exploitée afin de fournir un accès continu aux valeurs de ces derniers au cours du chemin de sollicitation.

Les valeurs de champs tels que les champs de pression hydrostatique et de déformation équivalente peuvent ainsi être analysés afin d'évaluer l'impact de modifications de paramètres du procédé sur ces champs thermomécaniques de référence. Les modélisations en champs moyens permettent également de fournir une cartographie des champs générés au cours d'un procédé pour en évaluer la contribution sur l'évolution d'une population de défauts présents dans un échantillon mis en forme (Faini *et al.* 2018).

Cette approche peut également utiliser des modèles combinant les différents champs thermomécaniques influant l'évolution de cavités afin d'établir l'évolution d'une ou plusieurs variables d'état décrivant les porosités. Le suivi du rapport V/V_0 dont la valeur initiale est fixée à 1 dans l'ensemble de l'échantillon (Harris *et al.* 2017) peut par exemple être effectuée avec ce type d'approche. Ces modèles de suivi de porosités seront présentés de manière détaillée au cours du paragraphe 1.3.4.

➤ Exploitation des modèles numériques

Les premières catégories d'exploitation de modèles numériques concernent uniquement les modèles en champs complets.

L'exploitation de modèles numériques permet dans un premier temps d'obtenir des informations qualitatives sur l'influence de paramètres thermomécaniques et des paramètres d'orientation et de morphologie de défauts sans avoir recours à des campagnes expérimentales. Cette méthode permet ainsi de resserrer les paramètres à investiguer dans le cadre de l'analyse du procédé industriel pour favoriser la fermeture de porosités (Zhang *et al.* 2017).

L'utilisation de modèles numériques à représentation explicite validés par confrontation à des résultats expérimentaux permet quant à elle d'obtenir un suivi continu des évolutions des volumes et morphologies de porosités autorisant une description détaillée des phases de fermeture (Zhang *et al.* 2009). L'accès aux champs thermomécaniques au voisinage des défauts concoure également à la fourniture d'une description précise des états de contrainte favorables à la fermeture des défauts et d'affiner la description et la compréhension des mécanismes d'évolution des porosités (Lee *et al.* 2011).

Une extension des conditions expérimentales est également possible afin de multiplier les types de géométrie et les morphologies de défaut soumises à des trajets de sollicitation. L'exploitation des modèles numériques validés lors de comparaisons avec des expérimentations permet ainsi l'identification des paramètres des modèles permettant d'estimer l'évolution de porosités à partir des champs thermomécaniques. Des modèles d'évolution des cavités basés sur l'évaluation de champs thermomécaniques au cours de procédés de mise en forme peuvent ainsi être calibrés à l'aide de ce type de modèle sur de nombreux cas d'étude faisant varier les paramètres d'entrée (paramètres du défaut, paramètres du chemin de sollicitations) (Zhang *et al.* 2009, 2020 ; Saby *et al.* 2015b ; Chbihi *et al.* 2017). Ces modèles permettent ainsi une approche dite en « champs moyens » du phénomène d'évolution des porosités ne nécessitant pas de représentation explicite du défaut. Ces modèles phénoménologiques d'évolution de cavités sont ainsi identifiés à l'aide de plan d'expériences numérique dont seulement une partie des cas est aussi réalisée expérimentalement pour valider les modélisations numériques utilisées.

Concernant les modèles en champs moyens, leur exploitation permet d'évaluer des valeurs de champs thermomécaniques, d'indices d'évaluation des champs thermomécaniques (comme l'intégrale hydrostatique) et de modèles d'évolution de fermeture de porosités en confrontant les données fournies par les modèles avec des résultats expérimentaux. Des seuils pratiques de fermeture concernant les champs thermomécaniques et les indices peuvent ainsi être identifiés de manière empirique et adaptés aux procédés étudiés. Concernant les modèles d'évolution, leur pertinence et leur correspondance aux évolutions de cavités observées peuvent être évaluées par application de modèles en champs moyens.

➤ Limitations

La limitation des modèles numériques dépend tout d'abord de la modélisation des conditions aux limites utilisée lors de leur mise en place. La prédictivité des modèles numériques en terme notamment d'évaluation des champs thermomécaniques présents dans les échantillons mis en forme est en effet directement liée à la capacité d'identification des paramètres d'interface (frottement, échanges thermiques) permettant d'en définir leurs propriétés. Les hypothèses simplificatrices utilisées pour la représentation des interfaces ont également une influence sur le niveau de prédictivité fourni par les modélisations numériques.

Le recours à une discrétisation volumique constitue également une limite des modèles. La taille des éléments constituant ces discrétisations doit ainsi être déterminée avec attention au cours d'étude de convergence afin de limiter les erreurs d'estimation d'évolution morphologique des défauts et d'estimation des champs thermomécaniques présents dans l'échantillon analysé.

- Modélisation en champs complets

Les limitations des modèles numériques en champs complets proviennent tout d'abord de la discrétisation volumique du défaut. Cette dernière limite la taille minimale des défauts pouvant être étudiés sans dégrader l'estimation des volumes de porosités et leur évolution. Cette limitation peut être contournée par la réalisation de transitions d'échelle et l'utilisation de VER. La modélisation des dernières étapes de fermeture présentera cependant toujours une limitation de ce type de modèle en raison de la taille réduite des dernières cavités résiduelles comparée aux dimensions initiales des défauts. Cette limitation a été mise en évidence par Saby et al. (Saby *et al.* 2013) lors de l'analyse de géométrie issue de tomographie au cours de simulations numériques en comparant ces morphologies à des défauts ellipsoïdaux équivalents.

- Modélisation en champs moyens

Concernant les modélisations en champs moyens, leurs limites reposent sur deux éléments principaux.

Le premier élément concerne l'utilisation d'un modèle en champs moyens ayant recours uniquement à l'évaluation des valeurs de champs thermomécaniques de référence tels que la déformation équivalente, l'état de contrainte ou à l'évaluation d'indices d'évaluation du chemin de sollicitation (intégrale hydrostatique). Dans ce cadre d'utilisation de modélisation en champs moyens, l'étude du phénomène de fermeture de défauts repose sur l'observation de cavités après mises en forme réalisées au cours d'expérimentations. L'interprétation de l'influence des variations de champs thermomécaniques relevées et des valeurs d'indices obtenus en fin de processus de mise en forme est ainsi reliée aux conditions de sollicitations et aux hypothèses de modélisation utilisée pour la mise en place des expérimentations. Cette démarche a alors

pour conséquence dans ce premier cas de figure de fournir des conclusions empiriques portant sur les champs thermomécaniques et sur les indices dépendant des conditions expérimentales déployées telles que les types de défauts, types de sollicitation utilisés et le matériau retenu. Cette limitation peut être illustrée par l'identification de différents seuils d'intégrale hydrostatique permettant d'obtenir la fermeture de cavités présents dans la littérature. Un seuil de 0.21 est en effet identifié dans le cadre de sollicitations unidirectionnelles et monotone par (Kakimoto *et al.* 2010) alors qu'un seuil de 0.85 est identifié par (Kukuryk 2019) dans le cadre de sollicitations intégrant des directions alternées de mise en forme. Ce type d'approche souffre ainsi de difficultés de généralisation d'identification de valeurs de champs et d'indice de fermeture garantissant une réduction des cavités ne dépendant pas du procédé étudié.

Pour les modèles en champs moyens ayant recours à des modèles d'évolution de porosités, les résultats obtenus en termes d'évolution de porosités dépendant des hypothèses simplificatrices utilisées pour construire les modèles d'évolution. La prise en compte des changements de morphologie des défauts, des types de matériaux, des sollicitations représente ainsi des limitations à l'application de tels modèles pour estimer l'évolution de défaut dans un procédé modélisé numériquement et à leur généralisation à tous types de sollicitation. Une partie de ces modèles d'évolution dépend également d'identifications empiriques des paramètres du modèle et lient également les conclusions obtenues sur les porosités aux conditions utilisées pour identifier ces paramètres.

Le recours à des modèles numériques permet ainsi d'étendre la compréhension du phénomène de fermeture des porosités en fournissant un accès continu aux données concernant les morphologies et l'orientation des défauts ainsi qu'en fournissant les valeurs des champs thermomécaniques.

Les limitations des approches numériques sont, pour les modèles en champs complets, leur impossibilité à reproduire les derniers stades de fermeture des cavités et pour les modèles en champs moyens de reposer sur des hypothèses simplificatrices ou identifiées de manière empirique restreignant ainsi leur application à des sollicitations et des défauts proches de ceux ayant permis leur mise en place.

Dans le cadre des présents travaux de thèse, un essai représentatif ainsi qu'une modélisation en champs complets sont mis en place et visent à augmenter le degré de représentativité des essais expérimentaux afin de disposer d'un moyen de suivi en continu de l'évolution de cavités. Cette approche a pour but de disposer d'une plateforme expérimentale permettant d'évaluer des modèles d'évolution en champs moyens au cours de sollicitation proches de celles rencontrées au cours de processus de mise en forme dans des structures initiales représentatives d'états bruts de coulée. Les difficultés d'observation de phase finale de fermeture ne seront cependant pas résolues par l'approche sélectionnée.

1.3.4. Modèles d'évolution de porosités

Différents modèles sont utilisés afin d'évaluer l'évolution de porosités soumises à des chemins de sollicitations thermomécaniques. Leur présentation détaillée est fournie par Saby et al. (Saby *et al.* 2015a). Parmi ces modèles, trois grandes catégories peuvent être identifiées pour évaluer la fermeture de porosités.

➤ Critères de fermetures

Un premier type de modèle permettant d'évaluer la fermeture de porosités repose sur l'identification de seuils portant sur des grandeurs géométriques du procédé, sur des niveaux de champs thermomécaniques ou sur des indices d'évaluation des trajets de chargement tel que la valeur d'intégrale hydrostatique permettant d'obtenir la fermeture complète des cavités.

Des paramètres portant sur la réduction des dimensions des échantillons sont ainsi utilisés pour estimer des niveaux de réduction minimum à atteindre pour garantir l'élimination de défauts. Kakimoto et al. (Kakimoto *et al.* 2010) identifient un niveau de réduction de la hauteur de 75 % permettant de supprimer les cavités dans un échantillon subissant une compression. Une réduction de section R_s d'un échantillon supérieure à 3 est quant à elle identifiée par Kukuryk (Kukuryk 2019) pour un procédé d'étirage alternant les directions de mise en forme. Zhang et al. (Zhang *et al.* 2017) identifient une réduction de section de 2.4 pour refermer les porosités dans une barre au cours de son laminage alternant les directions de mise en forme. Ståhlberg et al. (Ståhlberg *et al.* 1980) estiment également à partir d'une méthode de borne supérieure appliquée à un cas de sollicitation plane le lien présenté équation (1-10) entre la réduction de section et la fraction volumique initiale de défaut f_0 dans un volume élémentaire de référence V_{ref} .

$$R_s = \sqrt{f_0} \quad \text{avec} \quad f_0 = \frac{V_0}{V_{ref}} \quad (1-10)$$

La déformation est quant à elle utilisée par Lee et al. (Lee *et al.* 2011) pour évaluer un critère de fermeture des porosités au cours d'un procédé de forgeage libre alternant les directions de mise en forme. Un seuil de déformation de 0.6 est ainsi déterminé pour obtenir la fermeture de cavités issues de solidification. Zhang et al. (Zhang *et al.* 2020) utilisent également un critère basé sur un seuil de déformation pour évaluer la fermeture de microporosités présentes dans un échantillon. Le seuil nécessaire pour obtenir une fermeture des défauts dans cette étude est cependant défini en fonction de la triaxialité des contraintes, de l'angle de Lode et doit être identifié pour chaque matériau mis en œuvre. Les paramètres gérant ces dépendances sont identifiés au cours d'une campagne de simulation sur VER utilisant des défauts sphériques soumis à plusieurs conditions de mise en forme (triaxialité $Tx \in [0, -2]$, angle de Lode $\mu \in [0, -1]$) avec des sollicitations unidirectionnelles.

Les indices d'évaluation des chemins thermomécaniques tels que l'intégrale hydrostatique sont également mis à contribution pour identifier une valeur de ces indices garantissant l'élimination des cavités contenues dans un échantillon. Un seuil de $Q = 0.21$ est ainsi proposé par Kakimoto et al. (Kakimoto *et al.* 2010) dans le cadre de sollicitations unidirectionnelles. Un seuil de $Q = 0.18$ est quant à lui identifié par Nakasaki et al. (Nakasaki *et al.* 2006) pour le même type de sollicitation. Ces derniers auteurs proposent également une correction de l'intégrale

hydrostatique pour l'appliquer à des procédés multipasses avec alternance des directions de mise en forme. Un facteur correctif $C = 0.024$ est ainsi ajouté à l'intégrale hydrostatique pour les opérations présentant une réduction de section R_s supérieure à 2 %. Les opérations présentant une réduction inférieure sont considérées comme ne contribuant pas à l'augmentation de l'intégrale hydrostatique. Cet indice d'évaluation corrigé nommé Q_+ est ainsi formulée selon la forme présentée en (1-11).

$$\begin{aligned} Q_+ &= Q + C & \text{si } R_s > 2\% \\ Q_+ &= 0 & \text{si } R_s < 2\% \end{aligned} \quad (1-11)$$

Une valeur seuil de $Q_+ = 0.25$ est alors identifiée pour obtenir la réduction complète des défauts. Des seuils de l'intégrale hydrostatique $Q = 0.85$ et $Q = 0.87$ sont identifiés respectivement par Kukuryk (Kukuryk 2019) et Zhang et al. (Zhang *et al.* 2017) dans le cadre de procédés présentant des alternances de mise en forme.

L'évaluation des seuils critiques garantissant la fermeture des porosités repose sur des constatations empiriques et est donc liée aux conditions utilisées expérimentalement ou numériquement (dimensions et forme des défauts, type de sollicitation, matériau mis en œuvre) pour les établir. Ces critères sont ainsi difficilement généralisables et sont adaptés à l'estimation de la fermeture de défauts dans des conditions similaires à celles utilisées pour leur identification. Des approches identifiant une dépendance de ces seuils aux conditions de sollicitation et aux matériaux peuvent cependant permettre une application plus généralisée de ces approches.

➤ Modèles d'évolution

Les modèles d'évolution développés dans la littérature relient l'évolution de variables d'état caractérisant les porosités avec les chargements subis au cours d'un procédé de mise en forme. Le rapport V/V_0 correspondant à des défauts pouvant se situer dans n'importe quelle zone peut ainsi être évalué au sein d'un échantillon et l'étude de sa variation de 1 à 0 permet de suivre la fermeture de défauts dans un échantillon lors de sa mise en forme. Ce rapport constitue un exemple de variable d'état décrivant les porosités utilisé couramment dans la littérature.

- Modèles analytiques

Les modèles analytiques se basent sur la détermination de l'évolution de porosités élémentaires (sphères, cylindres, ellipsoïdes) isolées dans des matrices définies par des volumes élémentaires ou cellules élémentaires. Ces dernières peuvent être considérées comme infinies devant les dimensions des défauts.

Pour ce type d'approche, le modèle rhéologique du matériau suit généralement une loi de comportement de type loi puissance exprimée équation (1-12) où $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}$ est le tenseur des vitesses de déformation, \boldsymbol{s} est le tenseur déviateur des contraintes, n est le coefficient de Norton ($1 \leq n \leq +\infty$), σ_0 la contrainte de référence et $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_0$ la vitesse de déformation de référence. En jouant sur le coefficient de Norton, on peut représenter un comportement viscoplastique linéaire ($n = 1$), parfaitement plastique ($n \rightarrow +\infty$) ou un comportement viscoplastique non linéaire ($n \neq 1$).

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \frac{3}{2} \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\sigma_0} \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^{n-1} \mathbf{s} \quad (1-12)$$

Les modèles analytiques de la littérature sont ainsi développés pour plusieurs types de comportements de matériaux allant de comportements rigides parfaitement plastiques à des matériaux ayant des comportements viscoplastiques linéaires.

Les modèles analytiques se basent sur la résolution approchée de problème micromécaniques effectuée dans les volumes élémentaires contenant les défauts. Les champs de vitesse et de vitesse de déformation à l'intérieur de ces volumes soumis à la perturbation d'une cavité sont ainsi déterminés en appliquant des conditions aux limites issues de sollicitations mécaniques macroscopiques aux frontières de la cellule élémentaire considérée. Les relations obtenues sont soit les solutions analytiques du problème posé soit les solutions numériques approchées lorsqu'il n'existe pas de solutions analytiques.

Un premier groupe de modèles analytiques se base ainsi sur l'application de la méthode de Rayleigh-Ritz pour déterminer le taux de progression des volumes de cavités soumises à des déformations axisymétriques (Zhang *et al.* 2009). Un modèle d'évolution de sphères dans des matériaux rigides parfaitement plastiques est ainsi proposé par Rice et Tracey (Rice et Tracey 1969). Budiansky *et al.* (Budiansky *et al.* 1982) proposent quant à eux un modèle d'évolution de sphères contenues dans des matériaux viscoplastiques avec la proposition de deux expressions en fonction du niveau de triaxialité. Un modèle est ainsi proposé avec des variations dans sa formulation dépendant du signe de la triaxialité. Utilisant une méthode d'interpolation, Duva et Hutchinson (Duva et Hutchinson 1984) proposent une formulation adaptée à tous niveaux de triaxialité mais dépendant toujours du signe de la triaxialité. He et Hutchinson (He et Hutchinson 1981) appliquent quant à eux une méthode de Rayleigh-Ritz pour estimer l'évolution de fissures possédant des morphologies ellipsoïdales aplaties. Zhang et Cui (Zhang et Cui 2009) réalisent enfin un modèle analytique permettant d'effectuer une transition entre l'évolution de porosités sphériques jusqu'à une forme ellipsoïdale aplatie en fin de fermeture et prenant ainsi en compte la variation de géométrie observée par le défaut au cours de sa fermeture.

Un autre type de modèle micromécanique se base sur le modèle de plasticité de Gurson (Gurson 1977) utilisé classiquement en endommagement pour évaluer la croissance de défauts sphériques dans des matrices rigides plastiques avec des volumes élémentaires également sphériques. Ce modèle considère un comportement macroscopique compressible du matériau. La matrice composant la cellule élémentaire sphérique considérée possédant quant à elle un comportement incompressible et utilisant un critère de plasticité de Von-Mises, le changement de volume du VER est ainsi uniquement lié au changement de volume du défaut qu'elle contient. Au cours de son évolution, la porosité est supposée garder une forme sphérique comme dans le modèle de Rice et Tracey. La formulation du changement de volume d'un défaut est ainsi présentée équation (1-13) où f est la fraction volumique du défaut dans la cellule élémentaire, \dot{f} son évolution et $\dot{\mathbf{E}}^p$ le tenseur des vitesses de déformation plastique appliqué aux frontières de la cellule élémentaire.

$$\dot{f} = (1 - f) \text{Tr}(\dot{\mathbf{E}}^p) \text{ avec } f = \frac{V}{V_{ref}} \quad (1-13)$$

Une extension de ce modèle est proposée par Tvergaard (Tvergaard 1982) par l'ajout de deux coefficients de corrections dans le modèle original de Gurson. Ragab (Ragab 2004) déduit du modèle de Gurson-Tvergaard une expression de la vitesse d'évolution du volume de défauts sphériques permettant de déduire le rapport V/V_0 décrivant l'état de fermeture d'un défaut (Zhang *et al.* 2009) par l'expression présentée équation (1-14) où q_1 et q_2 sont les coefficients de Tvergaard ($q_1 = 1.5$, $q_2 = 1$ et $q_1 = q_2 = 1$ pour le modèle de Gurson original), E_{eq} correspond à la déformation macroscopique équivalente appliquée à la frontière de la cellule élémentaire et T_x correspond à la triaxialité des contraintes caractérisant l'état de contrainte macroscopique appliqué à la cellule élémentaire de la matrice contenant le défaut.

$$\ln\left(\frac{V}{V_0}\right) = \int_0^{E_{eq}} \frac{3}{2} q_1 q_2 \sinh\left(\frac{3q_2}{2} T_x\right) dE_{eq} \quad (1-14)$$

Les formulations analytiques permettent ainsi d'obtenir des modèles d'évolution de défauts permettant d'évaluer la fermeture de porosités au cours d'un procédé de mise à forme à partir des champs thermomécaniques sans avoir recours à des modélisations en champs complets. Le comportement du défaut est applicable à une multitude de procédés et les résultats obtenus vont uniquement dépendre du modèle de comportement du matériau utilisé (prise en compte de l'écroutissage/ adoucissement, influence de la vitesse de déformation...) et du type de défaut de référence.

Les hypothèses à la base de ces modèles présentent cependant des limites concernant leur application à la fermeture de porosités lors de procédé de mise en forme. Les modèles ne prennent en effet pas en considération les spécificités morphologiques des défauts (orientation par rapport aux sollicitations, tortuosités) et ne considèrent, pour la majorité d'entre eux, aucune évolution de la forme de la cavité au cours de la fermeture. Les sollicitations utilisées présentent également des simplifications limitant leur application à des trajets simples de sollicitation. Les lois de comportement des matériaux utilisées dans ces modèles sont également simplifiées et ne sont pas adaptées à des matériaux présentant, par exemple, des adoucissements lors de leur déformation.

- Modèles phénoménologiques

Les modèles phénoménologiques lient l'évolution des variables d'état caractérisant les cavités contenues dans un matériau aux champs thermomécaniques permettant de décrire le trajet de chargement et aux variables d'état elles-mêmes.

Un premier modèle appelé STB (Stress Triaxiality Based) est utilisé dans le logiciel élément fini Forge® NxT 3.0 pour évaluer la fermeture de porosités (Saby *et al.* 2015a). Il lie l'évolution du rapport V/V_0 à l'intégrale hydrostatique par un coefficient K_c comme présenté équation (1-15).

$$\frac{V}{V_0} = 1 + K_c(-Q) \quad (1-15)$$

La valeur de ce coefficient est liée au critère de seuil d'intégrale hydrostatique fixé pour obtenir la fermeture des porosités. Par défaut le coefficient $K_c = 5$ est utilisé afin d'obtenir un rapport V/V_0 approchant 0 lorsque $Q = 0.21$, seuil identifié par Kakimoto *et al.* (Kakimoto *et al.* 2010) pour obtenir la fermeture des porosités. Ce modèle d'évolution macroscopique est ainsi lié aux

conditions de sollicitation et au type de défaut ayant permis l'identification du seuil d'intégrale hydrostatique.

Un second modèle phénoménologique macroscopique est proposé par Chen et Lin (Chen et Lin 2013). Il lie les facteurs de forme S_i définis équations (1-3) à (1-5) à la variante de l'intégrale hydrostatique Q'_i définie en (1-9). Son expression présentée en (1-16) fait intervenir trois coefficients C_1 , C_2 et C_3 ainsi que la valeur initiale du facteur de forme du défaut dans la direction i considérée S_{i0} .

$$S_i = (S_{i0} + C_1) \exp\left(\frac{-Q'_i}{C_2}\right) + C_3 \quad (1-16)$$

Cette formulation macroscopique a pour avantage de considérer l'évolution des défauts dans les différentes directions le définissant. Aucun facteur définissant l'orientation du défaut par rapport aux sollicitations n'est cependant considéré dans le modèle. Les coefficients de ce modèle sont identifiés à partir de modèles de simulation d'évolution de défauts ellipsoïdaux et sphériques.

Des approches analytiques sont également réalisées à des échelles mésoscopiques. Ces approches ont recours à des modèles numériques mettant en œuvre des VER afin d'identifier les paramètres reliant l'évolution des variables d'état de suivi des porosités aux champs thermomécaniques et autres propriétés des défauts.

Le modèle de Zhang et al. (Zhang *et al.* 2009) intègre ainsi une partie analytique au modèle précédemment développé par les mêmes auteurs (Zhang et Cui 2009) afin de prendre en compte le changement de forme des porosités au cours de leur fermeture. Cet effet est principalement attribué aux déformations macroscopiques appliquées aux frontières des VER au cours des trajets de chargement. Ce modèle présenté équation (1-17) ajoute ainsi au modèle analytique 4 coefficients (q_1 , q_2 , q_3 et q_4) à identifier à l'aide d'observations sur les modèles numériques. Dans l'expression du modèle, σ_h désigne la contrainte hydrostatique, ε_{eq} la déformation équivalente et n correspond au coefficient de Norton.

$$\ln\left(\frac{V}{V_0}\right) = \int_0^{\varepsilon_{eq}} \text{signe}(\sigma_h) \left[\frac{3}{2} \left(\frac{3}{2n} |T_x| + \frac{(n-1)(5n+2)}{5n^2} \right)^n + q_1 |T_x| + 3q_2 \varepsilon_{eq}^2 + 5q_3 \varepsilon_{eq}^4 + q_4 \right] d\varepsilon_{eq} \quad (1-17)$$

Ce modèle ne prend cependant pas en compte l'orientation du défaut ce qui en constitue une limite.

Un modèle mésoscopique proposant d'évaluer l'évolution des volumes des défauts à partir de l'évolution des rapports R_i/R_{i0} est proposé par Feng et Cui (Feng et Cui 2015). Ce modèle fait intervenir des facteurs de forme F_i avec i correspondant aux directions du repère (X , Y ou Z) pour définir le défaut dont les expressions sont présentées équations (1-18) à (1-20).

$$F_X = \frac{1}{2} \left(\frac{R_X}{R_Y} + \frac{R_X}{R_Z} \right) \quad (1-18)$$

$$F_Y = \frac{1}{2} \left(\frac{R_Y}{R_X} + \frac{R_Y}{R_Z} \right) \quad (1-19)$$

$$F_Z = \frac{1}{2} \left(\frac{R_Z}{R_X} + \frac{R_Z}{R_Y} \right) \quad (1-20)$$

Le taux de déformation des volumes de porosité s'écrit alors sous la forme présentée en (1-21) en fonction des taux de déformation de ses rayons \dot{R}_i/R_i .

$$\frac{\dot{V}}{V} = \frac{\dot{R}_X}{R_X} + \frac{\dot{R}_Y}{R_Y} + \frac{\dot{R}_Z}{R_Z} \quad (1-21)$$

Ces derniers sont exprimés en fonction des facteurs de formes F_i de la triaxialité des contraintes T_x , de la vitesse de déformation équivalente $\dot{\varepsilon}_{eq}$ du rapport de la composante du tenseur déviateur des contraintes s_{ii} sur la contrainte équivalente σ_{eq} et de quatre coefficients m_1 , m_2 , n_1 et n_2 comme présenté équation (1-22).

$$\frac{\dot{R}_i}{R_i} = \left(\frac{m_1}{F_i} + m_2 \right) \frac{s_{ii}}{\sigma_{eq}} \dot{\varepsilon}_{eq} + \left(\frac{n_1}{F_i} + n_2 \right) T_x \dot{\varepsilon}_{eq} \quad \text{pour } |T_x| < 1 \quad (1-22)$$

Ces coefficients sont identifiés sur des modèles de simulations réalisés sur des VER contenant des défauts ellipsoïdaux et dépendent du matériau utilisé. Dans ce modèle d'évolution, les dimensions des défauts sont considérées alignées avec les directions de sollicitation utilisées. L'orientation du défaut n'est ainsi pas prise en compte pour évaluer la fermeture des porosités.

Un modèle proposé par Saby et al. (Saby *et al.* 2015b) prend en compte dans une approche phénoménologique mésoscopique l'orientation et la forme des cavités, l'état de contrainte ainsi que la déformation pour estimer l'évolution des défauts. Ce modèle évalue ainsi le rapport V/V_0 avec une dépendance du second ordre à la déformation équivalente comme présenté équation (1-23). Trois coefficients du modèle (A , B et C) sont ainsi à identifier.

$$\frac{V}{V_0} = A + B \varepsilon_{eq} + C \varepsilon_{eq}^2 \quad (1-23)$$

Ces derniers permettent d'introduire la dépendance du modèle d'évolution du volume du défaut aux paramètres d'orientation et de forme de ce dernier et à l'état de contrainte défini par la triaxialité. Deux types de paramètres permettant d'évaluer l'orientation et les facteurs de forme du défaut sont définis. L'orientation est évaluée par les paramètres p_i présentés en (1-24) où \mathbf{u}_i est le vecteur directeur d'une des trois directions principales du défaut considéré et \mathbf{e}_1 est la direction principale de la déformation appliquée. Les facteurs de formes γ_i sont quant à eux définis à partir de la forme présentée en (1-25) où V_0 est le volume initial du défaut et R_i son rayon apparent dans la direction i principale du défaut correspondant au demi-axe dans le cadre d'un défaut ellipsoïdal.

$$p_i = (\mathbf{u}_i \cdot \mathbf{e}_1)^2 \quad (1-24)$$

$$\gamma_i = \frac{\sqrt[3]{V_0}}{R_i} \quad (1-25)$$

Une fois l'influence des différents paramètres de forme et d'orientation du défaut et d'état de contrainte intégrée aux coefficients B et C, le modèle d'évolution prend la forme présentée en (1-26). Les coefficients sont identifiés à l'aide de simulations menées sur des VER soumis à des conditions de sollicitations axisymétriques (contraintes appliquées au VER vérifiant $\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$).

$$\frac{V}{V_0} = 1 + B\varepsilon_{eq} + C\varepsilon_{eq}^2 \text{ avec } \begin{cases} B = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=0}^2 \sum_{k=0}^1 b_{jk}(T_x)^k (\gamma_i)^j p_i \\ C = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=0}^2 \sum_{k=0}^2 c_{jk}(T_x)^k (\gamma_i)^j p_i \end{cases} \quad (1-26)$$

Chbihi et al. (Chbihi *et al.* 2017) simplifient le nombre de coefficients impliqués dans ce modèle en combinant les paramètres d'aspect et d'orientation du défaut et ajoutent une dépendance au paramètre de Lode, μ , pour définir l'état de contrainte sans l'hypothèse d'une sollicitation axisymétrique. Le nombre de coefficients définissant le modèle d'évolution est ainsi réduit à 8 (voir formulation (1-27)).

$$\frac{V}{V_0} = 1 + \left(A_0 + A_1 T_x + A_2 \mu + A_3 \sum_{i=1}^3 p_i \gamma_i \right) \varepsilon_{eq} + [A_4 + A_5 T_x^2 + A_6 \mu^2 + A_7 \sum_{j=1}^3 (p_j \gamma_j)^2] \varepsilon_{eq}^2 \quad (1-27)$$

Les coefficients sont identifiés à l'aide de simulation numérique sur des VER intégrant des défauts ellipsoïdaux présentant différentes orientations et facteurs de forme. L'utilisation de ce type de défaut permet d'approcher le comportement de défauts complexes sans toutefois correspondre totalement aux fermetures de porosités présentant d'importantes tortuosités dans les dernières étapes de la fermeture.

Différents modèles permettent d'évaluer la fermeture de porosités sur des trajets de sollicitation par leur intégration dans des modèles numériques en champs moyens. Les paramètres décrivant le comportement du matériau, les paramètres thermomécaniques et les paramètres de description des défauts intégrés dans la formulation des modèles permettent d'évaluer la capacité de ces derniers à représenter avec fidélité l'évolution de défauts lors de chemins thermomécaniques variés.

Les performances des modèles dits analytiques sont dépendants des hypothèses à la base de leur établissement. Les modèles phénoménologiques dépendent quant à eux des conditions de sollicitation utilisées pour identifier leurs coefficients, ceci permettant d'accroître leur

efficience. L'absence de changement de direction de sollicitation lors de l'identification des coefficients des différents modèles peut toutefois présenter une des principales limitations dans l'application de ces modèles à des représentations de procédés complexes de mise en forme.

Les modèles d'évolution des cavités sont à confronter avec des modélisations numériques en champs complets et à des résultats expérimentaux. Ces validations sont à effectuer sur des cas impliquant des défauts aux morphologies complexes pouvant présenter les plus grands écarts par rapport aux estimations des modèles d'évolution du fait de l'introduction de complexités liées à la morphologie des défauts (tortuosités) ou au type de sollicitation (alternance de direction de mise en forme).

L'état des lieux des études portant sur l'évolution des porosités a ainsi permis de dégager deux grandes conclusions. Tout d'abord, l'importance d'un recours aux éléments finis est mise en avant. Cet outil permet en effet d'approfondir les observations expérimentales (obtention de champs thermomécaniques sur des modèles numériques dont les paramètres de mise en données sont identifiés à partir de mesures, évaluation de critères correspondants) et d'étendre les cas d'études (simulation de conditions expérimentales non réalisées). Le besoin de réalisation d'expérimentations possédant un niveau de représentativité élevé est ensuite souligné par l'analyse de la littérature. Cette nécessité est à traduire par l'utilisation de défauts contenus dans des matrices proches des conditions rencontrées en mise en forme industrielle. Des informations sur l'évolution de défauts sont également à obtenir au cours de processus de déformation complexes afin d'obtenir un outil de validation de comportement identifié au plus proche de conditions observées en mise en forme à différents stades des processus impliqués.

Une démarche visant à augmenter la représentativité des essais en couplant un modèle expérimental et un modèle numérique est ainsi proposée dans cette étude afin d'étudier l'évolution de défauts de type retassure au cours du laminage à chaud.

1.4. Méthodologie expérimentale

1.4.1. Démarche générale

La démarche globale développée dans le cadre des présents travaux de thèse s'appuie sur une confrontation entre expérimentations et simulations avec une modélisation par la méthode des éléments finis du phénomène de fermeture de porosités étudié. Cette approche permet le suivi et la compréhension de l'évolution de défauts macroscopiques lors de la déformation plastique des échantillons étudiés. Les principaux objectifs de cette approche consistent en l'augmentation de la représentativité des essais déployés et à leur modélisation fidèle par les outils de simulation.

Cette démarche de confrontation entre expérimentations et simulations est schématisée Figure 1-7 (représentation détaillée en annexe 2). Cette étude vise par la comparaison entre modèles numériques et expérimentations dans des conditions représentatives d'un procédé de mise en forme industriel à valider un modèle de représentation en champs complets de défauts. Le recours à un essai représentatif autorise l'interruption du processus de mise en forme à différentes étapes et permet du fait de la section réduite des échantillons déployés l'utilisation de contrôles non destructifs fournissant des détails morphologies sur les défauts. L'accès de

manière continue aux champs thermomécaniques par l'intermédiaire des simulations permet également d'évaluer l'influence de ces derniers sur l'évolution des défauts.

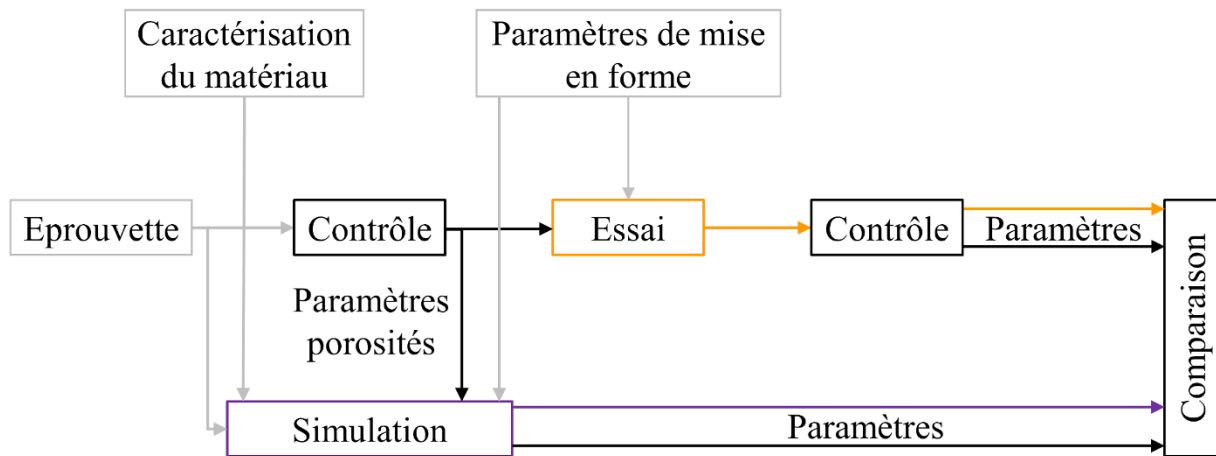


Figure 1-7 Démarche expérimentale globale

Les défauts sélectionnés sont ainsi caractérisés par des contrôles réalisés par clichés radiographiques ou par tomographie afin de fournir une information sur les morphologies initiales et de caractériser les défauts par des paramètres tels que le volume total ou par leurs dimensions apparentes (longueurs projetées dans un repère de référence). Ces contrôles sont répétés après mise en forme afin d'obtenir l'évolution de ces paramètres morphologiques. En parallèle une caractérisation des matériaux dans leur état brut de coulée est mise en œuvre afin d'obtenir une modélisation du comportement du matériau au plus proche du comportement observé expérimentalement.

1.4.2. Développement d'un essai représentatif

Un essai représentatif du laminage a été mis en place dans le cadre de la thèse de Chevalier (Chevalier 2016). Cet essai a pour objectif de permettre l'étude expérimentale de l'évolution de défauts (porosités et inclusions) dans des conditions représentatives du procédé de laminage de barres. La démarche globale de conception de l'essai est résumée Figure 1-8.

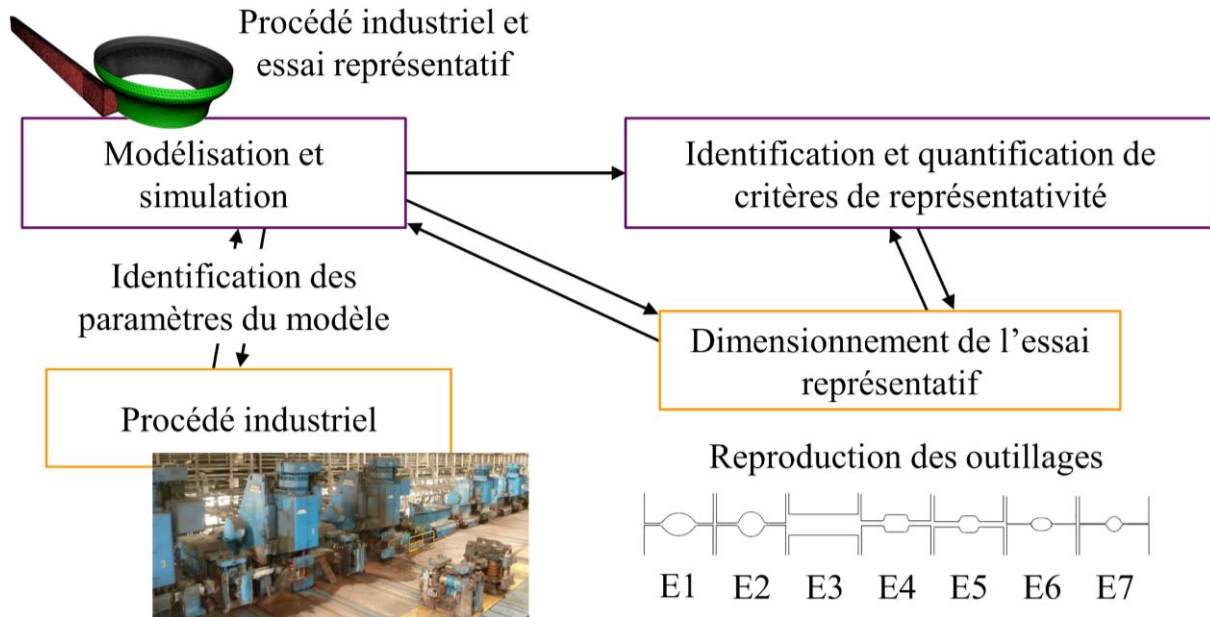


Figure 1-8 Etapes de développement de l'essai représentatif

Cette démarche se base sur trois étapes principales :

- Caractérisation du procédé industriel
- Dimensionnement de l'essai représentatif
- Comparaison et correction de l'essai à l'aide des modèles numériques

Un travail itératif permet ainsi à partir de la modélisation numérique d'un procédé industriel et de l'essai de mise en forme représentatif d'évaluer la capacité de reproduction par l'essai des champs thermomécaniques impliqués dans le phénomène étudié. Les paramètres de mise en forme de ce dernier peuvent ainsi être modifiés afin d'améliorer la reproduction du chemin thermomécanique subi à l'échelle industrielle dans les conditions de l'essai représentatif.

L'étude initiale de Chevalier se basant sur l'évolution de défauts de porosités ou d'inclusions, l'essai représentatif initial a été dimensionné en visant une reproduction des champs suivants :

- Pression hydrostatique
- Déformation (dans les directions (x, y, z) du repère de l'essai représentatif cf. annexe 3)
- Température
- Vitesse de déformation

Ces champs ont été sélectionnés pour avoir une reproduction globale des sollicitations thermomécaniques du laminage permettant ainsi une reproduction de phénomènes d'évolution de défauts de porosités ou d'inclusion au cours de la déformation. Cette reproduction permet d'accéder à un suivi de l'évolution des défauts contenus au sein d'un échantillon au cours du processus de mise en forme.

La représentativité visée au cours de l'essai mis en place consiste ainsi à reproduire des champs thermomécaniques identifiés comme influents d'un phénomène étudié. Une adaptation de l'essai développé à l'étude exclusive du phénomène de fermeture des porosités est ainsi visée. La configuration initiale de l'essai est ainsi modifiée en vue d'améliorer la reproduction des champs thermomécaniques identifiés comme influant la fermeture de porosités (paragraphe 1.3.1).

➤ Mise en place d'un essai représentatif du laminage

La mise en place d'un essai représentatif d'un processus de laminage industriel servant d'appui à l'étude de l'évolution de défauts a été réalisée au cours de précédents travaux de thèse (Chevalier 2016). La mise en place de cet essai s'appuie sur la modélisation numérique d'un processus de laminage de barres permettant de caractériser un chemin thermomécanique de référence (Chevalier *et al.* 2015). Ces sollicitations sont ensuite à reproduire expérimentalement à une échelle permettant le contrôle des morphologies de défauts (faibles dimensions des échantillons, interruption du procédé à différents instants de la mise en forme possible...).

L'essai développé pour répondre à cet objectif fait appel à des matrices de forme reproduisant à l'échelle 1/10^{ème} les gravures des premières étapes d'un processus de laminage de barres. Les matrices de forme sont mises en œuvre sur une presse verticale au cours d'un processus de forgeage libre. Au cours de ce dernier, un échantillon est manipulé entre les différentes étapes de mise en forme comme présenté Figure 1-9 (a). L'échantillon subit au cours de chaque étape une frappe entre chaque paire de matrices de forme (en débutant par la gauche de l'illustration Figure 1-9 (a)). Au cours de ce processus, le positionnement de l'échantillon est assuré par un robot manipulateur (voir Figure 1-9 (b)) assurant également l'alternance de direction de mise en forme (+/- 90 °) entre chaque étape.

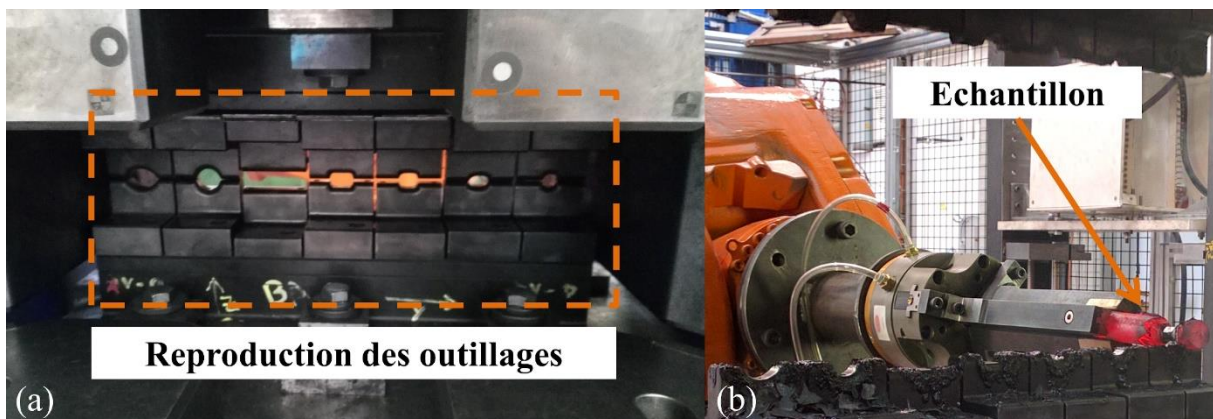


Figure 1-9 (a) Outillage de l'essai représentatif reproduisant les gravures des cylindres de laminage (b) Echantillon en cours de mise en forme

La configuration initiale de l'essai représentatif (voir Tableau 1-1) est basée sur la reproduction à l'échelle 1/10^{ème} de la configuration du laminage industriel étudié (reproduction des distances entre outillages et de la forme des gravures des cylindres). La conception de l'outillage de l'essai représentatif permet une modification des distances de référence (appelées levées) de chaque étape de mise en forme de manière indépendante dans des soucis d'optimisation de la reproduction des champs thermomécaniques retenus.

Chapitre 1 : Etude bibliographique

Tableau 1-1 Configuration initiale de l'essai représentatif

Étape de mise en forme	E1	E2	E3	E4	E5	E6	E7
Distance entre outillage supérieur et inférieur (mm)	2.5	2.5	19	4	4.5	1	1

Cet essai en configuration initiale est réalisé en l'absence de préchauffage des outillages et de lubrification sur les parties actives en contact avec les échantillons mis en forme. La modification des levées entre outillages ainsi que des conditions de chauffe ou de lubrification utilisées lors de l'essai permettent d'intervenir sur les valeurs des champs thermomécaniques obtenus à cœur de l'échantillon et d'améliorer le degré de représentativité de l'essai en lien avec le phénomène étudié. L'annexe 4 décrit de manière détaillée la mise en place de l'essai représentatif.

➤ Evaluation de la représentativité des champs : évolution de porosités internes

Les travaux menés dans le cadre des actuels travaux de thèse se concentrent sur l'analyse de l'évolution de porosités au cours d'un essai de mise en forme. Une évaluation des paramètres thermomécaniques identifiés comme influant ce phénomène est ainsi à réaliser dans la configuration initiale de l'essai représentatif.

La représentativité de l'essai expérimental utilisé est ainsi évaluée en comparant le niveau des champs thermomécaniques au cœur des barres laminées subissant le processus industriel et au cœur des échantillons mis en forme au cours de l'essai représentatif à l'aide des modèles numériques de ces deux procédés. Ces deux modèles mis en œuvre utilisent une même loi de comportement de Hensel-Spittel pour modéliser le matériau mis en forme au cours des deux procédés (industriel et expérimental).

Les champs thermomécaniques retenus pour évaluer la capacité de l'essai représentatif à reproduire les conditions de fermeture de cavités internes sont la température à cœur, la déformation équivalente obtenue par étape de mise en forme et la triaxialité moyenne par étape de mise en forme. Ces champs thermomécaniques sont issus des différents résultats expérimentaux et des modèles identifiés dans la littérature, présentés au cours de la partie 1.3. L'évaluation de l'intégrale hydrostatique pour chaque étape de mise en forme est également utilisée pour comparer les deux procédés. Les résultats de comparaison sont illustrés sur la Figure 1-10 suivante.

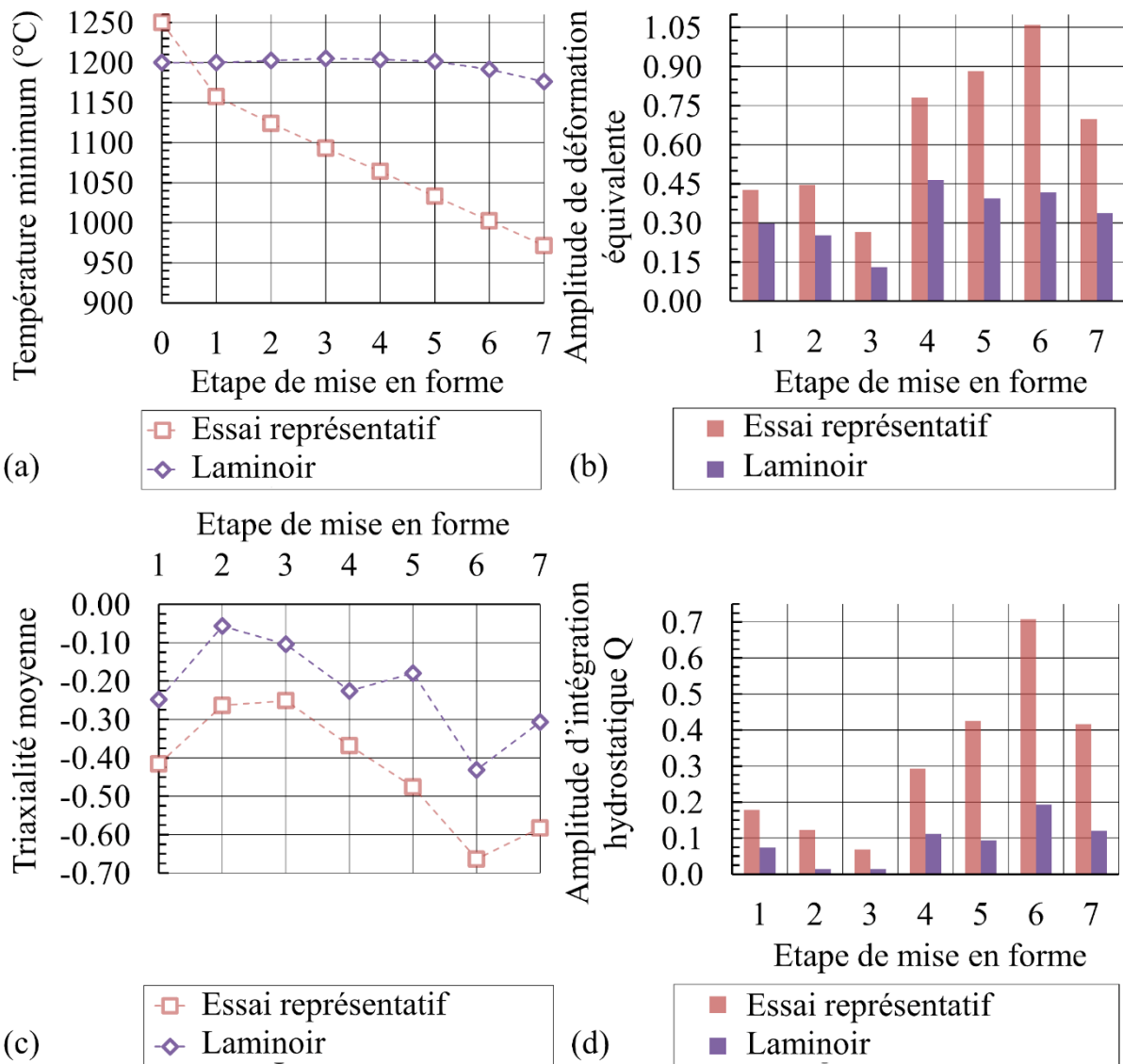


Figure 1-10 Comparaisons des champs représentatifs entre essai et installation industrielle (configuration initiale échelle 1/10^{ème})

La Figure 1-10 (a) présente un écart important de température entre le cœur de la barre laminée et le cœur de l'échantillon mis en forme au cours de l'essai représentatif avec un écart de 205°C obtenu en fin d'essai lorsque toutes les opérations sont mises en œuvre. Cet écart important permet cependant de rester dans la plage de température 1000°C-1200°C identifiée par Hibbe et Hirt (Hibbe et Hirt 2019) comme n'ayant qu'une faible influence sur la résistance des liaisons formées par compression à chaud de deux surfaces d'un acier faiblement allié. Cette différence de température ne devrait donc pas impacter de façon significative l'analyse de la réouverture des défauts du fait de l'alternance des directions de sollicitation.

Concernant les autres champs représentatifs, la configuration initiale de l'essai représentatif semble plus favorable à la fermeture de défaut que le procédé de laminage industriel. La triaxialité moyenne observée reste cependant dans l'intervalle [-1, 0] défini comme représentatif de la plupart des opérations de mise à forme à chaud (Saby *et al.* 2015b). De plus, la Figure 1-10 (c) présente des variations similaires de la triaxialité moyenne entre les deux processus. L'essai présente en effet une évolution de la triaxialité similaire à la courbe obtenue sur l'installation industrielle avec une translation de cette dernière vers des états plus compressifs.

Chapitre 1 : Etude bibliographique

L'écart absolu moyen est de 0.21 avec un écart type de 0.30 pour les niveaux de triaxialité entre les deux processus.

L'amplitude des champs de déformation et d'intégrale hydrostatique présentent quant à elles des niveaux significativement plus élevés sur l'essai représentatif avec des écarts variant entre les différentes opérations. Un écart absolu moyen de 0.32 avec un écart type de 0.19 est en effet observé pour la déformation et un écart absolu moyen de 0.23 avec un écart type de 0.72 sont obtenus en ce qui concerne l'intégrale hydrostatique.

L'amélioration de la représentativité en termes de fermeture de porosités est possible par la modification des paramètres d'entrée de l'essai représentatif (Pondaven *et al.* 2020). La modification est obtenue par l'ajustement des entrefers entre outils supérieurs et inférieurs pour obtenir la configuration optimisée présentée Tableau 1-2.

Tableau 1-2 Configuration optimisée pour de l'étude de la fermeture de porosité de l'essai représentatif

Etape de mise en forme	E1	E2	E3	E4	E5	E6	E7
Distance entre outillage supérieur et inférieur (mm)	4	4.5	21	4	7.5	9	6

Les différents résultats de l'essai dans une configuration optimisés dans l'optique de l'étude de l'évolution de porosités dans des conditions représentative du laminoir étudié sont ainsi présentés Figure 1-11.

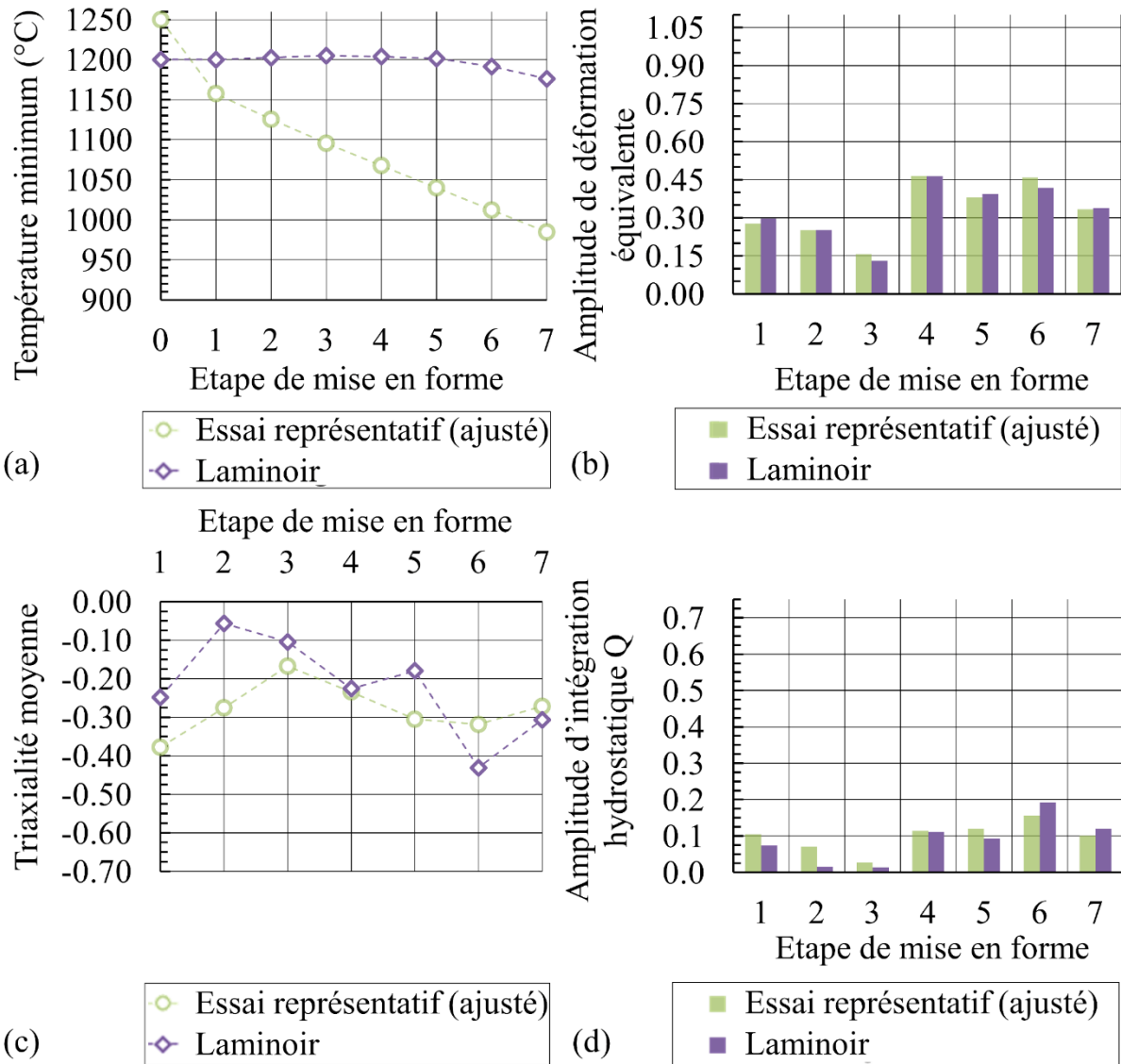


Figure 1-11 Comparaisons des champs représentatifs entre essai et installation industrielle (configuration optimisée pour l'étude de l'évolution de porosités)

Dans cette configuration optimisée, les températures représentent des écarts similaires. Les autres champs thermomécaniques de référence sont cependant sensiblement améliorés. L'écart absolu moyen est de 0.10 avec un écart type de 0.71 pour les niveaux de triaxialité entre les deux processus après optimisation. L'amplitude des champs de déformation et d'intégrale hydrostatique présentent quant à elles un écart absolu moyen de 0.02 avec un écart type de 0.02 pour la déformation et un écart absolu moyen de 0.03 avec un écart type de 0.65.

La configuration de l'essai représentatif permet ainsi d'améliorer la reproduction des champs thermomécaniques représentatifs visés pour se rapprocher du procédé de laminage vis-à-vis du phénomène de fermeture de porosité. L'optimisation de conditions d'essai a porté sur la reproduction des amplitudes de déformation et d'intégrale hydrostatique. Ce type de démarche est à reproduire en fonction du phénomène analysé.

Il est à noter que les conditions appliquées pour l'essai représentatif dans la suite des travaux de thèse sont celles du tableau 1.1.

Le niveau de reproduction des champs de triaxialité, de déformation équivalente et d'intégrale hydrostatique ne permettent pas une extrapolation directe des résultats obtenus à l'échelle de laboratoire pour en déduire une évolution de défauts présents sur le modèle industriel. Les niveaux de sollicitations reproduits permettent cependant de disposer d'un essai expérimental représentatif du laminage à chaud prenant en compte une alternance des directions de mise en forme. La taille des échantillons mis en œuvre par l'essai représentatif autorise également le recours à un contrôle des porosités aux différents stades de mise en forme par tomographie.

L'intérêt de l'essai réside également dans sa capacité, à travers, par exemple, de la valeur des levées, de modifier l'amplitude de déformation équivalente et d'intégrale hydrostatique appliquée à chaque étape de mise en forme pour en étudier l'impact sur l'évolution des cavités internes. La confrontation de résultats expérimentaux à des modèles en champs moyens développés en simulation fournit également un moyen d'évaluation de ces derniers sur des conditions de mise en forme représentatives du laminage introduisant des directions de sollicitation alternées.

1.4.3. Mise en place de défauts de type retassures contrôlées

Les impacts de la nature géométrique et physique d'une porosité (tortuosité, dimensions dans les directions de mise en forme, porosité vide sans oxyde en surface) sur les phases finales de fermetures et de cicatrisation d'un défaut ont été mis en évidence dans le paragraphe 1.3.1. Afin de prendre en compte l'impact de ces paramètres, il est ainsi nécessaire d'augmenter le niveau de représentativité des expérimentations en matière de défauts étudiés.

Un protocole de génération de retassures contrôlées (Linxe 2017) développé par le CTIF (Centre technique des Industries de la Fonderie) a été mis en œuvre pour obtenir des défauts de porosités générés par des mécanismes physiques similaires à ceux générant les cavités centrales d'un bloom au cours d'un procédé de coulée continue. Le recours à des simulations numériques au cours de ce protocole permet de déterminer des conditions de solidification générant des retassures représentant un certain degré de répétabilité. Une maîtrise de l'orientation globale du défaut (allongé selon la direction longitudinale de l'éprouvette de fonderie) et du rapport de dimension projetée du défaut sur le diamètre de l'échantillon est ainsi obtenue.

Les retassures formées (voir Figure 1-12) présentent ainsi des tortuosités issues d'un processus de solidification avec des morphologies dendritiques identifiables à sa surface. Les cavités générées sont également vides et ne présentent pas d'oxyde à leur surface pouvant altérer la cicatrisation du défaut.

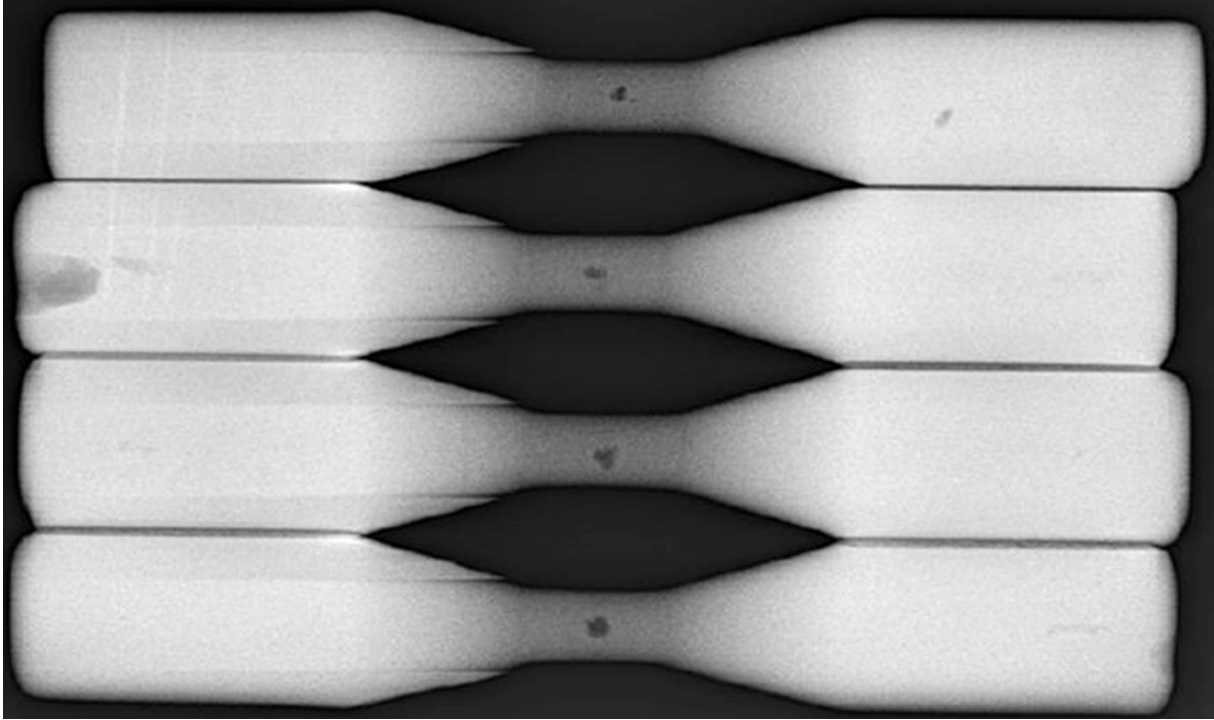


Figure 1-12 Eprouvettes à défaut contrôlé (Linxe 2017)

Les dimensions des éprouvettes contenant les défauts (diamètre 13 mm dans la partie centrale) sont cependant liées à l'optimisation des paramètres de solidification pour la génération du défaut et ne peuvent être modifiées pour correspondre aux dimensions mises en œuvre au cours des essais de mise en forme. Une adaptation de ces éprouvettes est ainsi nécessaire pour intégrer les défauts de fonderie à l'essai représentatif, cette adaptation sera détaillée au cours du chapitre 4.

Un protocole d'essai développé dans le cadre de travaux de thèse précédents ainsi qu'un protocole de génération de retassure contrôlée permettent ainsi de réaliser des expérimentations dans un cadre représentatif d'un procédé de mise en forme à chaud (reproduction des niveaux des champs thermomécaniques influant la fermeture des porosités, reproduction de l'alternance des directions de sollicitation) tout en intégrant des défauts naturels présentant les caractères morphologiques et physiques essentiels ayant un impact sur la fermeture et la cicatrisation de cavités.

Les dimensions réduites des échantillons mis en œuvre permettent également l'accès à des informations morphologiques sur les défauts étudiés avant et après l'essai par la tomographie. Cette propriété permet ainsi de calibrer et d'évaluer les performances des modèles d'évolution de porosité en confrontant leurs résultats aux morphologies de défauts obtenues expérimentalement.

1.5. Conclusions

Dans le présent chapitre, les différents défauts générés au cours de procédés de solidification ainsi que les hétérogénéités de microstructure observables dans des échantillons solidifiés ont été abordés. Le mécanisme de génération de porosités de type retassures internes, cadre des présents travaux de thèse, a notamment été présenté. Ces cavités, compte tenu de leur mécanisme de génération, peuvent ainsi être considérées comme vides et présentant une surface géométriquement complexe exempte d'oxyde.

Plusieurs méthodes de contrôle permettant de caractériser la localisation, les dimensions et l'aspect des porosités ont été présentées. Les méthodes par rayon X et notamment par tomographie présentent l'avantage de fournir une estimation des volumes des cavités tout en permettant une représentation de leur tortuosité. La précision de ce dernier paramètre est cependant liée à la résolution de l'analyse et aux algorithmes de traitement des clichés comme, par exemple, les seuils de niveau de gris utilisés pour les reconstructions 3D. Ces méthodes sont mises en application dans le cadre d'analyses de porosités au cours de campagnes expérimentales visant l'étude de leur fermeture et permettent d'obtenir une image de l'évolution des défauts à différents instants du procédé de mise en forme.

L'analyse de l'état de l'art a permis d'identifier les principaux paramètres influant la fermeture des porosités. Ces derniers sont :

- La triaxialité des contraintes et la déformation équivalente ;
- Les paramètres géométriques décrivant le défaut (facteurs de forme, orientation, et la présence de tortuosité)
- Le comportement du matériau

Ce dernier à un rôle notamment sur la distribution de contrainte et de déformation au cours de la mise en forme et selon certains modèles agit directement sur la fermeture.

Les différentes démarches expérimentales, les modélisations numériques et les critères d'évolution des porosités sont basés sur des hypothèses simplificatrices en matière de chargement appliqué, de géométrie de défaut et de matériau mis en œuvre. Certains modèles souffrent d'un manque de représentativité vis-à-vis du procédé étudié. Notamment, leur application à des chargements complexes avec changement de direction de sollicitations n'est que très rarement validée. L'intérêt de la réalisation d'expérimentations possédant une meilleure représentativité vis-à-vis des procédés industriels a ainsi été mis en évidence. Ce niveau de représentativité est obtenu en ayant recours à des défauts présentant les mêmes spécificités géométriques et physiques que celles issues des procédés de fabrication industriels. Les sollicitations thermomécaniques appliquées lors des essais doivent quant à elles être capables de reproduire l'alternance des directions de chargement et les niveaux de triaxialité et de déformation par étape de mise en forme.

Un essai représentatif d'un procédé de laminage à chaud développé dans le cadre de l'analyse de défauts (inclusions et porosités) a ainsi été ajusté dans le but de reproduire le niveau des champs thermomécaniques pilotant la fermeture de porosité du procédé industriel. Les performances de l'essai représentatif ne permettent pas d'extrapoler directement les résultats expérimentaux sur l'installation à l'échelle industrielle. Les champs thermomécaniques reproduits ainsi que la présence d'alternance de direction de mise en forme permettent

cependant de conclure sur la capacité de l'essai à reproduire des sollicitations complexes. L'exploitation de l'essai est ainsi possible dans le cadre d'évaluation de critères d'évolution de défauts et d'étude d'influence des paramètres d'entrée d'un procédé sur l'évolution de cavités dans un environnement contrôlé permettant de reproduire les phénomènes influant la fermeture de cavités avec un niveau de représentativité élevé.

Une méthode permettant de générer des défauts issus d'un processus de solidification a également été identifiée afin d'améliorer la représentativité des essais déployés vis-à-vis des défauts mis en œuvre.

Les travaux de thèse se concentrent ainsi sur la mise en place d'une méthodologie de caractérisation de la fermeture de porosités dans le cadre du laminage à chaud de blooms issus de coulée continue. L'objectif est de mettre en place une méthodologie permettant l'identification et la validation d'un modèle en champs complets sur un essai expérimental représentatif du procédé industriel. Ce modèle en champs complets permettrait ensuite de qualifier et d'identifier des modèles en champs moyens qui seraient utilisés pour la conception des gammes de laminage.

Cette recherche de représentativité se traduit sur le plan expérimental par l'utilisation de matériaux bruts de coulée continue et de défauts naturels. Ceci permet de prendre en compte l'effet de la structure initiale de solidification de l'acier. Une caractérisation et une modélisation du comportement rhéologique de ce matériau sont ainsi réalisées dans un premier temps.

Dans un deuxième temps, le modèle en champs complets de l'essai représentatif utilisant le modèle de comportement identifié précédemment va être mis en place. Les performances de ce modèle seront enfin évaluées et validées par une confrontation avec des résultats expérimentaux. Ces derniers concerneront les volumes, les dimensions et la morphologie des porosités obtenues expérimentalement par des contrôles tomographiques.

La démarche globale des présents travaux de thèse peut ainsi être synthétisée sous la forme présentée Figure 1-13.

Chapitre 1 : Etude bibliographique

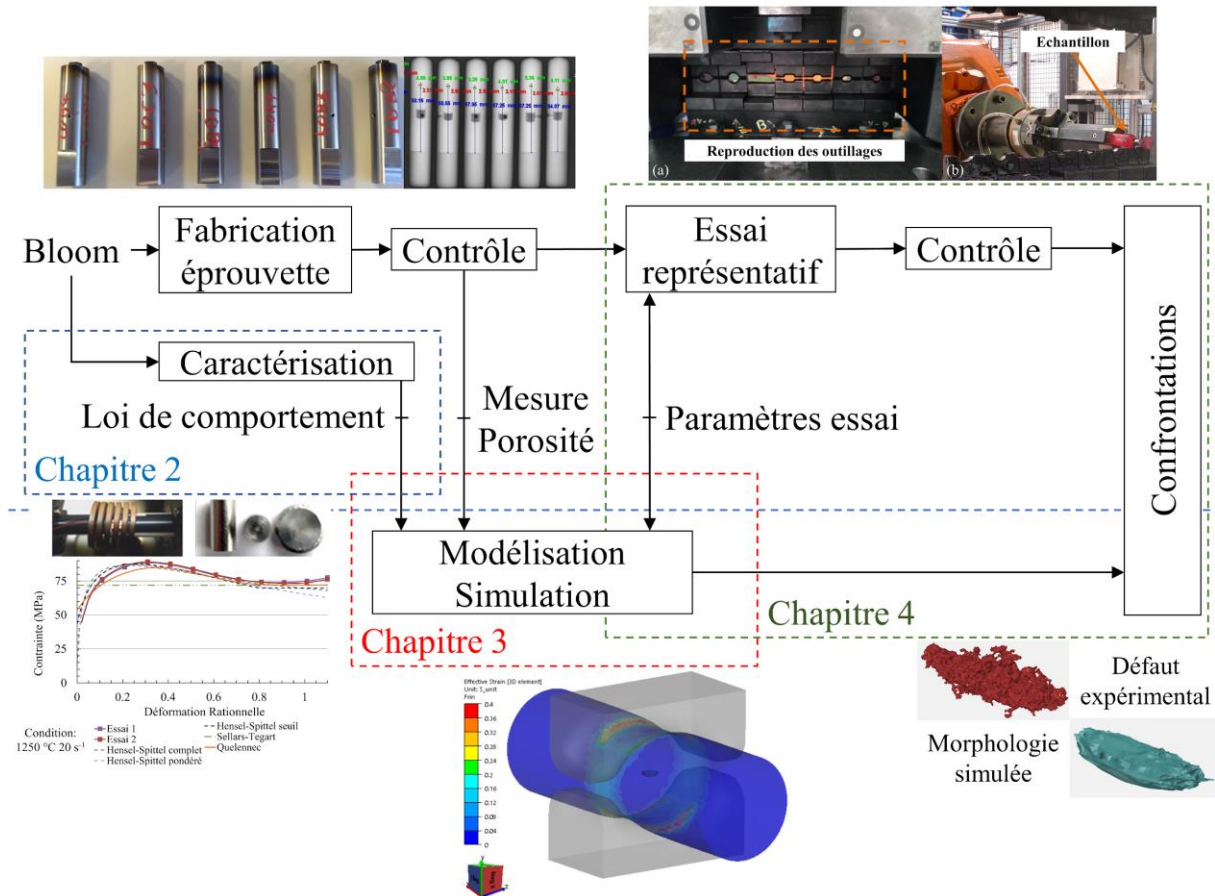


Figure 1-13 Schéma de synthèse de la démarche développée au cours de la thèse

2. Caractérisation rhéologique d'un matériau brut de coulée

2.1. Introduction

Le comportement rhéologique des aciers lors de la déformation plastique est évalué par leur contrainte d'écoulement σ dépendant principalement des paramètres thermomécaniques que sont la température T , la déformation ε et la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$. Une illustration de l'évolution caractéristique de la contrainte d'écoulement à chaud est présentée Figure 2-1.

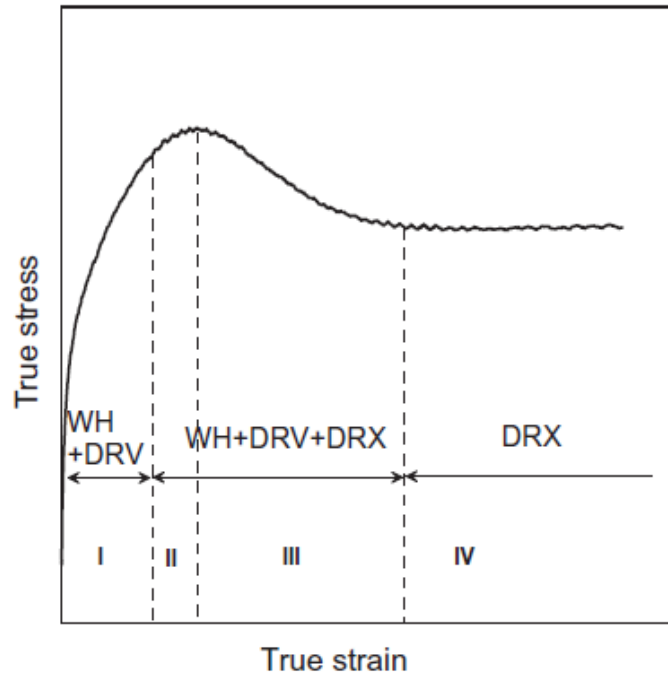


Figure 2-1 Courbe caractéristique de la contrainte d'écoulement en fonction de la déformation (Lin et Chen 2011)

Cette évolution peut-être découpée en quatre phases principales se manifestant au cours de la déformation (Lin et Chen 2011). Ces phases sont les suivantes :

- I : Ecouissage

Dans la première phase de la déformation, le matériau présente une augmentation rapide de sa contrainte sous l'effet de l'écrouissage (WH pour durcissement par écrouissage). Un phénomène de restauration dynamique (DRV) est également observé au cours de cette phase. Ce phénomène thermiquement activé contribue à la réorganisation des dislocations générées au cours de la déformation et est mis en évidence par l'accentuation de la diminution progressive du taux d'écrouissage observé sur la courbe de contrainte d'écoulement.

- II Phase transitoire

Cette phase correspond au début de l'occurrence de recristallisation dynamique au sein du matériau (DRX). La déformation critique du matériau ε_c définit le début de cette phase. La germination de grains non écrouis va progressivement générer un adoucissement du matériau.

- III Phase d'adoucissement

Après le déclenchement de la DRX, l'évolution de la contrainte d'écoulement est le résultat de l'effet de l'écrouissage (durcissement) et de la restauration dynamique et de la recristallisation (adoucissement). Un pic de contrainte est atteint lorsque la DRX combinée à la DRV compense le durcissement par écrouissage. Au-delà de ce pic, la contrainte d'écoulement décroît progressivement.

- IV Phase de régime stationnaire

En fin du domaine de déformation, le matériau présente un régime stationnaire de contrainte d'écoulement. A ce stade, les phénomènes DRX et DRV compensent le durcissement par écrouissage.

La représentation de ce comportement par la mise en lien des paramètres thermomécaniques dans l'évolution de la contrainte par des modèles de type $\sigma(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon})$ permet ainsi d'obtenir une représentation de la réponse du matériau à des champs thermomécaniques pouvant alimenter des modèles de simulation dans le but d'analyser la déformation d'un échantillon ou d'obtenir des informations sur les évolutions de microstructure.

L'identification des paramètres régissant le comportement rhéologique d'un matériau ainsi que de modèles capables de représenter ce dernier en adéquation avec le phénomène étudié présente l'une des principales étapes dans la compréhension d'un procédé de mise en forme. La caractérisation d'un matériau brut de coulée ajoute également un aspect hétérogénéité et anisotropie ainsi que la présence d'une microstructure initiale potentiellement grossière. Il convient ainsi de caractériser ces propriétés de la matière et de comparer l'aptitude des modèles rhéologiques étudiés à s'adapter à de telles structures.

2.2. Etude bibliographique

2.2.1. Modèles de lois de comportement

Les modèles de comportement rhéologique disponibles dans la littérature peuvent se répartir en deux catégories principales (Lin et Chen 2011).

La première catégorie correspond aux modèles phénoménologiques. Ces derniers consistent à formuler une relation mathématique apte à reproduire la morphologie des courbes de contrainte d'écoulement observées et leurs dépendances aux différents paramètres thermomécaniques. Ces modèles conduisent ainsi à l'obtention d'une expression de la contrainte d'écoulement de la forme $\sigma(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon})$. Ces derniers se construisent autour de plusieurs paramètres identifiés empiriquement. Ils ont l'avantage de permettre une représentation simplifiée du comportement du matériau sans avoir une connaissance précise des phénomènes physiques régissant la déformation plastique. Leur domaine de validité et d'application est cependant borné aux plages utilisées expérimentalement pour identifier les différents paramètres. Ceci rend ainsi délicate toute extrapolation du comportement du matériau au-delà du domaine d'identification. Les contraintes obtenues peuvent en effet rapidement tendre vers des valeurs très grandes lorsque le modèle est utilisé en extrapolation pour des déformations supérieures à la plage de référence (El Mehtedi *et al.* 2014).

Un deuxième type de modèle rhéologique correspond aux modèles incorporant une part physique. Ces derniers sont en général plus complexes et nécessitent des efforts plus importants d'identification des paramètres sur le plan expérimental. Ils font intervenir des grandeurs thermomécaniques liées aux matériaux utilisés ou cinétiques par des grandeurs caractérisant les mouvements de dislocations. Ils sont également en lien avec des paramètres microstructuraux tels que la taille moyenne de grain observée ou la fraction recristallisée du matériau (Queleu *et al.* 2011). Certains modèles intègrent également des paramètres relatifs à la structure cristalline du matériau via par exemple le vecteur de Burgers, la densité de dislocations comme le modèle de Laasraoui-Jonas (Laasraoui et Jonas 1991) ou font une distinction entre le comportement des matériaux possédant une structure cubique centrée et cubique à face centrée comme le modèle de Zerilli-Armstrong (Zerilli et Armstrong 1987). Ce type de modélisation a l'avantage, comparé aux formulations phénoménologiques, d'être valide sur de grands domaines de température, de vitesses de déformation et de déformation (Lin et Chen 2011).

Une classification des différents modèles rhéologiques dans ces deux catégories est proposée par Lin et Chen (Lin et Chen 2011). Concernant les modèles phénoménologiques, un des modèles les plus couramment utilisés est le modèle de Johnson-Cook (Johnson et Cook 1983) dont la formulation de la contrainte d'écoulement est présentée équation (2-1). Cette équation fait intervenir la déformation ε , la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, la température T , cinq paramètres (A, B, C, n, m) relatifs au modèle, T_m la température de fusion du matériau considéré, T_r une température de référence définie telle que ($T_r \leq T$) et une vitesse de déformation de référence $\dot{\varepsilon}_r$. Ces deux dernières grandeurs sont définies en fonction du domaine retenu pour l'identification et l'application du modèle.

$$\sigma(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}) = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_r}\right) \left(1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)^m\right) \quad (2-1)$$

Ce modèle présente pour avantage de nécessiter peu d'essais expérimentaux. Les paramètres relatifs à la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la température, à la vitesse de déformation ainsi qu'à la déformation sont en effet découplés dans le modèle de Johnson-Cook. Ils peuvent donc être identifiés de manière indépendante par la réalisation d'essais mis en œuvre dans les conditions de référence du modèle comme par exemple une mise en forme réalisée en utilisant plusieurs températures à la vitesse de déformation de référence et inversement. Cette influence découplée des conditions thermomécaniques présente cependant une faiblesse de représentativité du modèle et les prédictions ont ainsi tendance à s'écarter des données expérimentales lorsque l'on se trouve dans des conditions éloignées des grandeurs de référence (He *et al.* 2013). Cette propriété est donc limitante quand il s'agit de l'utilisation du modèle de Johnson-Cook pour représenter des phénomènes couvrant une large plage de vitesse de déformation et de température.

Un second modèle répandu dans la modélisation de procédés de déformation plastique est celui de Hensel-Spittel (Hensel et Spittel 1978). Il fait intervenir neuf paramètres ($A, m_1, m_2, m_3, m_4, m_5, m_7, m_8, m_9$) combinés à la déformation ε , la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ et la température T

pour exprimer la contrainte d'écoulement du matériau dans sa forme complète présentée équation (2-2).

$$\sigma(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}) = Ae^{m_1 T} T^{m_9} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m_3} \varepsilon^{m_8 T} \quad (2-2)$$

La formulation de ce modèle a pour avantage de faciliter l'identification des paramètres par une régression linéaire multiple. Le nombre important de coefficients ainsi que leur couplage nécessitent cependant d'avoir un plan d'expérimentation combinant des déformations sous plusieurs conditions de température et de vitesse de déformation pour identifier ces derniers.

Un autre type de modèle rhéologique phénoménologique fait intervenir l'influence de la température et de la vitesse de déformation sous une forme de loi d'Arrhenius introduisant le paramètre de Zener-Hollomon (Zener et Hollomon 1944) Z présenté équation (2-3) où Q est l'énergie d'activation apparente de la déformation plastique du matériau considéré et R est la constante des gaz parfaits ($R = 8.314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$).

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2-3)$$

Une formulation de ce type de loi est proposée par le modèle de Sellars-Tegart (Sellars et McTegart 1966) utilisant une forme sinus hyperbolique adaptée à représenter la dépendance de la contrainte d'écoulement au paramètre de Zener-Hollomon sur une large plage de vitesse de déformation et de température. La forme de la contrainte d'écoulement correspondante à ce modèle est donnée équation (2-4). Ce dernier est caractérisé par trois coefficients (α , n , A) et par Q relative au matériau. Ce modèle a la particularité de ne dépendre que de la température T et de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$.

$$\sigma(T, \dot{\varepsilon}) = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1}\left(\left(\frac{Z}{A}\right)^{\frac{1}{n}}\right) \quad (2-4)$$

N'ayant pas de dépendance à la déformation, ce modèle est uniquement adapté pour modéliser la contrainte en régime stationnaire d'un matériau. Ce modèle est de ce fait utilisé dans le cadre de procédés présentant une prédominance de conditions de déformation en régime stationnaire avec des niveaux de déformation élevés. Une possibilité d'extension de ce modèle a été proposée par Lin et al. en y intégrant une dépendance phénoménologique à la déformation de α , n , A et Q sous forme de polynômes de degré 5 (Lin *et al.* 2008). Cette modification conduit cependant le modèle à posséder 24 paramètres ce qui en complexifie l'identification.

L'intégration d'une dépendance à la déformation peut également être ajoutée au modèle de Sellars-Tegart en le combinant à un modèle d'écrouissage comme le modèle de Voce (Puchi *et al.* 1997) sous la forme présentée équation (2-5). La contrainte d'écoulement du matériau s'exprime ainsi en fonction de σ_{ss} la contrainte d'écoulement obtenue en régime stationnaire comme définie Figure 2-1, σ_0 la contrainte d'élasticité (contrainte obtenue pour $\varepsilon = 0$) et d'un paramètre d'écrouissage β .

$$\sigma(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \sigma_{ss} - (\sigma_{ss} - \sigma_0) \exp(-\beta \varepsilon) \quad (2-5)$$

Dans ce modèle, la dépendance à la température et à la vitesse de déformation de σ_0 et de σ_{ss} est introduite par deux lois de Sellars-Tegart. Une dépendance à la déformation est ensuite ajoutée en combinant ces deux lois avec un écrouissage de Voce. Ce modèle comporte ainsi 8 paramètres (α_{ss} , n_{ss} , A_{ss} , α_0 , n_0 , A_0 , Q , β) pour intégrer une sensibilité à la déformation du modèle. Le pic de contrainte obtenu avant l'occurrence de la DRX ne sera quant à lui pas reproduit par ce modèle.

De tels pics de contrainte peuvent être représentés sur des modèles intégrant une part physique dans leur constitution. C'est le cas du modèle développé par Queleennec et al. (Queleennec *et al.* 2011) dérivé du modèle de Laasraoui et Jonas (Laasraoui et Jonas 1991). Ce modèle sera présenté ici dans une forme simplifiée permettant une formulation différentielle permettant son insertion dans des codes de calcul (Puchi-Cabrera *et al.* 2016). Cette modélisation fait intervenir trois contraintes pour décrire un matériau aux différentes phases du comportement en déformation présentées Figure 2-1. Ces contraintes sont la contrainte à saturation σ_s obtenue sur les courbes théoriques subissant uniquement un phénomène d'écrouissage et de restauration dynamique, la contrainte en régime établi σ_{ss} (phase IV de la courbe de contrainte caractéristique) obtenue sur les courbes intégrant l'effet d'adoucissement de la recristallisation dynamique et la contrainte d'élasticité σ_0 correspondant au niveau de contrainte en début de déformation. Ces différentes contraintes sont illustrées sur une courbe de contrainte en fonction de la déformation présentée Figure 2-2.

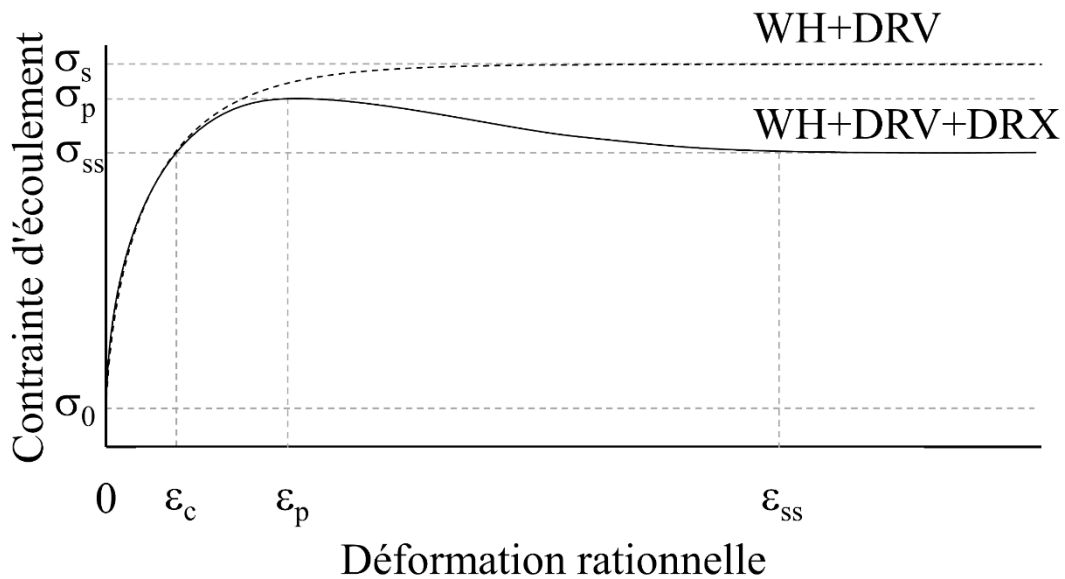


Figure 2-2 Courbe de contrainte illustrant les grandeurs intervenant dans le modèle de Jonas simplifié

Dans le modèle considéré, l'effet de la température et de la vitesse de déformation est représenté par un modèle de Sellars-Tegart pour chaque type de contrainte. Q reste identique pour les trois contraintes et est déterminée en identifiant un modèle de Sellars-Tegart pour les contraintes expérimentales au pic de contrainte σ_p . Une contrainte athermique σ_a est ajoutée dans l'expression de σ_0 tel que présenté équations (2-6)-(2-8).

$$\sigma_s(T, \dot{\varepsilon}) = \frac{1}{\alpha_s} \sinh^{-1} \left(\left(\frac{Z}{A_s} \right)^{\frac{1}{n_s}} \right) \quad (2-6)$$

$$\sigma_{ss}(T, \dot{\varepsilon}) = \frac{1}{\alpha_{ss}} \sinh^{-1} \left(\left(\frac{Z}{A_{ss}} \right)^{\frac{1}{n_{ss}}} \right) \quad (2-7)$$

$$\sigma_0(T, \dot{\varepsilon}) = \sigma_a + \frac{1}{\alpha_0} \sinh^{-1} \left(\left(\frac{Z}{A_0} \right)^{\frac{1}{n_0}} \right) \quad (2-8)$$

Une sensibilité à l'écroissage est ensuite ajoutée permettant d'obtenir le niveau de contrainte dépendant uniquement de l'écroissage et de la restauration dynamique σ_{DRV} comme présenté équation (2-9).

$$\sigma_{DRV}(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \sqrt{\sigma_s^2 - (\sigma_s^2 - \sigma_0^2) \exp(-r\varepsilon)} \quad (2-9)$$

La part physique du modèle est intégrée ici en reliant le coefficient d'écroissage r à la densité de dislocations ρ et à h taux athermique d'écroissage comme présenté en (2-10).

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h - r\rho \quad (2-10)$$

Le paramètre d'écroissage r a également une dépendance au paramètre de Zener-Hollomon Z de la forme présentée équation (2-11) (Queleennec et Jonas 2012) où α_r , β_r et γ_r sont des constantes dépendant du matériau considéré.

$$r = \alpha_r + \beta_r Z^{-\gamma_r} \quad (2-11)$$

Enfin, le modèle considéré prend en compte la fraction recristallisée Xv dont la cinétique est gérée par un modèle d'Avrami (2-12)-(2-13) afin de relier l'adoucissement du matériau à la cinétique de recristallisation dynamique. Dans cette loi, $t(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ est le temps écoulé depuis le début de la recristallisation, $t_{0.5}$ est le temps nécessaire pour atteindre 50 % de recristallisation, n_{Av} constante d'Avrami, d_0 la taille moyenne de grain austénitique initiale, Q_{DRX} l'énergie apparente d'activation de la recristallisation, T la température, R est la constante des gaz parfaits ($R = 8.314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$), A' , q et ν des constantes liées au matériau.

$$Xv = 1 - \exp \left(-\ln(2) \left(\frac{t(\varepsilon, \dot{\varepsilon})}{t_{0.5}} \right)^{n_{Av}} \right) \quad (2-12)$$

$$t_{0.5} = A' Z^{-q} d_0^\nu \exp \left(\frac{Q_{DRX}}{RT} \right) \quad (2-13)$$

L'expression de la contrainte d'écoulement totale prend alors la forme présentée équation (2-14) pour les déformations supérieures à la déformation critique de déclenchement de la recristallisation ε_c . Le modèle simplifié de Puchi-Cabrera émet l'hypothèse que la contrainte obtenue au moment du début de la recristallisation σ_c est égale à la contrainte en régime établi σ_{ss} comme présenté Figure 2-2 pour déterminer le niveau de ε_c .

$$\sigma(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \sigma_{DRV} - (\sigma_s - \sigma_{ss})Xv \quad (2-14)$$

La représentation d'un pic de contrainte typique du comportement rhéologique en présence de recristallisation dynamique est importante dans le cadre de la modélisation de contraintes d'écoulement d'aciers bruts de coulée. De telles microstructures initiales grossières sont en général affinées lors des processus de déformation plastique. Lors de l'occurrence d'un phénomène de recristallisation, un tel affinement de la taille de grain moyenne a pour effet de produire des courbes de contrainte présentant un pic unique au cours de la déformation plastique (Sakai et Jonas 1984).

Compte tenu des différences entre les modèles exposés dans les paragraphes précédents, le choix du modèle rhéologique doit être motivé par le phénomène étudié notamment par les spécificités de modélisation mise en œuvre pour ce dernier et doit également représenter une sensibilité aux différents champs influant le phénomène étudié. Ce constat est illustré dans le cadre d'un procédé de laminage par Duan et Sheppard (Duan et Sheppard 2004) en étudiant la sensibilité de résultats de simulation de différents phénomènes au modèle rhéologique. L'étude de l'effort de mise en forme en régime établi obtenu en présence de grands niveaux de déformation présente en effet des résultats similaires entre un modèle de Sellars-Tegart et un modèle d'Hensel-Spittel. Le modèle de Sellars-Tegart est cependant non adapté dans le cadre de déformations faibles et est peu adapté à la représentation d'un gradient de déformation dans un échantillon ayant pour conséquence d'influencer les résultats de modèles d'évolution de la microstructure. Un tel gradient de déformation influence également les modèles possédant une sensibilité à l'écroutissage. La présence de concentration de la déformation peut en effet avoir une influence sur l'état de contrainte rencontré au cœur d'un échantillon du fait de la génération d'adoucissements localisés dans des matériaux possédant de tels comportements après l'occurrence de pics de contraintes.

2.2.2. Généralités sur les essais expérimentaux d'identification

Les modèles rhéologiques ci-dessus sont généralement identifiés par l'intermédiaire d'essais de déformation à chaud réalisés sur des installations spécifiques. Ces dispositifs sont chargés d'assurer une déformation des échantillons dans des conditions quasi isothermes par un asservissement de la température. La température est mesurée au cours de ces essais à l'aide de thermocouples ou de pyromètres bichromatiques sur la surface des échantillons. Les dispositifs Gleeble® utilisés classiquement dans la littérature (Hor *et al.* 2013) pour réaliser les expérimentations de caractérisation utilisent l'effet Joule pour chauffer les échantillons par la circulation d'un courant électrique dans ce dernier. D'autres moyens utilisent l'induction pour chauffer les échantillons (Li *et al.* 2009). Les dispositifs utilisés permettent également d'approcher des conditions de vitesses de déformations constantes et un niveau de déformation homogène dans l'échantillon.

Les cycles de chauffe appliqués pour la caractérisation des échantillons consistent en une montée en température avec des vitesses généralement inférieures à une dizaine de degrés par seconde jusqu'à l'atteinte de la température visée pour l'essai. L'échantillon est ensuite maintenu à la température d'essai afin d'homogénéiser le champ de température avant déformation (Hor *et al.* 2013). Certains cycles de chauffe incluent au préalable une montée en température initiale à une température de référence supérieure ou égale aux conditions de température retenues pour les essais de compression. Les échantillons y sont maintenus pendant des temps allant de 2 à 20 minutes avant de redescendre aux températures d'essai. Ces paliers initiaux ont pour but d'homogénéiser les microstructures initiales des échantillons utilisés pour les différentes conditions de déformation retenues et de permettre la mise en solution des différents éléments d'alliage. Ces cycles thermiques sont rencontrés dans le cadre d'identifications de lois de comportement incluant des paramètres liés à la recristallisation dynamique avec par exemple un maintien de 20 minutes à 1100 °C utilisé dans le cadre d'un acier faiblement allié (Puchi-Cabrera *et al.* 2016) ou encore un temps de 15 minutes à 1200 °C dans le cadre des essais expérimentaux menés par Quelennec et Jonas (Quelennec et Jonas 2012). Ces températures de chauffe initiales différenciées sont également rencontrées lors de la caractérisation de nuances brutes de coulée. Un temps de maintien de 8 minutes à 1250 °C est utilisé dans le cadre de la caractérisation d'un acier inoxydable 904L à l'état brut de coulée (Han *et al.* 2013) et un maintien de 5 minutes à 1200 °C est effectué sur un acier 30Cr2Ni4MoV brut de coulée (Zhou et Ma 2017). Une trempe est généralement réalisée après compression et permet de figer les microstructures obtenues en fin de déformation. Le cas échéant, le contrôle des tailles de grain des microstructures obtenues en présence de recristallisation dynamique constitue un moyen de vérification de l'asservissement en température et en vitesse de déformation de l'essai réalisé. La taille de grain recristallisée obtenue est en effet supposée uniquement dépendante du paramètre de Zener-Hollomon lors de l'obtention d'un régime établi de contrainte après recristallisation dynamique (Huang et Logé 2016).

Les conditions d'essai retenues sont à sélectionner par rapport aux fenêtres de température, de déformation et de vitesse de déformation rencontrées au cours du procédé devant être modélisé. Le choix de ces conditions est particulièrement important pour les modèles phénoménologiques afin d'éviter toute extrapolation de ces derniers en dehors du domaine d'identification. Pour obtenir un modèle applicable plus généralement en déformation à chaud, on peut retenir la condition $T > 0.5T_m$ où T_m est la température de fusion du matériau afin de définir une plage de température à utiliser correspondant approximativement au domaine austénitique des aciers considérés.

Enfin, les échantillons sont sollicités au cours d'essais mécaniques simples tels que des essais de traction, de compression ou de torsion. Les essais de traction sont rapidement limités en déformation. Les échantillons soumis à ce type de sollicitation à chaud présentent en effet une striction menant à leur rupture et sont ainsi limités à la caractérisation de matériaux pour des procédés ne nécessitant pas de grands niveaux de déformation. Les essais de compression permettent de couvrir une plage de déformation plus importante. Les frottements ayant lieu au niveau de l'interface vont cependant limiter le domaine de déformation exploitable en générant des gradients de déformation et de vitesse de déformation dans l'échantillon. Les phénomènes limitants décrits précédemment peuvent être rencontrés respectivement à partir de $\varepsilon = 0.1$ et de $\varepsilon = 0.6$ (El Mehtedi *et al.* 2014). Les essais de torsion permettent d'atteindre des niveaux de déformation plus élevés $\varepsilon > 2$ autorisant ainsi une identification des lois rhéologiques sur de

plus grands domaines. Le mode de sollicitation des essais de torsion génère cependant un gradient de déformation et de vitesse de déformation le long du rayon des échantillons. Ces derniers influencent les résultats des essais et peuvent notamment conduire à sous-estimer le niveau de déformation obtenu au pic de contrainte (Sakai et Jonas 1984).

2.2.3. Essai de compression

Les essais de compression uniaxiaux mettent en œuvre des échantillons cylindriques déformés entre deux outils plans. Contrairement aux essais de traction ou de torsion, l'interface entre l'échantillon et les outillages ne nécessitent pas de prendre en compte un dispositif de bridage, seule l'interface avec les plateaux effectuant les compressions est à considérer. L'état de surface et le parallélisme des faces de l'échantillon en contact avec les outillages nécessitent ainsi une attention particulière.

Lors de ces essais, la déformation de l'échantillon est supposée idéale et homogène. Une hypothèse est ainsi réalisée sur la conservation de la forme cylindrique de l'éprouvette au cours de la déformation. Une illustration de l'effet du frottement sur la forme finale de l'échantillon est présentée Figure 2-3 illustrant ainsi la différence entre une compression idéale et les résultats obtenus en présence de frottement.

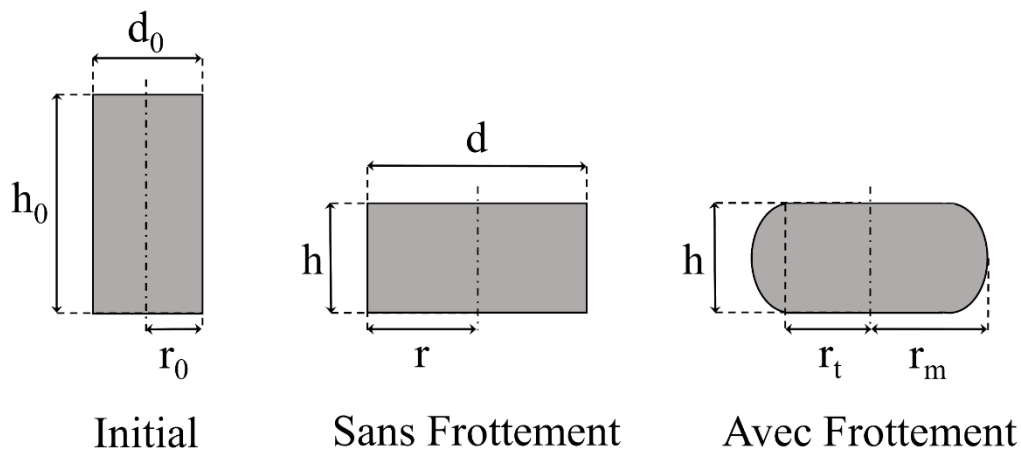


Figure 2-3 Eprouvette de compression avant et après déformation avec ou non prise en compte du frottement

Dans ces conditions d'essai, la déformation rationnelle ε peut s'écrire sous la forme présentée équation (2-15) où h et h_0 sont respectivement la hauteur courante et initiale de l'échantillon.

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{h_0}{h} \right) \quad (2-15)$$

Sous l'hypothèse de la conservation du volume de l'échantillon ainsi que de la conservation de sa forme cylindrique, le diamètre courant de l'échantillon d comprimé à une hauteur h peut s'écrire sous la forme décrite équation (2-16) où d_0 est le diamètre initial de l'échantillon.

$$d = d_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}} \quad (2-16)$$

La contrainte moyenne expérimentale σ_{exp} s'écrit alors sous la forme présentée équation (2-17) où F est l'effort de compression.

$$\sigma_{exp} = \frac{F}{\pi \frac{d^2}{4}} \quad (2-17)$$

Bien que négligé lors de l'estimation de la déformation rationnelle et dans les hypothèses conduisant à estimer la contrainte rationnelle, le frottement à un impact sur les résultats d'essai. Ce dernier est effectivement responsable de la déformation en tonneau de l'échantillon en fin de compression comme illustré Figure 2-3. Ceci a pour conséquence la génération de gradients de déformation dans l'échantillon. Le frottement entre l'éprouvette et les outils est donc généralement limité par l'utilisation de lubrifiants ou l'interposition d'un matériau limitant le frottement. La géométrie de l'échantillon joue également un rôle dans l'influence du frottement sur les résultats d'essai. Evans et Sharning (Evans et Scharning 2001) ont en effet estimé l'erreur générée sur la contrainte pour différentes vitesses de déformation et différents élancements d'éprouvettes caractérisés par un rapport h_0/d_0 . Il ressort de cette étude que l'augmentation du ratio d'élancement est bénéfique pour limiter l'impact du frottement. L'élancement de l'échantillon est cependant limité par le phénomène de flambage. En pratique, les ratios retenus pour les essais de compression sont donc situés entre 1 et 2 (Roebuck *et al.* 2006).

Une mesure pratique du « tonnèlement » de l'échantillon est proposée par Roebuck *et al.* (Roebuck *et al.* 2006) par l'introduction d'un coefficient b_{ton} présenté équation (2-18) où r_m est le rayon maximum mesuré sur l'échantillon après compression. L'auteur considère ainsi que pour un coefficient b_{ton} supérieur à 1.10, l'hypothèse d'homogénéité de la déformation dans l'échantillon ne peut plus être appliquée sans conséquence sur les résultats expérimentaux et conduit ainsi au rejet de l'essai.

$$b_{ton} = \frac{hr_m^2}{h_0r_0^2} \quad (2-18)$$

En plus des précautions prises pour en limiter l'influence, une correction du frottement est nécessaire pour obtenir une contrainte estimée reflétant le comportement du matériau. Négliger la correction du frottement peut également avoir pour conséquence de masquer l'occurrence d'un phénomène de recristallisation dynamique en ne permettant pas d'observer un pic de contrainte avant correction (Puchi-Cabrera *et al.* 2019).

En déformation plastique à chaud, un modèle de frottement hybride est généralement utilisé. Il combine le modèle de Coulomb plus adapté aux déformations élastiques, car dépendant linéairement de la contrainte normale, et un modèle de frottement de Tresca plus adapté aux déformations plastiques (Zhang et Ou 2016). La formulation de ce modèle de frottement est présentée équation (2-19) (Zhang et Ou 2016) où τ est la contrainte d'écoulement en cisaillement dans la couche limite de l'échantillon en contact avec l'outil, σ_n est la contrainte normale à l'interface, σ_0 est la contrainte d'écoulement, μ le coefficient de frottement de Coulomb et m le coefficient de frottement de Tresca dont les valeurs sont comprises entre 0 correspondant à une absence de frottement et 1 condition où le frottement est maximal..

$$\tau = \begin{cases} \mu\sigma_n \text{ si } \mu\sigma_n < m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \\ m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \text{ si } \mu\sigma_n \geq m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \end{cases} \quad (2-19)$$

Il existe une relation entre le coefficient de Coulomb et le coefficient de frottement de Tresca présentée équation (2-20).

$$\mu \leq \frac{m}{\sqrt{3}} \quad (2-20)$$

Cette valeur correspond toutefois à une borne supérieure et μ est en général inférieure à ce seuil. La dépendance de μ à m décroît depuis la valeur maximum présentée en (2-20) pour des coefficients de frottement compris dans la plage ($0 < m < 0.7$) pour ensuite augmenter brutalement jusqu'à la valeur de la borne supérieure sur l'intervalle ($0.8 < m < 1$) (Zhang et Ou 2016).

Tout en continuant de considérer l'hypothèse de conservation de la cylindricité de l'éprouvette lors de la compression uniaxiale, la contribution du frottement dans la contrainte d'écoulement peut être considérée via l'utilisation de la méthode des tranches. Lors de l'application de cette correction, le frottement est considéré constant au cours de la déformation. La contrainte moyenne observée dans l'éprouvette prenant en compte le frottement σ_{corr} peut ainsi s'écrire sous les formes présentées équation (2-21) pour le modèle de frottement de Coulomb et équation (2-22) pour le modèle de Tresca (Christiansen *et al.* 2016).

$$\sigma_{corr} = \frac{\sigma_{exp}}{2 \left(\frac{h}{\mu d}\right)^2 \left(\exp\left(\frac{\mu d}{h}\right) - \frac{\mu d}{h} - 1\right)} \quad (2-21)$$

$$\sigma_{corr} = \frac{\sigma_{exp}}{\left(1 + \frac{md}{3\sqrt{3}h}\right)} \quad (2-22)$$

Une correction de la contrainte utilisant le modèle de frottement hybride est également proposée dans la littérature (Christiansen *et al.* 2016). Elle intègre un rayon critique permettant de discriminer le modèle de frottement à utiliser en fonction de la position sur la section de l'échantillon. Au cœur de l'échantillon, zone où la contrainte normale est la plus élevée, le modèle de Tresca est mis en œuvre. A l'inverse, le frottement de Coulomb est utilisé du rayon critique jusqu'au rayon externe de l'échantillon dans les zones où la contrainte normale est la moins élevée.

Le coefficient de frottement utilisé dans ces formules de correction est à identifier au cours d'essais spécifiques utilisant des géométries dont l'évolution au cours de la déformation plastique est sensible au coefficient de frottement. Le test de l'anneau utilisé en mise en forme permet l'identification du frottement en compression en évaluant l'évolution du rayon interne d'un anneau comprimé entre deux outils plans. Ces essais doivent être réalisés en mettant en œuvre le même couple de matériau pour l'outillage et les échantillons que celui mis en œuvre

au cours des essais de compression (Sofuoglu et Rasty 1999). Lorsque le format des échantillons ou le matériau des outillages ne permettent pas la réalisation d'essais spécifiques, le coefficient de frottement peut être identifié directement en évaluant les dimensions des échantillons après compression en utilisant la méthode proposée par Ebrahimi et Najafizadeh (Ebrahimi et Najafizadeh 2004). Le coefficient de frottement de Tresca m s'écrit alors sous la forme présentée équation (2-23) où b , dont l'expression est détaillée équation (2-24), dépend de la géométrie en fin de déformation avec r_m rayon maximum observé après compression et r_t le rayon en contact avec l'outillage comme illustré Figure 2-3.

$$m = \frac{\frac{r}{h}b}{\frac{4}{\sqrt{3}} - \frac{2b}{3\sqrt{3}}} \quad (2-23)$$

$$b = 4 \frac{(r_m - r_t)}{r} \frac{h}{(h_0 - h)} \quad (2-24)$$

Si la mesure de cette dernière dimension n'est pas accessible sur les échantillons déformés, r_t peut être estimé par l'expression (2-25) en estimant que la forme de tonneau observée après compression suit un profil circulaire de rayon r_m .

$$r_t = \sqrt{3 \frac{h_0}{h} r_0^2 - 2r_m^2} \quad (2-25)$$

Pour les hautes vitesses, l'hypothèse de condition isotherme n'est également plus respectée dans l'échantillon. Un échauffement adiabatique a en effet lieu dans l'échantillon dû à une limitation de la conduction de la chaleur générée par la déformation plastique. La conduction de chaleur interne ne permet en effet pas d'évacuer suffisamment rapidement ce surplus d'énergie pour les hautes vitesses de mise en forme. Un effet visible de la correction de l'échauffement adiabatique sur le niveau de contrainte observé a ainsi pu être mis en évidence pour les vitesses de déformation supérieures à $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ (Laasraoui et Jonas 1991). L'échauffement noté ΔT ayant cours dans l'échantillon est déterminé en utilisant l'expression (2-26) où Cp est la capacité thermique massique de la matière déformée, ρ sa masse volumique et η un facteur de rendement pondérant l'échauffement adiabatique ΔT_{adiab} généré par l'échauffement observé au cours de l'essai en présence d'échanges thermiques avec l'extérieur ΔT_{actual} dont l'expression est donnée en (2-27).

$$\Delta T = \frac{\eta 0.95 \int_0^\epsilon \sigma d\epsilon}{\rho Cp} \quad (2-26)$$

$$\eta = \frac{\Delta T_{actual}}{\Delta T_{adiab}} \quad (2-27)$$

Le modèle exposé considère qu'un taux constant de 95 % de l'énergie générée par le travail de la déformation plastique est converti en échauffement adiabatique dans l'échantillon. Pour des vitesses de déformation supérieure à 10 s^{-1} , on considère que ΔT dépend uniquement de l'échauffement adiabatique ($\eta = 1$) (Goetz et Semiatin 2001).

Le facteur correctif $\Delta\sigma$ de la contrainte s'écrit alors selon l'expression exposée en (2-28) (Gholamzadeh et Karimi Taheri 2009) et doit être intégré à la contrainte σ_{corr} définie précédemment.

$$\Delta\sigma = \Delta T \left. \frac{d\sigma}{dT} \right|_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \quad (2-28)$$

2.3. Méthode expérimentale

Un acier faiblement allié de dénomination 25MnCrS4 dont la concentration des principaux éléments d'alliage est présentée Tableau 2-1 a servi de cadre à l'étude du comportement d'un bloom à l'état brut de coulée. Cette dernière a été caractérisée par la réalisation d'essais de compression uniaxiaux à chaud.

Tableau 2-1 Composition chimique 25MnCrS4

Elément	C	Mn	Si	P	S	Cr
Concentration (% massique)	0.26	1.17	0.20	0.030	0.029	1.1

Le bloom utilisé pour la campagne de caractérisation est issu d'une machine de coulée continue courbe permettant une solidification de l'alliage sous forme de blooms de diamètre 270 mm.

2.3.1. Essai de compression sur plasto-dilatometre

Les essais de caractérisation de la nuance 25MnCrS4 sont réalisés sur un plasto-dilatometre de trempé 805-A/D de TA Instruments. Ce dispositif permet de simuler les cycles thermiques ainsi que des sollicitations de compression sur un échantillon tout en suivant sa dilatation au cours de l'essai. Le module servant aux essais de compression est représenté schématiquement Figure 2-4.

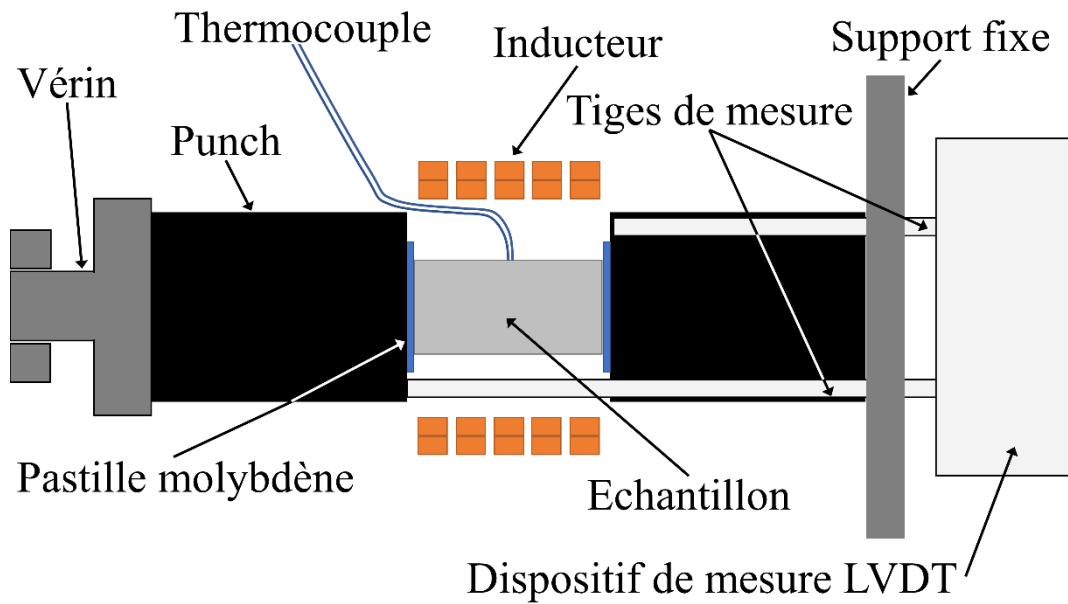


Figure 2-4 Schéma du dispositif expérimental DIL 805-A/D

Au cours d'un essai, un échantillon est maintenu entre deux punchs en nitrure de silicium (Si_3N_4) dans une chambre sous atmosphère contrôlée (azote). Deux pastilles en molybdène soudées à l'éprouvette avant l'essai permettent de limiter l'effet du frottement aux interfaces avec les punchs. La température visée pour l'essai est atteinte par une chauffe par induction et est asservie par une mesure réalisée par un thermocouple S soudé à la surface de l'échantillon. Un système de refroidissement par injection de gaz (azote ou hélium) intégré au niveau de l'inducteur permet le refroidissement rapide de l'échantillon au cours de l'expérimentation. Le cycle thermique utilisé au cours des essais de compression est présenté en détail au cours de la partie 2.3.2. L'effort de compression est appliqué par un vérin pilotant le déplacement du punch de gauche asservi en vitesse de déformation et permettant d'appliquer un effort allant jusqu'à 20 kN. Au cours de la phase de chauffe puis de compression de l'échantillon, le déplacement de l'outillage et la dilatation de l'éprouvette sont mesurés par deux tiges positionnées au contact avec les extrémités des deux punchs. Ces dernières reliées à un capteur de déplacement linéaire de type LVDT (Linear Variable Differential Transformer) permettent de réaliser une mesure différentielle de la longueur de l'échantillon. Le traitement de ce signal de dilatation ainsi que l'enregistrement de l'effort fourni par le vérin permettent ainsi la génération de courbes de la contrainte en fonction de la déformation en appliquant les hypothèses de conservation du volume et de la cylindricité de l'échantillon présentées au paragraphe 2.2.3.

Les conditions d'essai retenues sont résumées sur la Figure 2-5. Elles sont constituées de quatre températures et de quatre vitesses de déformation sélectionnées sur les plages 950 °C-1250 °C et 0.01 s^{-1} -20 s^{-1} .

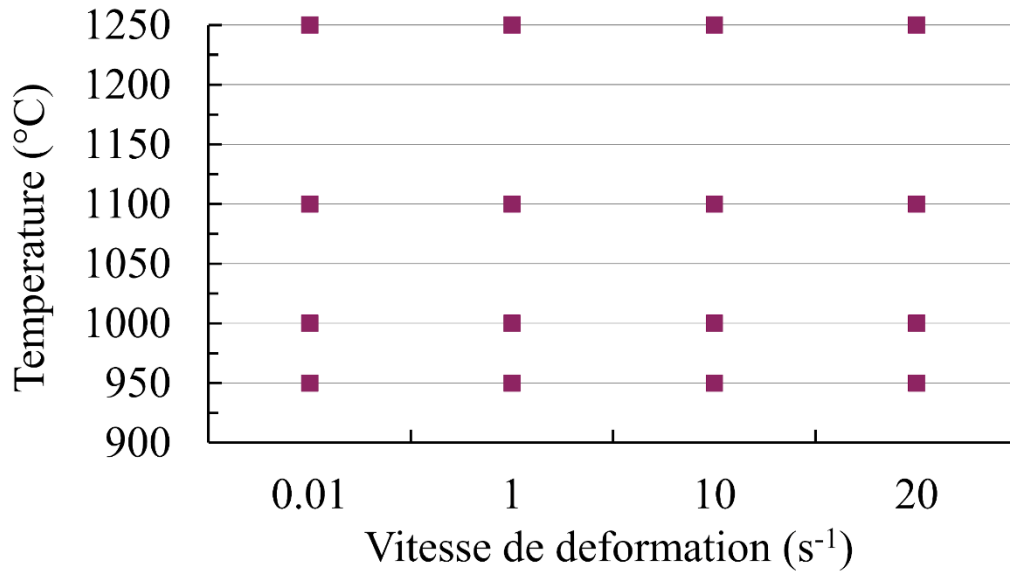


Figure 2-5 Conditions expérimentales retenues

Ces conditions expérimentales permettent de couvrir une large plage de température rencontrée au cours de la mise en forme à chaud de la nuance 25MnCrS4. Le niveau de température le plus bas et le plus haut correspondent respectivement aux limitations de l'installation en matière d'effort et en termes de températures atteignables en configuration de compression. Cette plage permet toutefois d'atteindre les plages de température rencontrées au cours de laminage de barres. La vitesse de 20 s⁻¹ correspond également à la vitesse maximale possible du dispositif de déformation. Chaque essai est réalisé trois fois pour chaque condition expérimentale retenue afin de permettre l'évaluation de la répétabilité des essais. Les échantillons sont comprimés jusqu'à une déformation rationnelle de $\varepsilon = 1.2$ correspondant à la course maximale du dispositif.

Les essais de compression sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques de dimensions $\varnothing 5 \times 10$ mm. Ces géométries possèdent un rapport d'élanement initial ($h_0/d_0 = 2$) considéré comme favorable à la limitation des effets du frottement tout en ne présentant pas de risques de flambage (Puchi-Cabrera *et al.* 2019). La longueur ainsi que le diamètre initial de l'échantillon sont contrôlés afin de disposer des dimensions de référence pour l'estimation des contraintes dans l'échantillon ainsi que de la déformation et de la vitesse de déformation au cours de l'essai.

Après déformation, la longueur totale et le diamètre maximal de l'échantillon sont mesurés à six reprises en différents points de la circonférence de l'échantillon. Ces différentes mesures permettent dans un premier temps d'identifier une éventuelle irrégularité dans la compression de l'éprouvette se traduisant par un défaut de parallélisme entre les deux faces définissant la longueur ou alors par une irrégularité de circularité de la section de l'échantillon ayant le plus grand diamètre. Ces mesures moyennes sont ensuite utilisées d'une part pour estimer l'homogénéité du champ de déformation par la détermination du coefficient b_{ton} présenté équation (2-18). D'autre part un coefficient de frottement moyen est déterminé à l'aide des dimensions obtenues après compression par l'intermédiaire de la formule présentée équation (2-23). Au cours des essais réalisés sur la nuance 25MnCrS4 un coefficient de tonnement moyen $b_{ton} = 1.12$ ainsi qu'un coefficient de Tresca de $m = 0.24$ ont été observés. Le niveau moyen de tonnement est légèrement supérieur au niveau critique fixé à 1.10 par Roebuck et

al. (Roebuck *et al.* 2006). Il conviendra donc de ne considérer les courbes de contrainte en fonction de la déformation que pour des niveaux de déformation inférieurs à 1.2 pour rester dans des domaines où le champ de déformation dans l'échantillon est suffisamment homogène. Les courbes extraites des essais de déformation ne seront retenues que pour des déformations inférieures à 1.1 compte tenu de ces observations. Cette limitation permet également de simplifier le traitement des mesures en fin de compression. Un niveau de déformation maximum identique pour toutes les conditions d'essai et ne dépendant pas des conditions finales de compression (bruitage du signal en fin de course) est en effet obtenu en appliquant cette limitation.

Les courbes de contrainte en fonction de la déformation sont ensuite corrigées par l'intégration de la contribution du frottement selon la méthode des tranches (équation (2-21)). Cette dernière utilise le coefficient de frottement de Coulomb précédemment identifié par les relations (2-20) et (2-23). La Figure 2-6 présente l'impact de la correction du frottement sur une courbe de contrainte déformation à 950 °C et 20 s⁻¹. Pour ces conditions d'essai, l'écart relatif absolu moyen obtenu entre la courbe corrigée et la contrainte obtenue sans correction est de l'ordre de 5 %. On peut également constater que la prise en compte du frottement permet de limiter l'effet d'un durcissement apparent observé en fin de déformation et de relier ce phénomène au tonnement de l'échantillon.

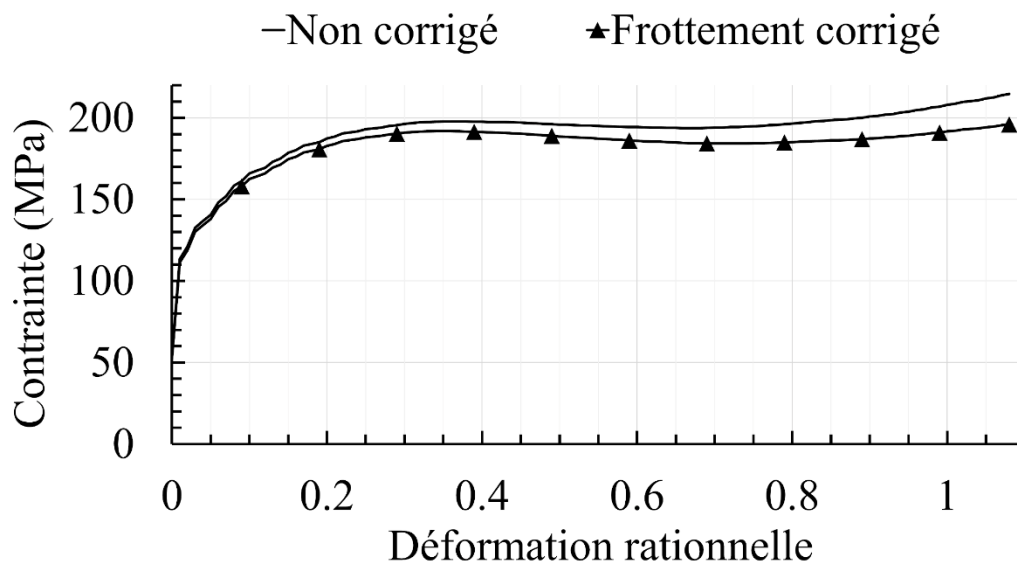


Figure 2-6 Impact de la correction du frottement (950 °C 20 s⁻¹)

La correction adiabatique n'a quant à elle pas été intégrée aux essais de déformation. Ce choix a été effectué en raison de difficultés à déterminer le coefficient η de l'équation (2-26) pour les plages de vitesses comprises entre 1 et 10 s⁻¹ où l'essai ne peut pas être considéré comme étant dans des conditions totalement isothermes ou adiabatiques. La présence d'une source de chaleur en permanence au cours de l'essai complexifie en effet le calcul de la fraction de chaleur générée par la déformation plastique contribuant à l'échauffement de l'échantillon et la fraction se diffusant dans les outillages de compression. Cette correction a cependant été estimée pour les conditions extrêmes à 1250 °C 20 s⁻¹ et 950 °C 20 s⁻¹ dont la courbe est illustrée Figure 2-7. L'écart relatif absolu moyen obtenu entre les courbes corrigées et les contraintes obtenues avec

uniquement une correction du frottement sont respectivement de 4 % et 11 % pour les deux couples de conditions retenus. Cette seconde valeur constitue ainsi l'erreur maximum pouvant être réalisée par l'absence de la correction de l'échauffement adiabatique dans les conditions expérimentales retenues ce qui est en adéquation avec des valeurs d'erreur de l'ordre de 11 % observées par Laasraoui et Jonas (Laasraoui et Jonas 1991).

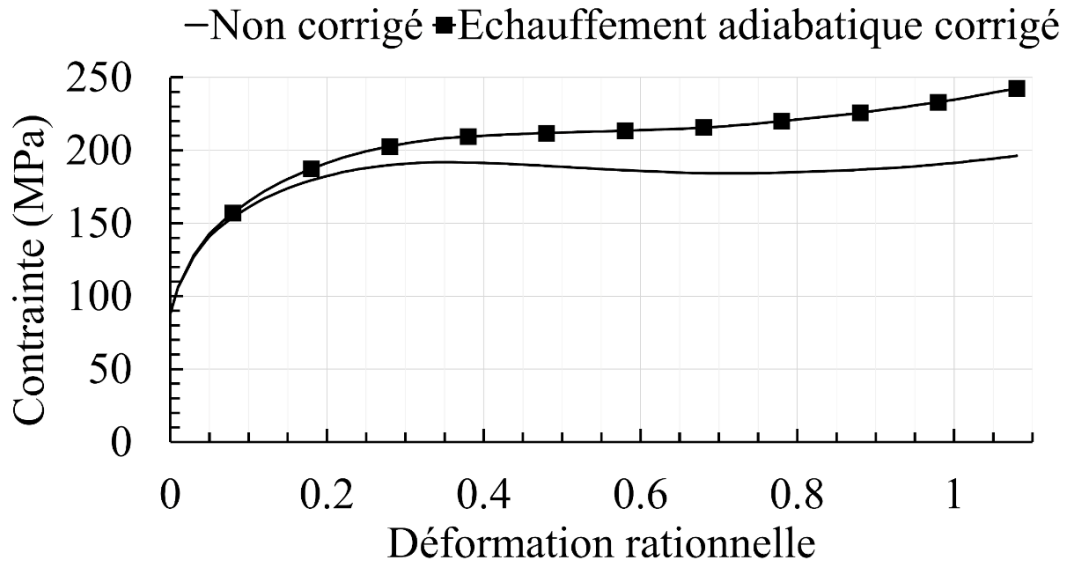


Figure 2-7 Impact de la correction de l'échauffement adiabatique ($950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 20 s^{-1})

L'influence de la vitesse de déformation sur les lois de comportement peut ainsi être impactée par l'absence de cette correction et devra être prise en compte au moment de l'évaluation des lois de comportement identifiées.

Les courbes obtenues lors des essais de compression effectués sont donc corrigées en intégrant uniquement l'impact du frottement dans les contraintes estimées. Ce paramètre est identifié directement en mesurant les dimensions des éprouvettes de compression après déformation. La Figure 2-8 illustre les allures des courbes obtenues pour les conditions extrêmes de vitesse et de température retenues dans l'étude.

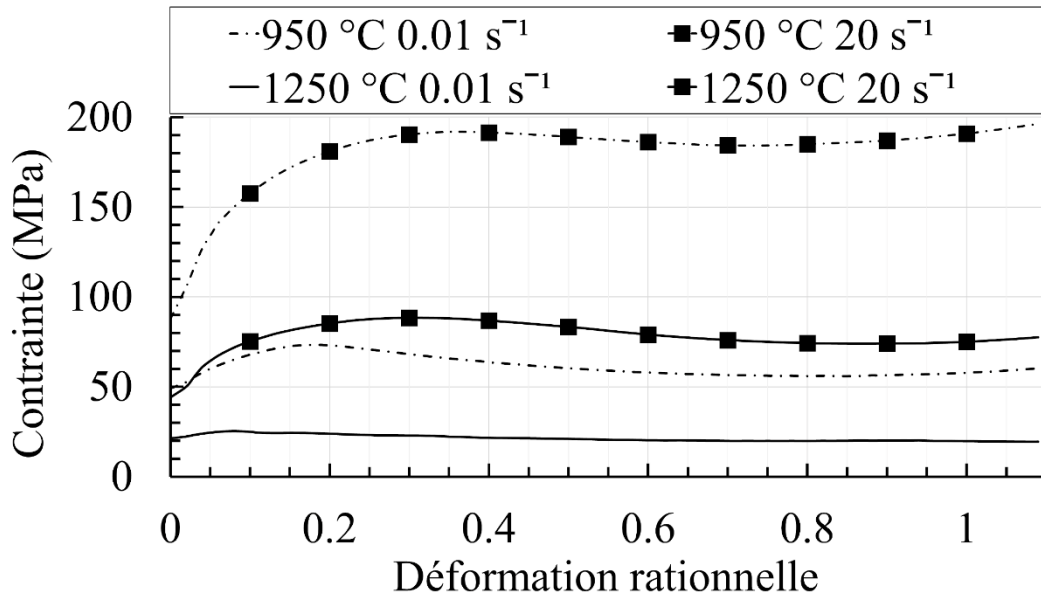


Figure 2-8 Contraintes aux bornes du domaine d'identification 25MnCrS4

Une augmentation de la contrainte en fin d'essai reste identifiable après correction des mesures expérimentales. Cette augmentation est à mettre en parallèle avec les coefficients b_{ton} relevés en fin de déformation et laisse envisager la nécessité de réduire encore la plage de déformation considérée lors de l'identification du comportement rhéologique du matériau.

2.3.2. Cycle de chauffe

L'objectif du cycle de chauffe réalisé avant les essais de compression est d'obtenir une structure austénitique homogène avant la phase de déformation plastique, identique pour toutes les conditions d'essai. La microstructure obtenue doit également s'approcher au mieux de l'état initial du matériau lors des processus de déformation plastique industriels.

Une montée en température et un temps de maintien commun pour toutes les conditions testées ont ainsi été sélectionnés afin de répondre à ces objectifs. Ils ont été déterminés en étudiant des cycles de réchauffe avant laminage de barres brutes de coulée continue en conditions industrielles. Les chauffés analysés présentent des temps d'exposition du cœur de la barre à des températures supérieures à 900 °C compris entre 70 et 125 minutes. Les températures maximums de ces cycles sont également de 1250 °C et sont atteintes au cœur de la barre quelques minutes avant la mise en forme.

Les cycles de chauffe pratiqués dans la littérature présentent quant à eux un palier de température préalable à la déformation identique pour toutes les conditions d'essai. Ces paliers présentent des durées allant de 5 à 20 minutes comme exposé au paragraphe 2.2.2 dans le cadre d'identification de lois de comportement incorporant une part physique ou pour la caractérisation de nuances brutes de coulée.

La température des paliers de chauffe est ainsi déterminée en fonction de la température maximale de réchauffe atteinte avant la mise en forme. Le temps de maintien en température dépend, quant à lui, de paramètres microstructuraux et de la réponse en compression du matériau.

Afin de correspondre aux conditions de mise en forme rencontrées par le matériau sélectionné, quatre temps de maintien en température à 1250 °C de 1, 10, 15 et 30 minutes ont été choisis

afin d'étudier leur influence sur le matériau et sur les résultats d'essais de compression. Le reste du cycle de chauffe n'a pas été modifié et consiste en une montée en température à $3\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ainsi qu'un refroidissement à $100\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ après le palier ou le cas échéant après compression afin de figer les structures obtenues par une trempe. Ces essais ont été réalisés directement sur l'installation permettant les essais de compression sur des échantillons de dimension $\varnothing 5 \times 10\text{ mm}$. Six échantillons ont ainsi été compressés à $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ et 1 s^{-1} et trois échantillons ont été analysés avant compression pour chaque condition de maintien en température sélectionnée. Les joints de grains austénitiques des échantillons sont révélés après essais par une attaque Béchet-Beaujard (Béchet et Beaujard 1955). Les échantillons retenus pour cette étude ont été prélevés dans le sens longitudinal du bloom dans une même zone au sein de la zone colonnaire d'une barre brute de coulée continue.

Les conséquences de la durée de maintien observées sur les contraintes enregistrées au cours des essais de compression sont présentées Figure 2-9.

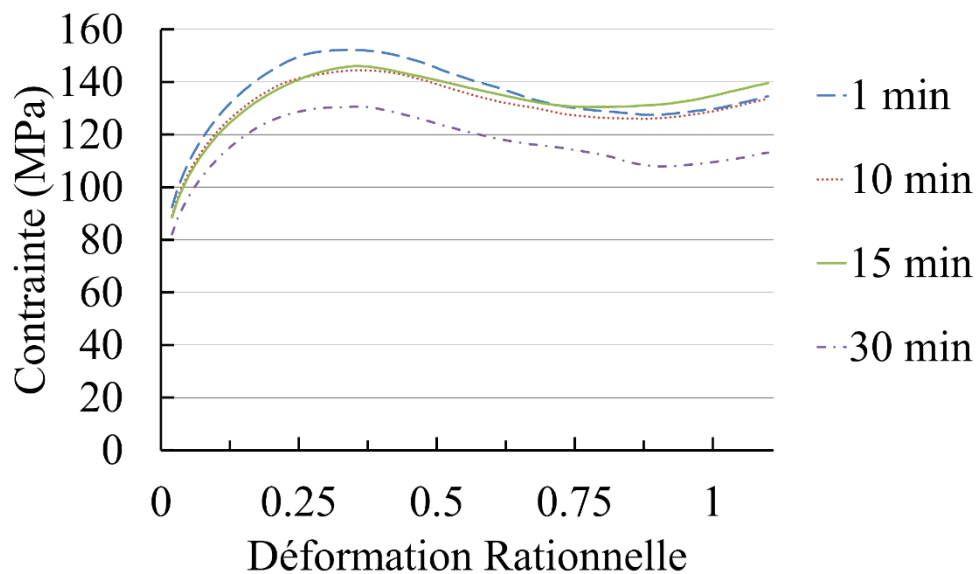


Figure 2-9 Contrainte moyenne en fonction du maintien en température ($950\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1})

Les contraintes moyennes semblent sensiblement diminuer lors de l'allongement de la durée du palier initial avec une diminution de 14 % de la contrainte au pic entre le temps de maintien de 1 minute et celui de 30 minutes. Les contraintes obtenues après 30 minutes de maintien en température semblent également se détacher des autres conditions d'essais et peuvent être la conséquence d'un phénomène de grossissement de grain intervenant de manière plus significative lorsque le temps de maintien en température dépasse les 15 minutes avant la phase de déformation. Les contraintes observées après 30 minutes de maintien en température sont en effet en accord avec la relation de Derby (Derby 1992) proposant une formulation similaire à la loi de Hall-Petch à chaud reliant la contrainte d'écoulement obtenue en régime établi lors de l'occurrence de recristallisation dynamique σ_{ss} à la taille moyenne des grains D_{ss} par la formule présentée en (2-29) où k_{ss} et a_{ss} sont des constantes liées au matériau.

$$\sigma_{ss} = \frac{k_{ss}}{D_{ss}^{a_{ss}}} \quad (2-29)$$

La dispersion des contraintes observées semble quant à elle être atténuée entre les échantillons ayant subis les mêmes conditions d'essai pour les maintiens en température supérieurs à 10 minutes comme illustré par les répartitions Figure 2-10 présentant les étendues maximales des contraintes expérimentales ainsi qu'une représentation de la médiane et des quartiles Q1 et Q3 des contraintes mesurées à différents niveaux de déformation.

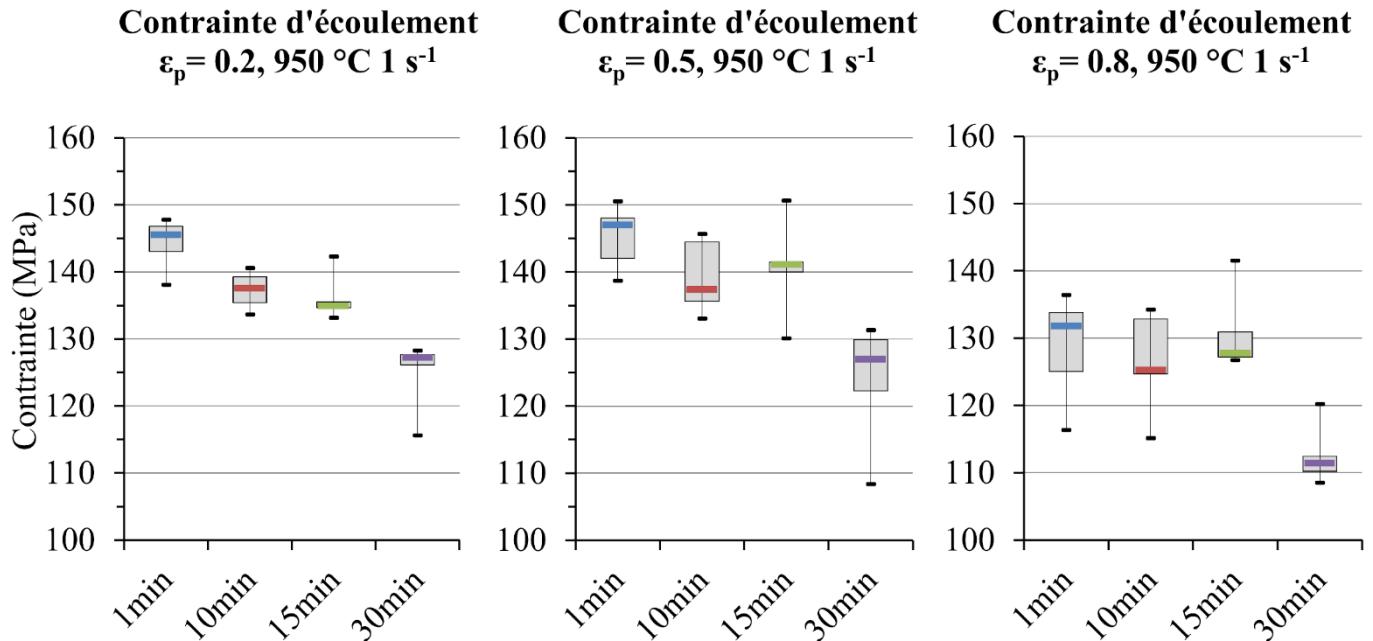


Figure 2-10 Dispersions des contraintes pour trois niveaux de déformation en fonction de la durée du palier de maintien en température (minimum 5 échantillons par condition)

Les étendues importantes observées sur les essais à 30 minutes peuvent s'expliquer par une dégradation des soudures maintenant les thermocouples en contact avec les échantillons lorsque le temps de maintien en température est augmenté pouvant ainsi mener à une mauvaise régulation de la température au cours de la compression.

Concernant l'influence du temps de maintien sur les tailles de grains austénitiques observées, la Figure 2-11 présente une augmentation de la taille de grain moyenne en fonction du temps de maintien en température pour la nuance considérée. Sur cette illustration, chacun des trois échantillons retenus par condition de test est matérialisé par un point et la tendance croissante des tailles de grains moyennes mesurées est représentée par une courbe de tendance logarithmique. Pour les différentes conditions retenues, un échantillon présentant une taille de grain moyenne significativement différente des autres tailles relevées est systématiquement observé. Un comportement de saturation de la taille de grain après un certain temps de maintien reste observable sur la nuance considérée. Les relevés effectués ne permettent cependant pas de conclure sur le temps de maintien correspondant au début de l'obtention de ce seuil de taille de grain moyenne.

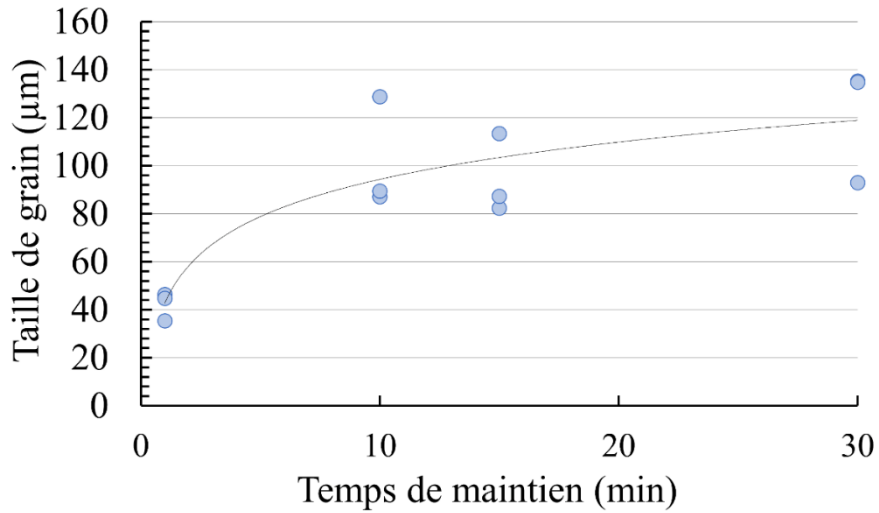


Figure 2-11 Taille de grain moyenne en fonction du temps de maintien à 1250 °C

La nuance brute présente également une importante hétérogénéité de microstructure au sein d'un même échantillon avec des écarts types observés sur les indices de grosseur de grain (ISO643) de respectivement 1.9, 1.8, 1.7 et 1.5 pour les temps de maintien de 1 à 30 minutes. Ces hétérogénéités de structures sont mises en évidence sur les micrographies présentées Figure 2-12 où des structures grossières sont observées au voisinage des zones plus affinées.

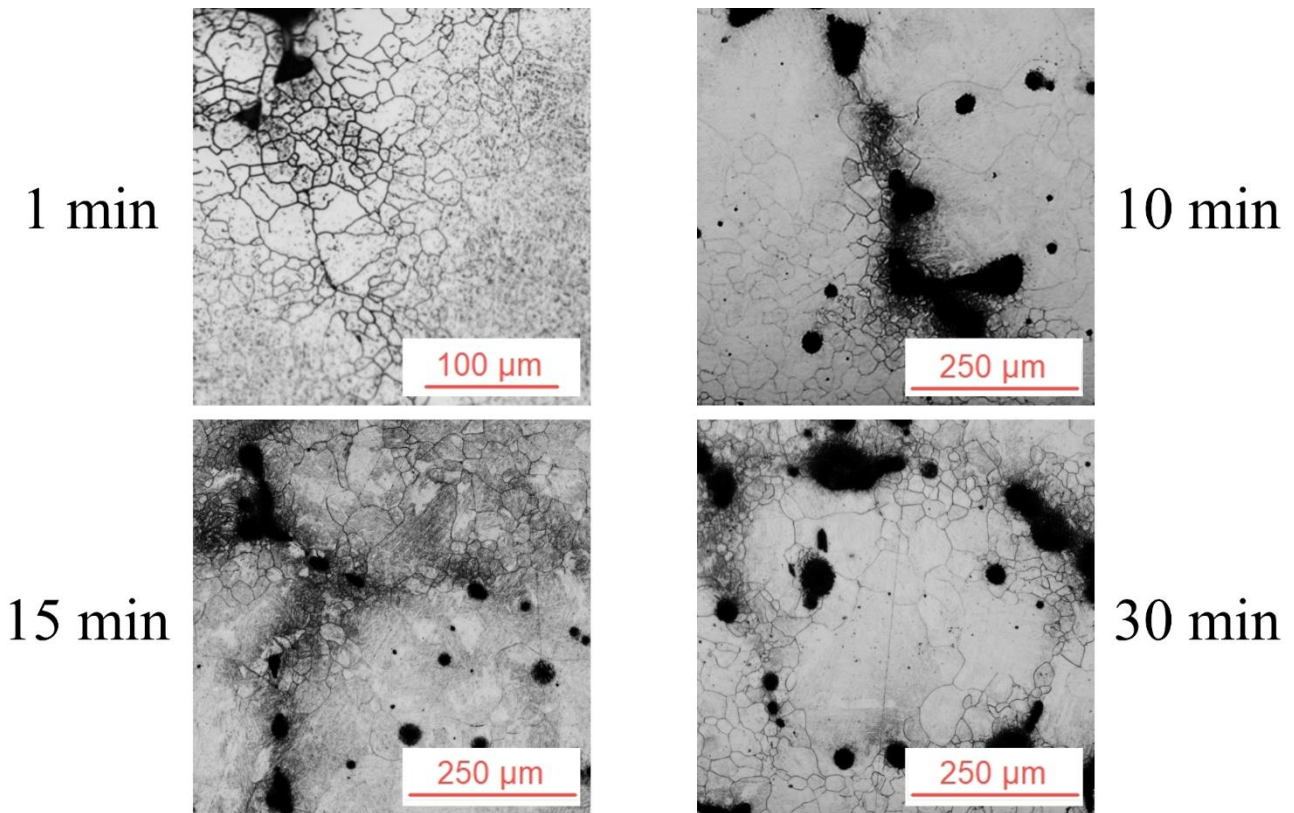


Figure 2-12 Microstructures (25MnCrS4) pour différentes conditions de maintien en température

Sur l'observation réalisée sur l'échantillon maintenu 30 minutes à 1250 °C, des structures affinées et des masses sombres présentes sur les micrographies semblent dessiner les contours

d'un grain issu de la structure primaire de solidification. Une analyse au microscope électronique à balayage (MEB) a ainsi été menée sur le même champ d'observation afin de mettre en évidence la présence de microségrégations dans ces zones pouvant confirmer l'hypothèse de la présence d'un reliquat de structure primaire de solidification. La structure identifiée Figure 2-12 pour 30 minutes de maintien est ainsi localisée sur l'échantillon et analysée au MEB (voir Figure 2-13 (a)). Une analyse chimique par spectrométrie à sélection d'énergie (EDS) a ensuite été réalisée sur une vingtaine de mesures réalisées le long d'une ligne perpendiculaire à une des régions présentant une taille de grain fine identifiée dans le champ d'analyse Figure 2-12. Cette dernière est illustrée Figure 2-13 (b) où la concentration en élément d'alliage de chrome et de manganèse est représentée en pourcentage massique le long de la ligne de mesure.

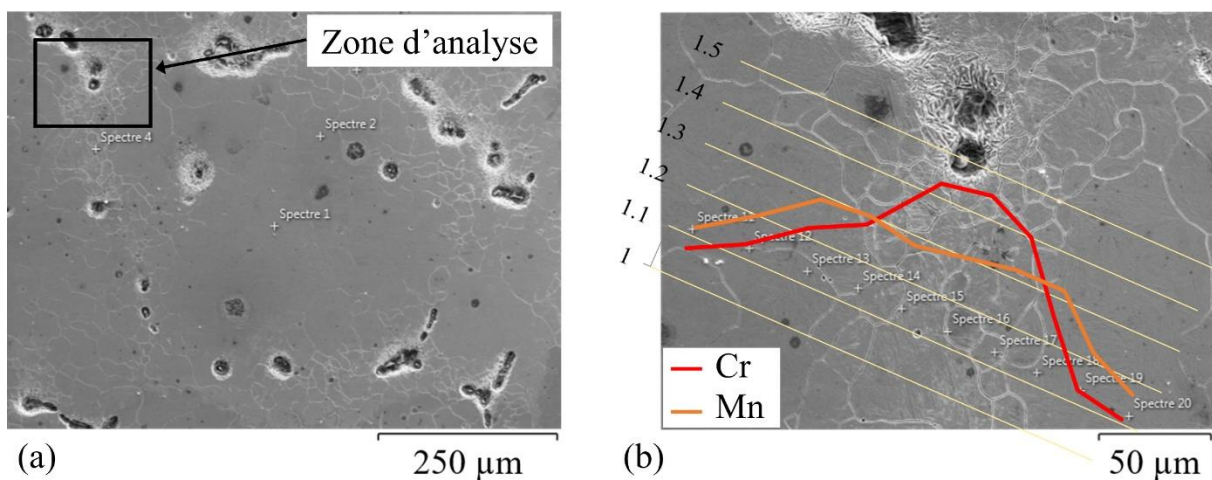


Figure 2-13 (a) Observation MEB échantillon maintenu 30 minutes à 1250 °C (b) Détail avec illustration de l'évolution du pourcentage massique en Cr et Mn selon une ligne perpendiculaire à une zone possédant une taille de grain moyenne affinée (analyse EDS)

L'analyse chimique met ainsi en évidence un pic de concentration d'élément d'alliage dans la zone présentant les tailles de grains les plus fines. Une partie des hétérogénéités de microstructure observées peut ainsi s'expliquer par la présence de microségrégations présentes aux joints de grains de la structure primaire de solidification que les temps de maintien considérés ne sont pas capables de réduire par diffusion des éléments d'alliage.

L'étude des microstructures et du comportement en compression des échantillons avec différents temps de maintien à une température de 1250 °C ne permet ainsi pas de déterminer clairement un temps de palier permettant d'homogénéiser soit les structures ou d'obtenir un comportement du matériau ne dépendant plus du temps de réchauffe tout en permettant de réduire la variabilité des contraintes mesurées. Les temps de maintien de plus de 15 minutes semblent avoir tendance à limiter la dispersion des contraintes observées lors de la déformation et permettent d'obtenir une mise en solution des éléments d'alliage. Ils sont cependant à limiter sur des aspects pratiques, car fragilisent la soudure du thermocouple assurant la régulation de température et contribuent à augmenter les risques d'altération des mesures de température au cours de l'essai.

Un traitement thermique représentatif du cycle de réchauffe le plus court rencontré industriellement a été réalisé dans un four à rayonnement sur un échantillon massif prélevé dans

la même zone que les échantillons de compression du bloom brut de coulée continue. Ce traitement a pour objectif d'obtenir une taille de grain de référence à comparer aux échantillons maintenus en température sur le dispositif de compression afin d'orienter la sélection du cycle thermique avant essai. Une comparaison effectuée entre le cycle de chauffe industriel et un enregistrement de la température réalisée à l'aide d'un thermocouple K a présenté un temps de maintien en température à cœur plus court par rapport à la consigne industrielle de 5 à 8 minutes lors de la réalisation des essais. Les tailles de grain obtenues dans le cadre de cette expérimentation sont ainsi à utiliser en tant que seuils inférieurs des tailles de microstructures pouvant être observées lors d'un processus de réchauffe sur les blooms bruts de coulée étudiés.

Une taille moyenne de grain austénitique de 35.1 μm a été mesurée sur les échantillons ayant subi le traitement thermique représentatif. Cette taille moyenne est proche des tailles de grain observées sur les échantillons maintenus 1 minute à 1250 °C. Ce cycle représentant le cycle le plus court observé, cette taille de grain austénitique est considérée comme étant la taille minimale pouvant être observée sur les barres brutes de coulée continue étudiées en début de mise en forme.

Les observations métallographiques ont mis en évidence des hétérogénéités de taille de grain ne pouvant être atténuées par les différents cycles de chauffe. Une réchauffe représentative du cycle industriel a également mis en évidence l'obtention de microstructures plus fines que celles utilisées pour les essais de plasto-dilatomètre avec des paliers de 15 minutes à 1250 °C.

Le recours à des temps de maintien de l'ordre de la dizaine de minutes est cependant utilisé de manière classique dans la littérature lors de la réalisation d'essais de caractérisation s'intéressant à des nuances brutes ou nécessitant la prise en compte de phénomènes de recristallisation dynamique. Il a ainsi été choisi d'effectuer un temps de maintien de 15 minutes à 1250 °C avant de réaliser les différents essais de compression. Ce temps présentant un bon compromis entre la limitation des dispersions observées sur les contraintes mesurées et la réduction des contraintes techniques liées au dispositif expérimental.

Les essais d'identification sont ainsi réalisés au cours de cette étude en utilisant un protocole de chauffe présentant un maintien en température de 15 minutes à 1250 °C avant de redescendre aux températures de déformation. Un maintien de 60 secondes est réalisé à ces niveaux afin d'homogénéiser le champ de température dans l'échantillon avant la réalisation des compressions comme décrit Figure 2-14.

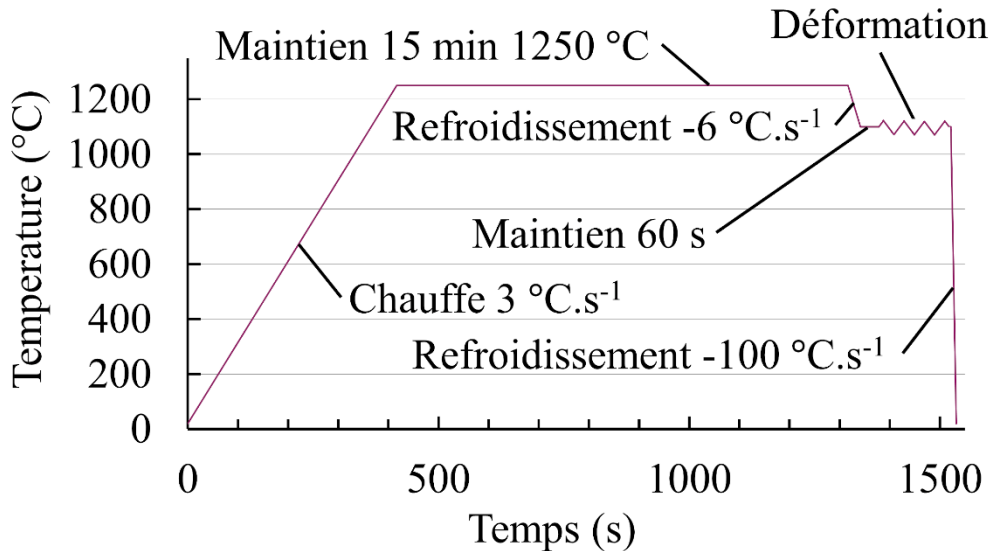


Figure 2-14 Cycle de chauffe des essais de compression

2.3.3. Etude des inhomogénéités et des anisotropies de comportement des structures brutes de coulée

Les analyses micrographiques réalisées lors de la définition d'un cycle thermique de référence pour les essais de compression ont laissé apparaître d'importantes hétérogénéités de taille de microstructure au sein des échantillons analysés. Ces observations ainsi que les caractéristiques résultant des mécanismes de solidification rencontrés laissent présager la présence d'hétérogénéités et d'une anisotropie de réponse aux sollicitations en déformation des nuances brutes de coulée. Il convient ainsi d'évaluer le comportement de la nuance considérée en plusieurs zones du boom afin d'établir si un modèle rhéologique global peut être identifié ou s'il convient d'identifier plusieurs comportements dépendant de la localisation dans la section du matériau brut.

Une mauvaise modélisation du comportement global d'une barre présentant des hétérogénéités de comportement en utilisant un unique modèle rhéologique pourrait influencer les valeurs des champs thermomécaniques obtenus en simulation. L'absence de prise en compte d'une différence de propriété en fonction de la localisation dans la section d'une barre, comme un changement de la localisation du pic de contrainte en fonction de la déformation ou présentant une sensibilité à la température ou à l'écroutissage différent, pourrait influencer les résultats d'analyse de phénomènes sensibles à des gradients ou à des localisations de la déformation et rendre ainsi le modèle numérique intégrant une unique loi de comportement peu représentatif.

Un protocole de caractérisation d'une nuance brute de coulée continue a ainsi été mis en place. Les différentes zones caractéristiques d'une barre solidifiée en coulée continue ont tout d'abord été révélées à l'aide d'une attaque chimique macrographique au persulfate d'ammonium. Les différentes zones obtenues sont illustrées Figure 2-15. Une coupe transversale et une coupe longitudinale d'une barre de diamètre 270 mm ont été attaquées afin d'identifier les différentes zones présentes sur la nuance 25MnCrS4 considérée. Le plan *XY* correspond ici au plan de symétrie du bloom. Son procédé d'élaboration par coulée continue courbe peut cependant être

source d'une différence de décantation des inclusions dans le liquide entre la partie haute (intrados) et la partie basse de la section. Ceci se traduit par une concentration plus importante dans l'intrados de la barre.

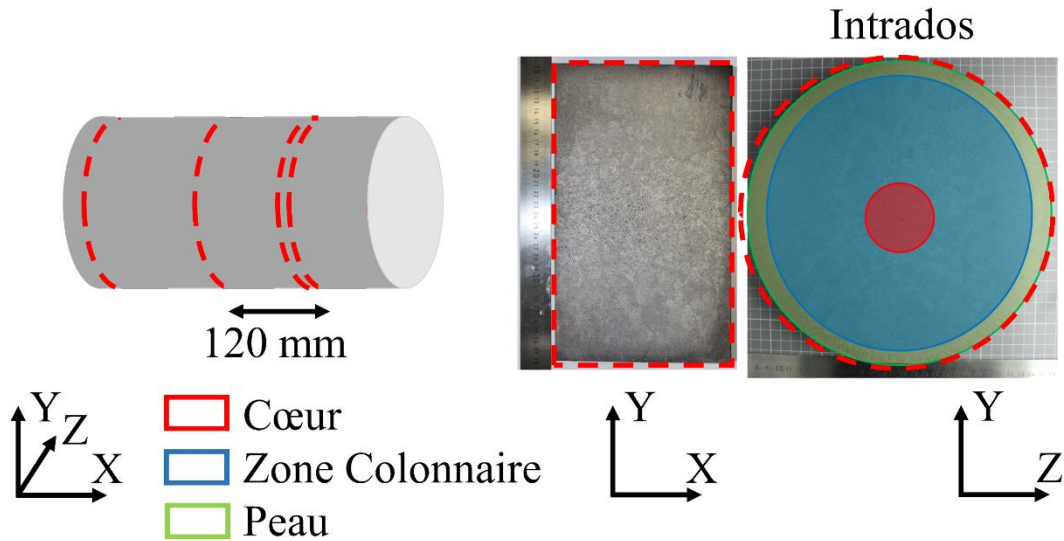


Figure 2-15 Identification des zones de prélèvement dans la barre brute de coulée

Les trois zones suivantes peuvent ainsi être définies via l'observation de la section dont une vue détaillée est présentée Figure 2-16:

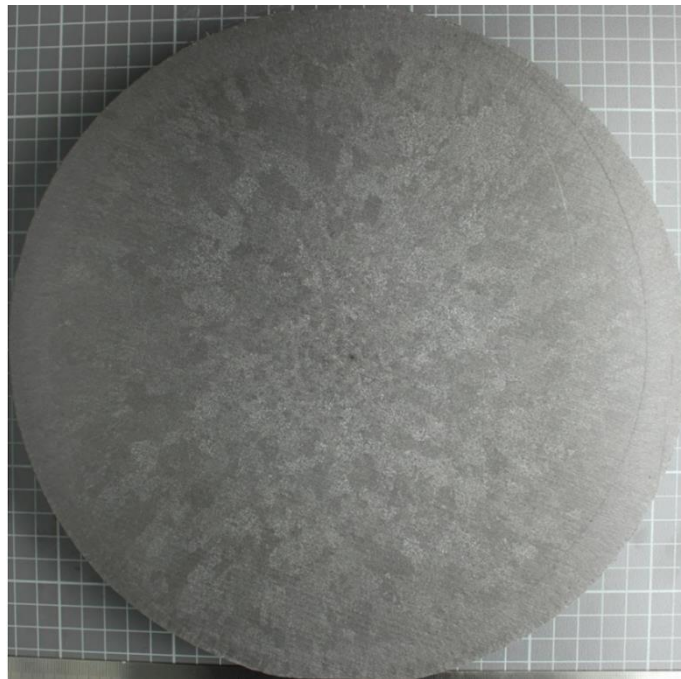


Figure 2-16 Macrographie d'une section d'une barre de nuance 25MnCrS4 brute de coulée, diamètre 270 mm (détail)

Chapitre 2 : Caractérisation rhéologique d'un matériau brut de coulée

- Zone à cœur (rayon de 0 à 25 mm)

Cette zone localisée au centre de la section de la barre brute de coulée continue est caractérisée par la présence d'une microstructure fine constituée de grains équiaxes se distinguant des microstructures plus grossières l'entourant. Dans cette zone une hypothèse portant sur l'équivalence du comportement dans la direction radiale et orthoradiale du matériau peut être prise compte tenu du caractère équiaxe de la microstructure. Seule la direction longitudinale et orthoradiale seront ainsi comparées en termes de comportement en compression dans la présente étude.

- Zone colonnaire (ou zone dendritique) (rayon de 25 à 123 mm)

La seconde zone identifiable sur les attaques macroscopiques est caractérisée par la présence de grains de structure primaire de solidification grossiers dont la morphologie est étirée dans la direction radiale. Dans cette zone, le comportement est ainsi à évaluer dans les trois directions radiale, orthoradiale et longitudinale.

- Zone en peau (rayon de 123 à 135 mm)

Une dernière zone est enfin identifiable en peau de la section analysée. Les grains identifiables sont ici fins et équiaxes. Seule la direction longitudinale et orthoradiale seront ainsi comparées en termes de comportement en compression dans cette zone.

La convention de couleur présentée Figure 2-15 sera utilisée pour tous les essais faisant référence à ces différentes zones de prélèvement pour les représenter. Compte tenu des observations morphologiques effectuées sur les attaques macroscopiques, les conditions d'essais présentées Tableau 2-2 ont été sélectionnées. Pour des raisons de répétabilité, chaque condition d'essai est à tester trois fois pour tous les couples de localisation et de direction sélectionnés.

Chapitre 2 : Caractérisation rhéologique d'un matériau brut de coulée

Tableau 2-2 Expérimentations retenues pour la caractérisation de la nuance 25MnCrS4 (Zone 1 : cœur, Zone 2 : zone colonnaire, Zone 3 : peau)

T(°C)	Sens	Zone 1		Zone 2			Zone 3	
		Long.	Orth.	Long.	Rad.	Orth.	Long.	Orth.
950	0,01s ⁻¹	3		3	3		3	
	1s ⁻¹	3						
	10s ⁻¹	3						
	20s ⁻¹	3	3	3	3	3	3	3
1000	0,01s ⁻¹	3					3	
	1s ⁻¹	3						
	10s ⁻¹	3						
	20s ⁻¹	3					3	
1100	0,01s ⁻¹	3					3	
	1s ⁻¹	3						
	10s ⁻¹	3						
	20s ⁻¹	3					3	
1250	0,01s ⁻¹	3		3	3		3	
	1s ⁻¹	3						
	10s ⁻¹	3						
	20s ⁻¹	3		3	3		3	
Sous-total		48	3	12	12	3	24	3
							Total	105

L'objectif est tout d'abord, par l'intermédiaire d'une caractérisation complète en zone centrale dans le sens longitudinal, de fixer un comportement de référence pour toutes les conditions d'essai. Ce comportement de référence est ensuite comparé aux comportements obtenus dans les mêmes conditions pour les autres zones et autres directions testées afin d'identifier d'éventuelles variations dans les niveaux de contraintes observés. La mise en évidence de différence de comportement n'est pas étudiée sur l'ensemble des conditions testées afin de limiter le nombre d'essais nécessaires.

Concernant l'impact de la zone de prélèvement, des essais sont réalisés en peau (zone 3) pour les deux vitesses extrêmes retenues pour toutes les températures. Cette zone est caractérisée de manière plus approfondie, car l'effet des ségrégations chimiques est censé y avoir plus d'impact. Cette zone et la zone 1 à cœur sont en effet situées aux deux extrémités du rayon de la section. La zone colonnaire sera quant à elle caractérisée uniquement aux deux vitesses et températures extrêmes retenues.

L'éventuel impact des directions de prélèvement dans la zone 1 sera quant à lui étudié uniquement à 950 °C et 20 s⁻¹. La zone 1 et 3 sont caractérisées dans deux directions compte tenu de la répartition équiaxe de leurs microstructures alors que la zone 2 est caractérisée dans les trois directions définies.

Les localisations précises des ébauches ayant servies à la réalisation des échantillons dans la section de la barre brute sont présentées Figure 2-17. Les trois échantillons sélectionnés par conditions d'essai sont répartis aléatoirement et sont issus de deux quartiers de barre situés du côté de l'intrados et de l'extrados de la coulée continue courbe afin de prendre en compte un éventuel effet d'asymétrie résultant du cintrage de la barre réalisé pendant la solidification.

Intrados

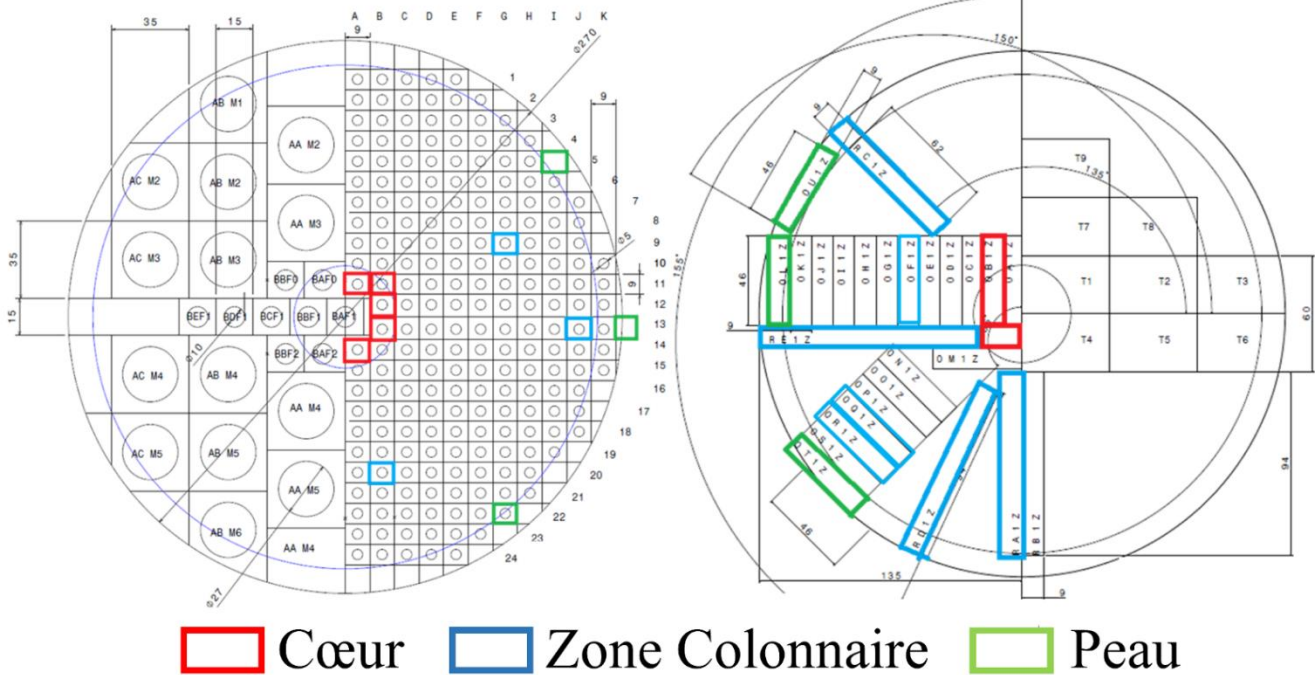


Figure 2-17 Localisations des prélèvements des échantillons de compression

Tous les couples direction – localisation retenus présentés dans le cadre de l'étude ont été testés au cours d'essais de compressions à $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ et 20 s^{-1} . L'étude de l'impact de l'orientation et de la localisation des échantillons sera donc principalement étudiée pour cette condition d'essai. Les résultats des 21 essais correspondants sont présentés Figure 2-18. Les zones de prélèvement à cœur, colonnaire et en peau sont matérialisées sur la figure par l'utilisation du code couleur présenté précédemment ainsi que par le type de trait utilisé respectivement rouge continu, bleu à tirets et vert à tirets mixtes. Les orientations sont quant à elle matérialisées par un symbole carré, cruciforme ou triangulaire pour un prélèvement longitudinal, radial et orthoradial respectivement.

Six représentations sont utilisées Figure 2-18 afin de présenter plus en détail les courbes expérimentales inhérentes à une des conditions de prélèvement ou d'orientation. Toutes les courbes expérimentales sont reproduites sur les différentes représentations. Seules les courbes correspondant à la direction de prélèvement ou à la zone de prélèvement étudiée présentent le code couleur de référence utilisé pour présenter les résultats afin de permettre leur mise en évidence.

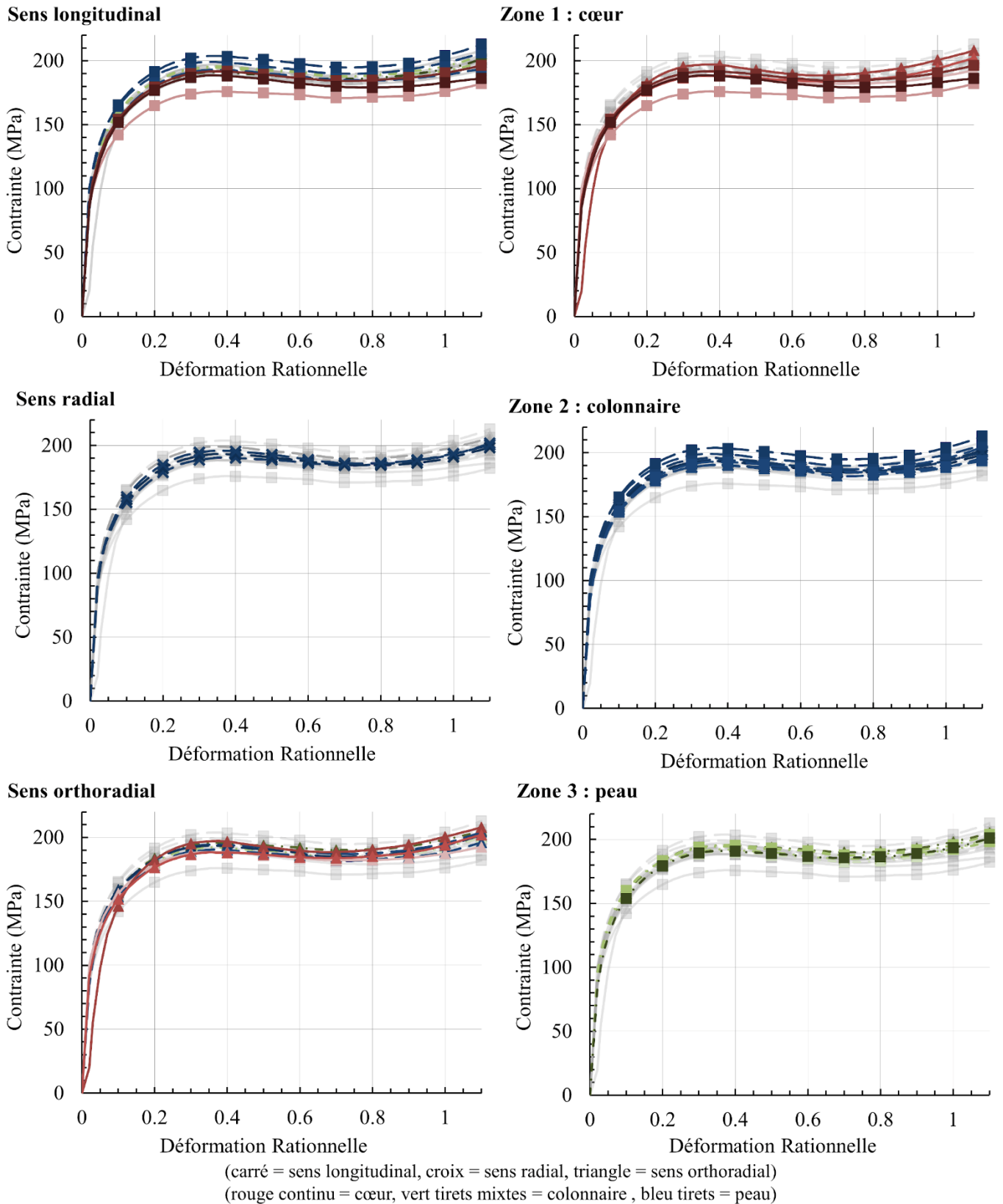


Figure 2-18 Contrainte en compression à 950 °C et 20 s⁻¹ en fonction de la localisation et de l'orientation de l'échantillon

L'observation initiale des contraintes permet de conclure quant à la faible dispersion de ces dernières. L'analyse globale des courbes de contrainte ne permet cependant pas de conclure quant à une influence significative des zones et orientations de prélèvement sur les contraintes observées en compression.

Une analyse de la dispersion des courbes de contrainte en fonction de la déformation a ainsi été réalisée tous les 0.1 de déformation sur la plage [0, 1.1]. Les résultats pour les niveaux $\varepsilon = 0.1$, 0.5 et 0.8 sont présentés de manière détaillée sous la forme de graphiques. Ces niveaux de déformation correspondent respectivement à la zone pro pic de contrainte, post pic de contrainte et à une déformation située en régime établi. Une éventuelle influence de la localisation et de l'orientation sur la cinétique de recristallisation pourra ainsi être identifiée en cas d'impact significatif ainsi que l'influence des paramètres de localisation sur la morphologie globale de la courbe de contrainte. Les dispersions obtenues à 950 °C et 20 s⁻¹ sont présentées Figure 2-19 via une illustration de l'étendue des contraintes expérimentales observées. Le niveau maximum et minimum sont matérialisés ainsi que le premier et troisième quartile entourant la valeur médiane des contraintes observées.

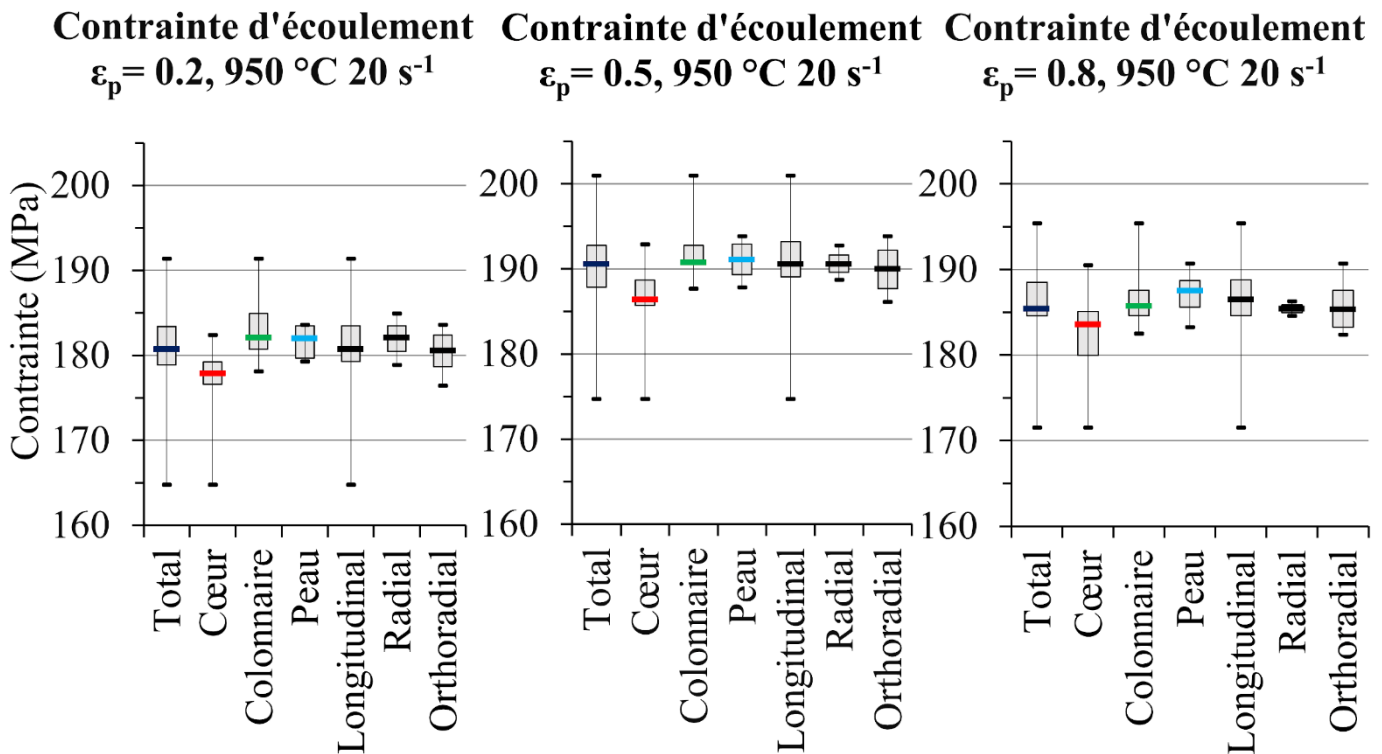


Figure 2-19 Dispersions des contraintes en fonction de la localisation et de l'orientation du prélèvement à 950 °C et 20 s⁻¹ (nuance 25MnCrS4)

Pour les différentes zones de prélèvement, la zone centrale de la barre brute de coulée continue servira de référence. Concernant le sens de prélèvement, la direction longitudinale est quant à elle utilisée comme référence.

Une analyse découplée de l'influence de la direction et de la localisation des échantillons n'a pas été conduite. L'effet de l'orientation des échantillons est étudié globalement sur l'ensemble

du bloom sans tenir compte de la localisation des différents échantillons. Inversement, l'étude de l'effet de la localisation de l'échantillon ne différencie pas les différentes orientations de prélèvement. Les niveaux de contrainte observés sont légèrement plus modérés à cœur pour tous les niveaux des déformations. Les écarts relatifs absolus moyens des contraintes calculées tous les 0.1 de déformation sur la plage de déformation [0, 1.1] en zone colonnaire et en peau sont respectivement de 2.21 % et de 2.40 % par rapport aux contraintes à cœur avec des maximums de 3.72 % et de 3.30 % observés à $\varepsilon = 1.1$. Concernant les écarts observés sur les échantillons présentant différentes orientations, les observations Figure 2-19 ne permettent pas d'identifier de nettes tendances entre les différentes directions de prélèvement. Les écarts relatifs absolus moyens observés par rapport aux contraintes longitudinales sont en effet de 0.45 % pour la direction radiale et de 0.60 % pour la direction orthoradiale. L'effet de la localisation dans le bloom sur la contrainte semble donc plus significatif que celui de l'orientation. Il reste cependant réduit sur les échantillons déformés à 950 °C et 20 s⁻¹ et difficilement identifiable. Les écarts observés sont en effet du même ordre de grandeur que les variations expérimentales mesurées entre échantillons présentant les mêmes conditions de prélèvement.

Les résultats globaux sont résumés Figure 2-20 sous la forme de diagrammes de mêmes natures que les précédents. Les contraintes affichées sont cette fois-ci normalisées par la contrainte moyenne obtenue sur tous les essais réalisés sous les mêmes conditions de température et de vitesse de déformation. Cette normalisation permet une représentation sur un même graphique de la dispersion des contraintes en fonction de l'orientation et de la localisation pour toutes les conditions testées (couples de température et vitesse de déformation du Tableau 2-2).

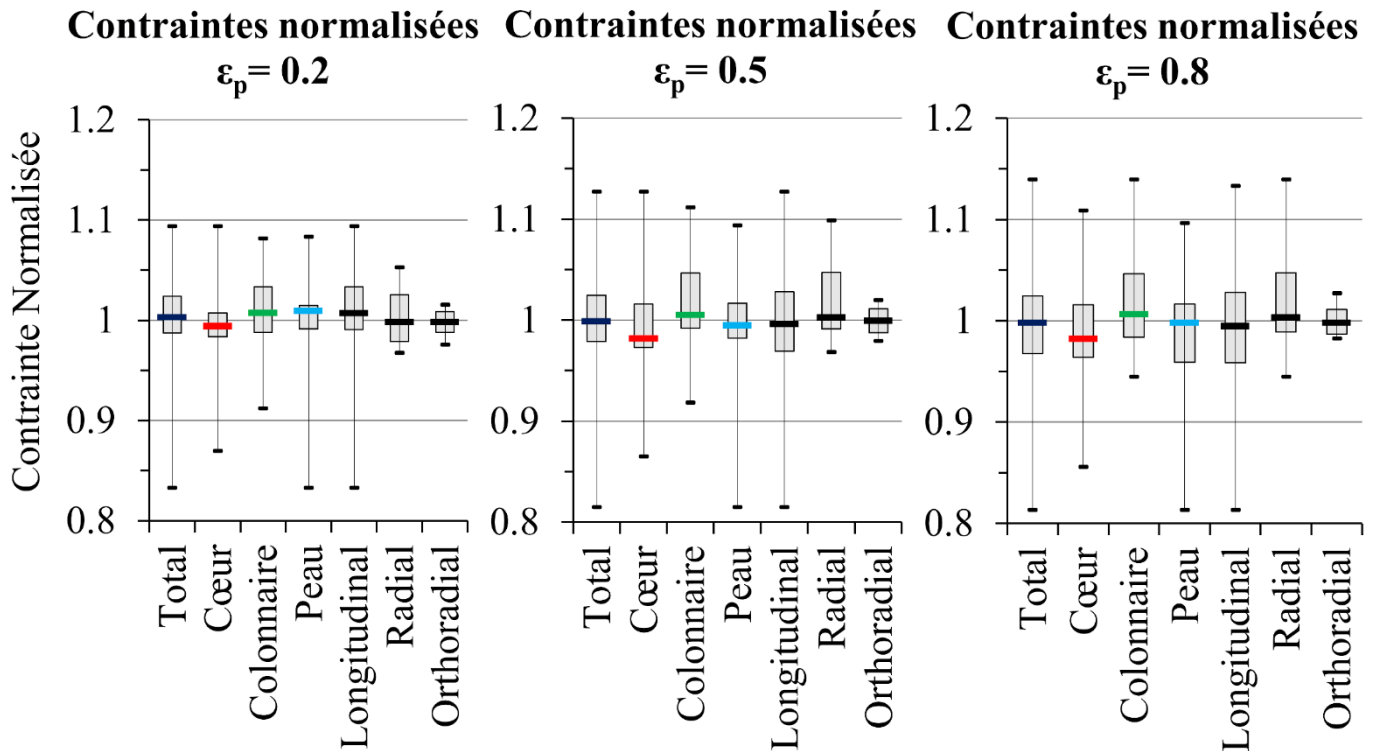


Figure 2-20 Dispersion des contraintes normalisées en fonction de la localisation et de l'orientation du prélèvement pour trois niveaux de déformation, $\varepsilon = 0.2$, $\varepsilon = 0.5$ et $\varepsilon = 0.8$

Une faible dispersion des contraintes est de nouveau observée avec la présence d'un faible écart interquartile. Les médianes des contraintes normalisées obtenues pour les différentes conditions et orientations à différents niveaux de déformation sont également proches de la valeur unitaire ce qui permet de conclure sur l'absence d'une influence significative des paramètres de prélèvement sur les contraintes observées sur le domaine expérimental testé. Les conditions d'essai réalisées et retenues pour cette étude sont résumées en annexe 5.

L'analyse réalisée présente comme limitation de ne pas prendre en compte un éventuel effet de couplage entre l'orientation et la localisation de l'échantillon sur la contrainte d'écoulement en compression. Les résultats traités pour chaque orientation contiennent en effet des échantillons provenant de toutes les zones testées et inversement. Cet effet de couplage a ainsi pu conduire à masquer des effets plus discrets des paramètres de localisation sur les contraintes. Les faibles niveaux d'écart observés semblent cependant confirmer l'aspect négligeable des variations dues aux orientations et localisations par rapport aux variations expérimentales obtenues entre deux échantillons de même nature sous les mêmes conditions de sollicitation. Une analyse utilisant une méthode de fouille de données plus poussée pourrait mettre en évidence d'éventuelles corrélations entre les niveaux de contrainte relevés et les paramètres d'orientation ainsi que leur éventuel effet couplé.

Compte tenu des résultats obtenus, il a été décidé de n'identifier qu'une seule loi, globale et isotrope, pour l'ensemble de la barre.

2.4. Caractérisation de la nuance 25MnCrS4 brute de coulée continue

2.4.1. Loïs identifiées

La réalisation d'essais de compression dans les différentes zones n'ayant pas permis d'identifier des différences significatives de comportement en compression uniaxiale, les identifications de lois rhéologiques seront réalisées uniquement sur les essais effectués en zone centrale dans la direction longitudinale. Pour chaque condition de test, l'essai le plus dispersé parmi les trois répétitions est écarté. L'identification est ainsi réalisée sur un ensemble de 32 essais représentant 16 conditions de température et de vitesse de déformation.

Avant toutes phases d'identification des paramètres, un prétraitement est réalisé sur les courbes des contraintes en fonction de la déformation obtenue. Des polynômes de degré 7 sont dans un premier temps ajustés afin d'interpoler les courbes expérimentales retenues sur le domaine de déformation [0, 0.9]. Les polynômes obtenus sont illustrés pour deux conditions d'essai Figure 2-21. La déformation à pic ε_p et la déformation de déclenchement du régime établi ε_{ss} identifiées à partir de ces derniers sont matérialisées par des lignes discontinues sur les figures.

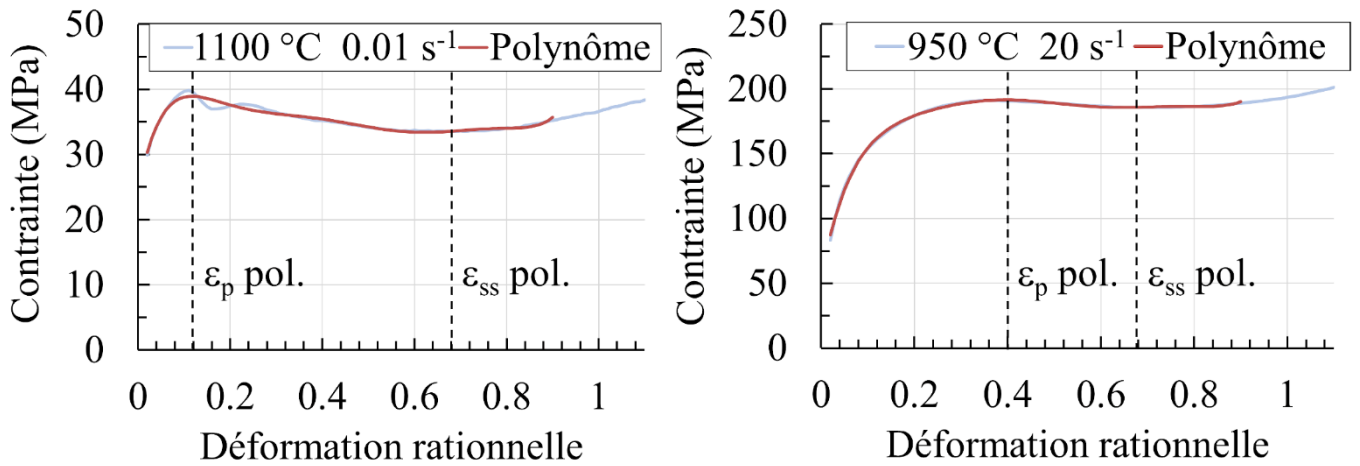


Figure 2-21 Identification de polynômes sur courbes expérimentales d'essais de compression

Les polynômes utilisés permettent ainsi d'identifier de manière plus aisée le niveau de déformation à partir duquel un durcissement apparent dû aux effets du frottement est observable ainsi que la valeur de la déformation correspondant au pic de contrainte. La contrainte de pic et la contrainte stationnaire en sont ainsi déduites. Le premier seuil de déformation mesuré peut également être utilisé afin de déterminer la plage de déformation exploitable sur les essais de compression sans impact significatif du frottement sur l'homogénéité du champ de déformation.

Dans les conditions des essais réalisés dans le cadre de l'identification du comportement rhéologique de la nuance 25MnCrS4 brute de coulée, le niveau de déformation moyen avant l'apparition d'un durcissement apparent est de $\varepsilon = 0.8$ avec un écart type de 0.079. Les plages de déformation permettant de satisfaire pleinement les conditions d'uniformité du champ de déformation seront ainsi considérées sur la plage de déformation $[0, 0.8]$ sur les essais de compression réalisés pour cette nuance. Le pic de contrainte est quant à lui atteint pour une déformation moyenne de $\varepsilon = 0.3$ avec un écart type de 0.11.

Les modèles sont identifiés en ayant recours à une méthode d'optimisation sous contrainte à l'aide d'un algorithme du gradient avec une génération aléatoire de conditions initiales sur une population de 100 individus. La correspondance avec les données de contraintes expérimentales est évaluée à l'aide de la fonction coût FC présentée équation (2-30). Dans cette formulation \mathbf{P} représente un jeu de paramètres du modèle à identifier, i correspond à l'indice de l'essai utilisé, N correspond au nombre total d'essais retenus, j correspond au point étudié, n correspond à l'ensemble des points d'évaluation retenus, $D_{i,j}$ correspond à la valeur du modèle identifié au point j de l'essai i et $D_{i,j}^{exp}$ à la valeur expérimentale correspondante. Cette fonction coût à l'avantage de fournir une pondération identique à tous les points expérimentaux retenus (Venet 2019).

$$FC(\mathbf{P}) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \sqrt{\sum_{j=1}^n \frac{(D_{i,j}(\mathbf{P}) - D_{i,j}^{exp})^2}{\|D_i^{exp}\|^2}} \quad (2-30)$$

Pour les lois possédant une part physique, les paramètres sont identifiés directement à partir de régressions linéaires ou du traitement des polynômes ajustés.

Les modèles suivants ont été identifiés pour la nuance 25MnCrS4 brut de coulée continue :

- Hensel-Spittel
 - Hensel Spittel complet

Ce modèle intitulé Hensel-Spittel complet est identifié sur la plage totale de déformation [0, 1.1]. Il représente ainsi une identification intégrant l'effet du durcissement apparent observé en fin de déformation pouvant contribuer ainsi à limiter les effets d'adoucissement excessifs pouvant être observés lors de l'extrapolation d'un modèle d'Hensel-Spittel en dehors du domaine d'identification.

- Hensel-Spittel pondéré

Le modèle de Hensel-Spittel pondéré est identifié sur le même domaine de déformation que précédemment. Une pondération est cependant ajoutée pour les contraintes observées sur le domaine de déformation [0, 0.8] afin d'augmenter le poids de la zone correspondant au pic de contrainte avant l'adoucissement dû à la recristallisation dynamique sur l'identification des paramètres rhéologiques. Cette pondération est réalisée en ajoutant à la fonction coût (2-30) les termes correspondant au début de la courbe sélectionnée avec un facteur multiplicatif. Ce dernier nommé p ($p=20$) est intégré à la fonction coût initiale sous la forme présentée équation (2-31) où n' correspond à l'ensemble des points retenus au début de la courbe expérimentale de contrainte.

$$FC(\mathbf{P}) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \sqrt{\sum_{j=1}^n \frac{(D_{i,j}(\mathbf{P}) - D_{i,j}^{exp})^2}{\|D_i^{exp}\|^2}} + p \cdot \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \sqrt{\sum_{j=1}^{n'} \frac{(D_{i,j}(\mathbf{P}) - D_{i,j}^{exp})^2}{\|D_i^{exp}\|^2}} \quad (2-31)$$

- Hensel-Spittel avec seuil d'adoucissement

Un dernier modèle d'Hensel-Spittel a été identifié sur le domaine de déformation [0, 0.8]. Un seuil d'adoucissement est fixé à partir de $\varepsilon = 0.8$ afin d'améliorer l'extrapolation du modèle rhéologique d'Hensel-Spittel pour les déformations supérieures au domaine d'utilisation.

Les trois modèles d'Hensel-Spittel de la nuance 25MnCrS4 brut de coulée continue sont présentés Tableau 2-3 suivant :

Tableau 2-3 Paramètres du modèle rhéologique d'Hensel-Spittel (25MnCrS4 état brut de coulée)

Modèle rhéologique	A	m1	m2	m3	m4	m5	m7	m8	m9
Hensel-Spittel complet	1871.9985	-0.0026	0.2236	0.0449	-0.0069	-0.0017	0.5863	0.0001	0.0401
Hensel-Spittel pondéré	1871.9985	-0.0026	0.3913	0.0011	0.0013	-0.0019	0.3965	0.0001	0.0975
Hensel-Spittel seuil	1871.9999	-0.0027	0.4351	0.0226	0.0023	-0.0017	0.1324	0.0001	0.1107

Les différentes approches sélectionnées pour l'identification d'un modèle rhéologique de Hensel-Spittel visent à améliorer la capacité d'un tel modèle à représenter des courbes expérimentales en présence d'un pic de contrainte. Le modèle est ensuite à sélectionner en fonction du procédé étudié et des résultats obtenus sur les essais de validation de telles lois. Une approche différente de la pondération pour adapter le modèle d'Hensel-Spittel à ces courbes expérimentales consiste à identifier un jeu de paramètres pour représenter le matériau avant le pic de contrainte et un second après (El Mehtedi *et al.* 2014). Cette démarche permet également d'obtenir un modèle tendant vers les valeurs de contrainte stationnaire expérimentales. Elle complique cependant son implantation dans des codes éléments finis commerciaux.

- Sellars-Tegart

Un modèle de Sellars-Tegart est identifié à partir des résultats expérimentaux issus des essais de compression. Les différents paramètres sont identifiés à partir des niveaux de contrainte obtenus pour $\varepsilon = 0.8$. Les paramètres identifiés pour ce modèle sont présentés Tableau 2-4.

Tableau 2-4 Paramètres du modèle rhéologique de Sellars-Tegart (25MnCrS4 état brut de coulée)

Modèle rhéologique	Q	α	n	A
Sellars-Tegart	330692	0.00524	5.72919	$1.02602 \cdot 10^{15}$

- Quelennec (formulation d'après Puchi-Cabrera)

Le modèle de Quelennec tel que présenté équations (2-6) à (2-14) a été identifié pour le matériau brut retenu. L'énergie d'activation apparente de la déformation plastique est obtenue à partir des contraintes observées au pic. Les données correspondantes aux autres contraintes sont ensuite identifiées à $\varepsilon = 0.8$ pour la valeur de contrainte à saturation et à $\varepsilon = 0.02$ pour la contrainte élastique. Les paramètres correspondant à la contrainte en présence de restauration et d'écroutissage uniquement sont identifiés via la construction de courbes traçant l'évolution du produit de la contrainte et du taux d'écroutissage en fonction de la contrainte au carré pour chaque essai à partir des polynômes identifiés (Puchi-Cabrera *et al.* 2016). Les paramètres de ce modèle rhéologiques sont consignés dans les trois tableaux suivants. Le Tableau 2-5 regroupe les paramètres inhérents aux différents modèles de Sellars-Tegart permettant de caractériser les dépendances au paramètre de Zener-Hollomon des contraintes caractéristiques du matériau, le Tableau 2-6 présente les paramètres concernant le coefficient d'écroutissage. Le Tableau 2-7 présente quant à lui les paramètres relatifs à la cinétique de recristallisation dynamique du modèle d'Avrami.

Chapitre 2 : Caractérisation rhéologique d'un matériau brut de coulée

Tableau 2-5 Paramètres du modèle rhéologique de Queleennec (25MnCrS4 état brut de coulée)

Modèle rhéologique	Q	α	n	A	σ_a
Sellars-Tegart σ_s	328812	0.01104	5.32038	$1.31599 \cdot 10^{12}$	NA
Sellars-Tegart σ_{ss}	328812	0.00524	5.72919	$8.57354 \cdot 10^{14}$	NA
Sellars-Tegart σ_y	328812	0.01425	8.16333	$1.58278 \cdot 10^{13}$	-0.07209

Tableau 2-6 Paramètres d'écroutissage du modèle de Queleennec (25MnCrS4 état brut de coulée)

Modèle	α_r	β_r	γ_r
Coefficient d'écroutissage	4.57101	107108	0.44969

Tableau 2-7 Paramètres de cinétique de recristallisation dynamique du modèle de Queleennec (25MnCrS4 état brut de coulée)

Modèle	A'	Q _{DRX}	d ₀	n _{Av}	q	v
Cinétique DRX Avrami	0.10644	322604	88	3.14549	0.95647	0.13952

2.4.2. Validation expérimentale

Les lois de comportement identifiées sont dans un premier temps évaluées par leur capacité à reproduire les courbes expérimentales de contrainte retenues pour les essais de compression. Cette comparaison est effectuée sur deux domaines de déformation, la plage [0, 0.5] visant à évaluer la capacité du modèle à représenter le comportement du matériau soumis à un phénomène de recristallisation dynamique et sur la plage [0, 0.8] utilisée comme plage de référence pour le comportement global du matériau. Le critère de comparaison retenu est l'évaluation de la moyenne des écarts relatifs absolus (ou AARE pour Average Absolute Relative Error) sur ces domaines de déformation pour les différents modèles. Les résultats sont consignés Tableau 2-8.

Tableau 2-8 Evaluation des modèles rhéologiques 25MnCrS4

Hensel-Spittel complet		Hensel-Spittel pondéré		Hensel-Spittel seuil		Sellars-Tegart		Queleennec (point à point)	
AARE [0, 0.5]	AARE [0, 0.8]	AARE [0, 0.5]	AARE [0, 0.8]	AARE [0, 0.5]	AARE [0, 0.8]	AARE [0, 0.5]	AARE [0, 0.8]	AARE [0, 0.5]	AARE [0, 0.8]
7%	6%	6%	6%	7%	6%	13%	10%	6%	5%

L'analyse des écarts observés sur les différents modèles présente des résultats globalement similaires entre les différentes lois de comportement intégrant une sensibilité à l'écrouissage. Le modèle de Queleennec intégrant une part physique semble cependant fournir des résultats globalement plus fidèles sur l'ensemble du domaine de déformation et présente également les plus bas écarts d'estimation des contraintes pour les faibles niveaux de déformation. Concernant le modèle de Hensel-Spittel, l'intégration d'une pondération a permis d'améliorer la prédiction des contraintes dans le domaine de déformation intégrant le phénomène de recristallisation dynamique sans pour autant dégrader les résultats sur le reste de la plage de déformation. Le modèle à seuil n'a quant à lui présenté aucune évolution significative par rapport aux écarts obtenus avec le modèle d'Hensel-Spittel identifié sur toute la plage de déformation. Ce premier modèle sera cependant préféré au second, car il présente moins de risques d'utilisation pour des domaines de déformation supérieurs aux plages de déformation utilisées lors des identifications. Les différents modèles sont présentés en comparaison de mesures expérimentales réalisées à 1250 °C 20 s⁻¹ et à 1000 °C 0.01 s⁻¹ sur la Figure 2-22.

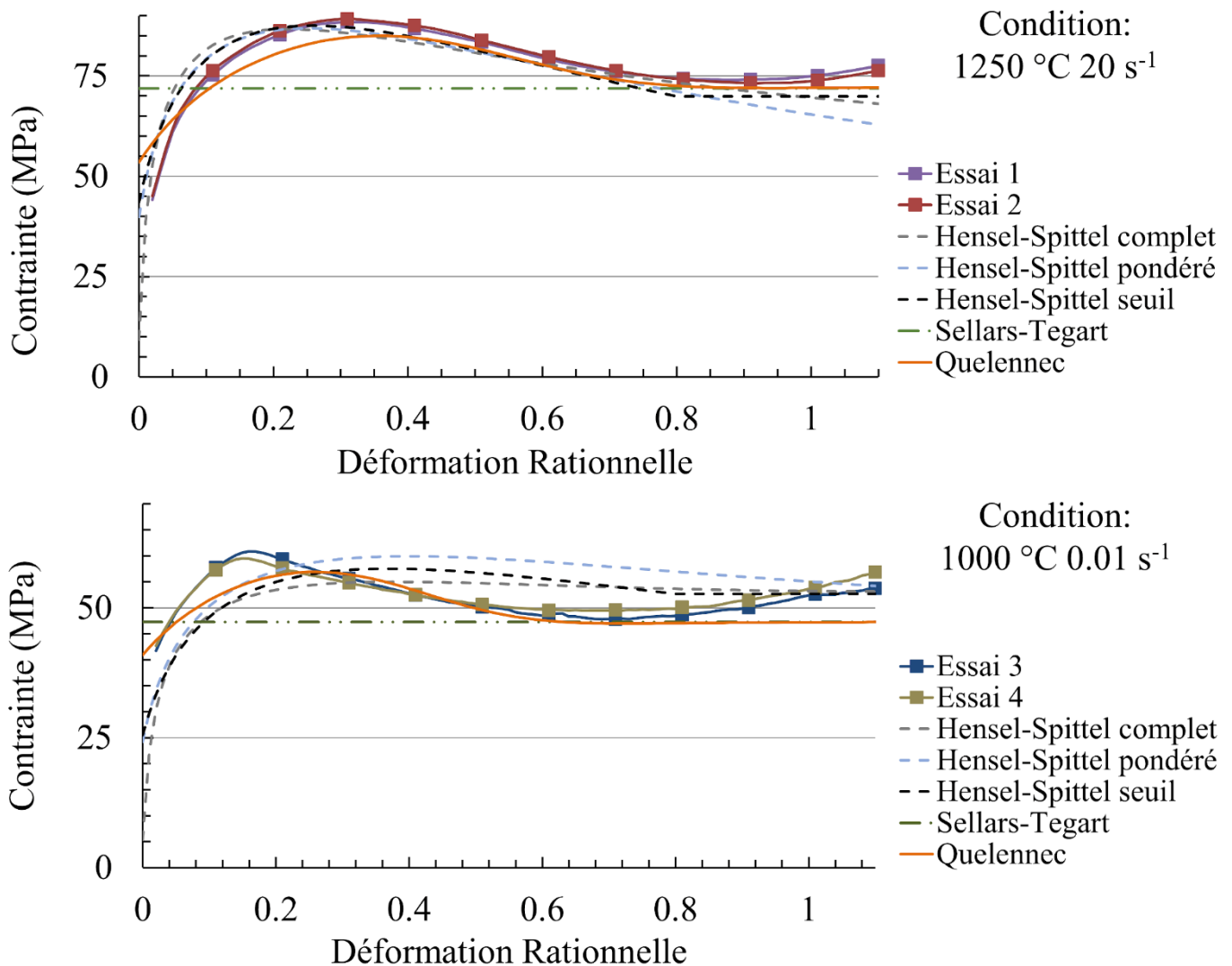


Figure 2-22 Comparaisons des modèles rhéologiques de la nuance 25MnCrS4 état brut de coulée

Le risque d'utilisation des différents modèles en dehors de leurs domaines d'identification est quant à lui illustré Figure 2-23. Les deux modèles d'Hensel-Spittel sans seuil d'adoucissement présentent une tendance à la diminution ou à la croissance des contraintes lorsque le niveau de

déformation dépasse l'intervalle de caractérisation pouvant induire des erreurs au niveau des modèles de simulation.

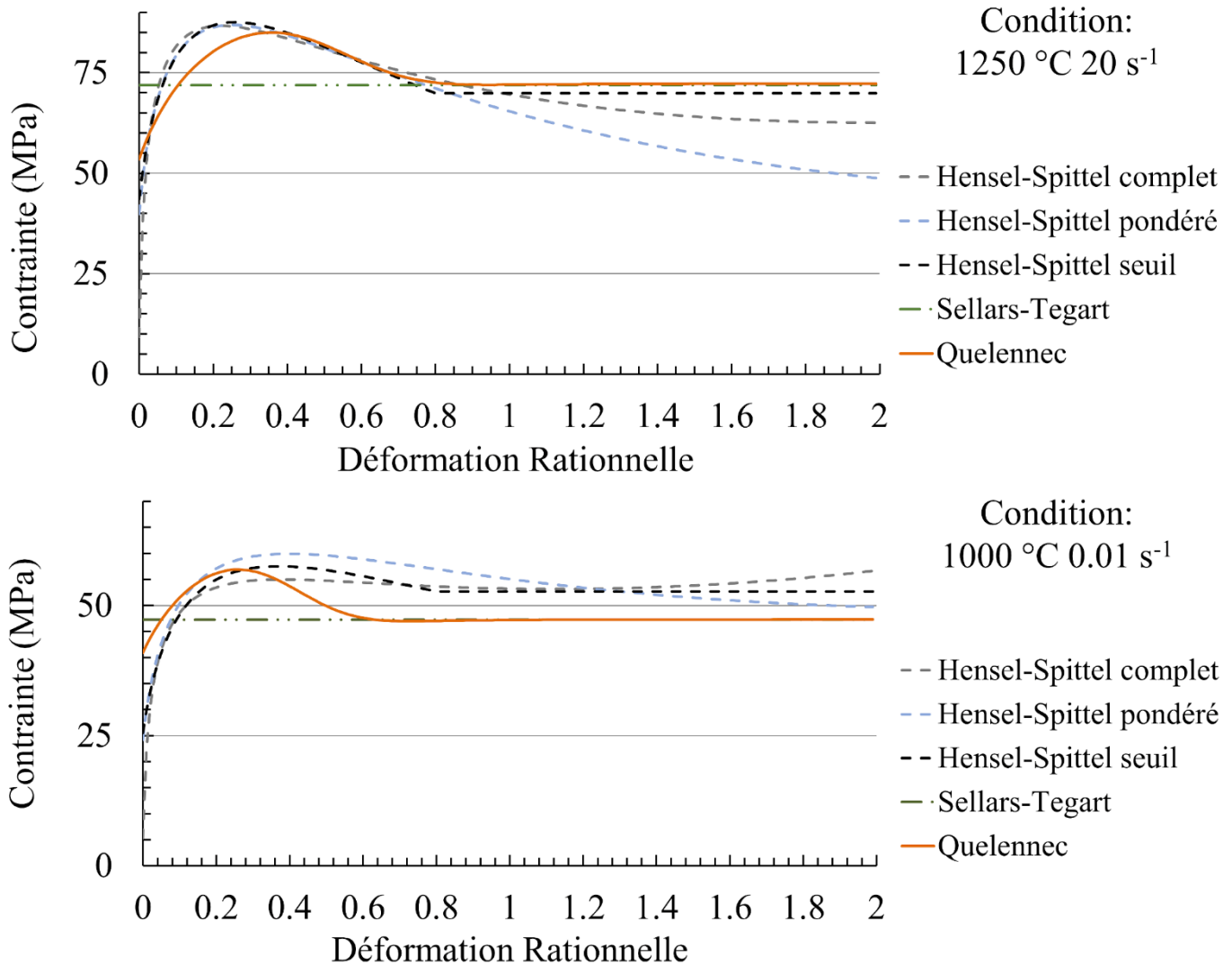


Figure 2-23 Comportements en extrapolation des modèles rhéologiques de la nuance 25MnCrS4 état brut de coulée

Les lois de comportement sont ensuite intégrées dans un modèle de simulation numérique de l'essai de compression sur plasto-dilatometre. Ce dernier est réalisé dans des conditions adiabatiques avec un frottement représenté à l'aide d'un modèle de Coulomb limité Tresca utilisant le coefficient de frottement moyen identifié au cours de la campagne d'essai de compression.

Les simulations sont réalisées en utilisant le logiciel de calcul par éléments finis Forge ® NxT 3.0 avec une taille de maille de 0.18 mm mise en place pour discrétiser le volume des échantillons. Cette phase de validation consiste à simuler une partie des conditions expérimentales retenues pour la campagne de caractérisation et à évaluer les différents modèles rhéologiques. Cette qualification des modèles est réalisée en comparant les efforts expérimentaux relevés au cours des essais avec ceux obtenus en simulation. L'étape de validation permet également d'estimer les écarts dus aux hypothèses utilisées dans le traitement des résultats d'essai de compression.

Chapitre 2 : Caractérisation rhéologique d'un matériau brut de coulée

Un modèle de Hensel-Spittel avec un seuil d'adoucissement de la nuance 25MnCrS4 à l'état laminé est ajouté afin d'évaluer l'intérêt de caractériser le matériau dans son état brut de coulée continue. Les paramètres de cette loi sont exposés dans le Tableau 2-9. Un seuil de déformation de 0.8 est également utilisé pour fixer le seuil de limitation de l'adoucissement.

Tableau 2-9 Paramètres du modèle rhéologique d'Hensel-Spittel (25MnCrS4 état laminé)

Modèle rhéologique	A	m1	m2	m3	m4	m5	m7	m8	m9
Hensel-Spittel seuil	1872	-0.0029	0.3866	-0.0246	0.0006	-0.0026	0.7537	0.0002	0.1374

Le modèle rhéologique correspondant à la loi de Queennec n'est ici pas implanté directement dans le code éléments finis. Un modèle « point à point » est utilisé pour cette étude permettant de définir la contrainte d'écoulement par interpolation de valeurs de contrainte d'écoulement générées à partir du modèle sur une discrétisation du domaine expérimental.

Les différentes lois de comportement sont évaluées par l'analyse de la moyenne des écarts relatifs absolus mesurés entre efforts expérimentaux et efforts simulés pour des combinaisons de deux niveaux de température (950 °C et 1250 °C) et de deux niveaux de vitesses de déformation (0.01 s⁻¹ et 20 s⁻¹) représentant les bornes du domaine expérimental utilisé en identification sur la totalité de la course de déformation des essais. Les résultats sont synthétisés dans le Tableau 2-10.

Tableau 2-10 Synthèse des écarts relatifs absolus moyens entre efforts simulés et efforts expérimentaux pour différents modèles rhéologiques (25MnCrS4)

Modèle rhéologique	Hensel-Spittel complet	Hensel-Spittel pondéré	Hensel-Spittel seuil	Hensel-Spittel seuil laminé	Sellars-Tegart	Queennec (point à point)
Moyenne des écarts relatifs absolus	8%	9%	8%	15%	15%	9%

Les modèles possédant une dépendance à l'écrouissage identifiés présentent tous des résultats similaires en matière de capacité à prédire les efforts au cours d'un essai de compression uniaxiale. Les résultats observés présentent en effet des écarts relatifs absolus moyens inférieurs à 10 % et sont donc plus adaptés pour la mise en place de modèles de simulation prédictifs. L'utilisation de lois identifiées sur une nuance de même composition, mais dans un état différent augmente quant à elle significativement les écarts observés (Hensel-Spittel seuil laminé). Les corrélations entre efforts simulés et efforts expérimentaux sont présentées Figure 2-24.

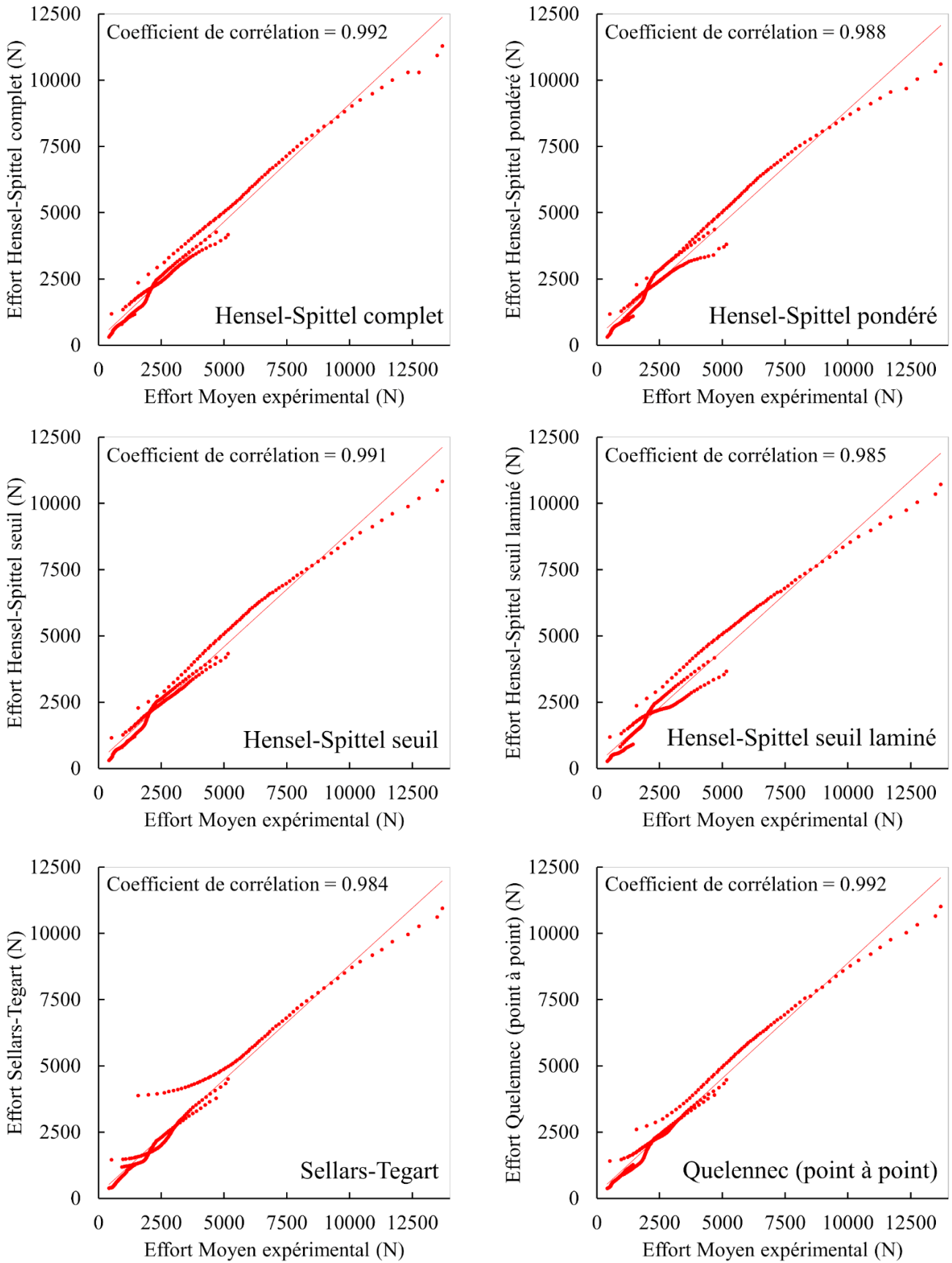


Figure 2-24 Corrélations entre efforts expérimentaux et efforts simulés en utilisant plusieurs modèles rhéologiques (25MnCrS4)

L'analyse de cette illustration permet une nouvelle fois de conclure sur une performance proche entre les différents modèles intégrant l'influence de l'érouissage. Une baisse significative de corrélation est observée lorsqu'un modèle du matériau laminé de même composition chimique est mis en œuvre pour estimer les efforts obtenus en compression. Deux zones sont identifiables au niveau des courbes de corrélation où les résultats des modèles numériques ont tendance à sous-estimer les efforts de compression. Ces zones correspondent aux niveaux maximums d'efforts obtenus pour les deux températures retenues pour les vitesses de déformation les plus élevées (20 s⁻¹). Cet écart de corrélation peut être imputé à l'absence de correction de l'échauffement adiabatique lors de l'identification des paramètres des modèles rhéologiques.

Après analyse des différents écarts et des corrélations, le déploiement du modèle d'Hensel-Spittel à seuil ou du modèle de Quelennec sont les plus adaptés parmi les modèles testés. Le modèle d'Hensel-Spittel complet présente les mêmes niveaux de résultats sur les deux critères de comparaison sélectionnés, il peut cependant être limité pour des déformations excédant le maximum appliqué lors des essais de caractérisation.

2.4.3. Influence du modèle rhéologique sur les champs observés

Les différents modèles rhéologiques identifiés au cours de cette étude sont appliqués sur un cas de simulation d'une opération de refoulement d'un échantillon cylindrique de dimensions $\varnothing 27 \times 54$ mm. L'essai simulé est réalisé sur une presse hydraulique possédant une vitesse de déplacement constante. Une phase de refroidissement préalable à la compression en deux étapes est appliquée en amont de l'essai afin d'évaluer les différents modèles de comportement dans des conditions de mise en forme proches d'un essai réel. Les deux phases consistent en la modélisation du transfert de la pièce du moyen de chauffe jusqu'à l'outillage de mise en forme et du temps d'attente de l'échantillon lorsqu'il est mis en contact avec l'outillage inférieur avant déformation. Les paramètres utilisés pour la simulation sous Forge® NxT 3.0 sont résumés dans le Tableau 2-11. Ils sont issus d'identifications réalisées sur des essais de compression menés dans des conditions similaires sur une nuance 42CrMo4 (Venet 2019). Un frottement de Coulomb limité Tresca est utilisé lors des simulations.

Tableau 2-11 Paramètres de mise en donnée des essais de compression sur presse hydraulique

Paramètre	Valeur
Echange thermique avec l'air	10 W.m ⁻² .K ⁻¹
Echange thermique avec l'outillage (avec pression)	680 W.m ⁻² .K ⁻¹
Echange thermique avec l'outillage (avec pression)	1715 W.m ⁻² .K ⁻¹
Emissivité	0.95
Temps de transfert four/presse	6 s
Temps d'attente initial	16 s
Température des outillages	20 °C
Température initiale de l'échantillon	1100 °C
Coefficient de frottement de Coulomb	0.25
Coefficient de frottement de Tresca	0.4
Taille de maille	1 mm
Vitesse de déplacement outillage	30 mm.s ⁻¹

L'objectif de cette modélisation par éléments finis est d'évaluer l'impact des différents modèles rhéologiques sur les champs thermomécaniques influant le phénomène de fermeture de porosités internes.

Cet impact est principalement évalué par l'étude du champ de déformation et de l'intégrale hydrostatique Q dont une cartographie est présentée Figure 2-25 pour les différentes lois de comportement appliquées. Ces champs sont illustrés après réduction de moitié de la hauteur initiale des échantillons. Une cartographie présentant le champ de triaxialité est également présentée en annexe 6 afin d'illustrer l'influence des lois de comportement sur l'état de contrainte.

Sur cette illustration, on remarque tout d'abord une variation notable de la distribution de l'intégrale hydrostatique Q et du champ de déformation entre les modèles présentant les meilleures corrélations en termes d'effort (Hensel-Spittel complet, Hensel-Spittel seuil, Quelennec) et les autres modèles. Concernant les modèles d'Hensel-Spittel identifiés sur la nuance brute, on peut également remarquer une surface plus importante de concentration de la déformation et de la zone à fort niveau de contrainte hydrostatique à cœur sur le modèle favorisant les faibles déformations lors de l'identification (Hensel-Spittel pondéré).

Les modèles présentant les meilleurs résultats en corrélation ne présentent quant à eux que de faibles variations au niveau des champs de déformation obtenus après une réduction de hauteur de 50 %. Des variations dans les niveaux d'intégration hydrostatique à cœur permettent cependant de mettre en évidence des variations du chemin thermomécanique parcouru en matière de niveau de contrainte ou de cumul de la déformation au cours de la mise en forme résultant d'une influence du modèle rhéologique appliqué.

Le type de loi comportement et la méthode d'identification de leurs coefficients ont un impact sur les grandeurs thermomécaniques intervenant dans les lois de fermeture des porosités.

Par exemple, les hétérogénéités de déformation entre la peau et le cœur d'un échantillon vont être amplifiées par les gradients thermiques et par la sensibilité de la contrainte d'écoulement à la température. Cet effet macroscopique est semblable à celui mis en évidence en présence d'un gradient thermique seul identifié par (Ståhlberg et Keife 1992).

Un effet localisé des comportements des matériaux sur l'évolution de porosités a également été mis en évidence par une sensibilité de ce phénomène au coefficient d'écrouissage et au coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (voir chapitre 1 partie 1.3.1).

La mise en place de modèles de simulation d'évolution de porosités en champs complets doit donc inclure la sélection d'un modèle de comportement adapté pour en améliorer la prédictivité.

La réalisation des essais de refoulement simulés pourrait également permettre d'évaluer les performances des lois de comportement retenues en termes de corrélation d'effort sur un essai présentant des températures et des vitesses de déformation non homogènes et non constantes. Cette phase d'expérimentation pourrait ainsi fournir des informations supplémentaires afin de sélectionner le modèle le plus adapté à la modélisation de fermeture de défauts. Ces essais pourraient permettre d'étudier les performances nécessaires de la loi de comportement compte tenu de la précision des lois de frottement et d'échanges thermiques utilisées.

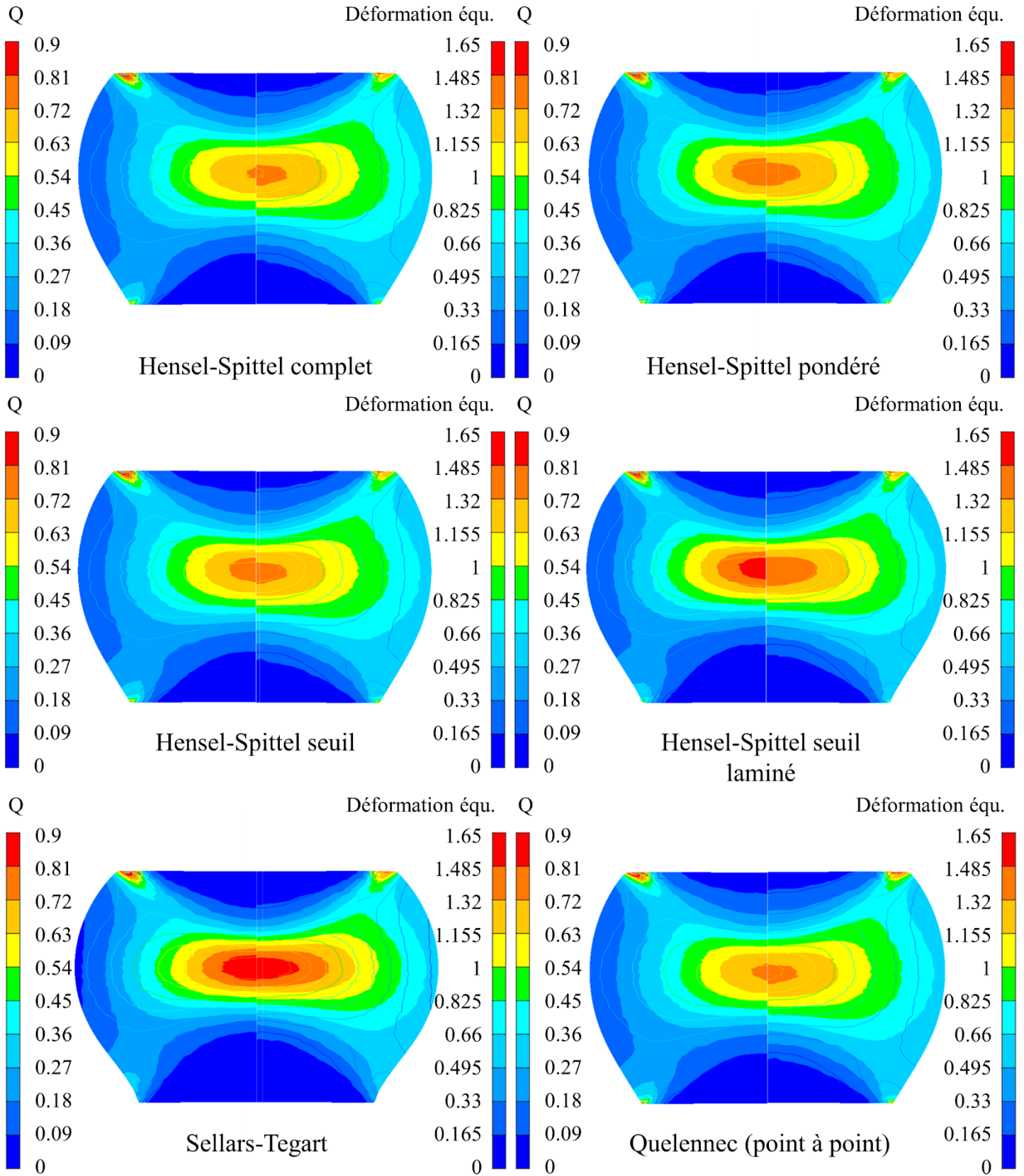


Figure 2-25 Cartographies de déformation et de triaxialité pour différents modèles rhéologiques (taux de refoulement 50%)

2.5. Conclusion

Ce chapitre a été consacré à la caractérisation rhéologique du matériau constitutif d'un bloom issu de coulée continue. L'objectif est d'obtenir une loi pour la simulation de fermeture de porosités.

La présence dans le bloom de structures initiales grossières et orientées présentant d'éventuelles macroségrégations chimiques générées au cours de la solidification nécessite de caractériser la présence d'anisotropies et d'hétérogénéités de comportement. De telles propriétés si elles étaient avérées nécessiteraient de considérer des lois de comportement anisotropes et différentes pour chaque zone du bloom. Les essais de compression sur plasto-dilatomètre de la nuance 25MnCrS4 brute de coulée continue sélectionnée dans le cadre de ces travaux de thèse, effectués dans les différentes zones et pour différentes orientations de prélèvement n'ont pas permis de mettre en évidence ni une anisotropie ni une hétérogénéité significative de comportement. L'utilisation d'un unique modèle rhéologique isotrope semble ainsi être une hypothèse acceptable pour la mise en place des modèles numériques.

La loi de comportement de la nuance a ainsi été identifiée sur des échantillons prélevés à cœur d'un bloom brut de coulée continue. Des modèles phénoménologiques et un modèle physique ont été identifiés. Ces modèles ont été sélectionnés compte tenu de leur capacité à reproduire le comportement d'un acier à chaud présentant un pic de contrainte en début de déformation caractéristique de l'apparition de recristallisation.

Les résultats orientent le choix du modèle rhéologique vers un modèle d'Hensel-Spittel intégrant un seuil d'adoucissement ou un modèle physique de Queleennec. Ces deux modèles permettent de représenter le pic de contrainte en début de déformation et une saturation de la contrainte pour les grandes déformations, cette dernière dépendant de la température et de la vitesse de déformation. Le modèle de Queleennec, distinguant dans sa formulation le comportement aux faibles et aux grandes valeurs de déformation, permet d'obtenir une meilleure représentation du comportement de l'acier sur l'ensemble et, par extrapolation, au-delà du domaine d'identification.

Enfin, l'application de ces modèles rhéologiques sur des essais de mise en forme simples a mis en évidence une influence des différents modèles rhéologiques sur les champs thermomécaniques intervenant dans l'évolution de porosité. Le choix du modèle rhéologique doit donc être adapté au matériau mis en œuvre ainsi qu'aux phénomènes étudiés.

La loi d'Hensel-Spittel à 9 paramètres à seuil est par la suite utilisée pour la modélisation numérique de la fermeture de porosités, objet du prochain chapitre.

3. Modèle numérique de l'évolution de porosités

3.1. Introduction

La simulation numérique de l'évolution de porosités permet d'obtenir d'une part des informations sur le chemin thermomécanique en tout point de la pièce au cours du processus de mise en forme et d'autre part d'obtenir, lors de l'utilisation de modèles en champs complets, des informations sur l'évolution morphologique des cavités. En comparaison, les méthodes expérimentales seules permettent d'obtenir un comparatif entre état initial et final des cavités sans information sur les états intermédiaires et relient uniquement ces évolutions aux paramètres de mise en forme mis en œuvre sans relation avec les champs thermomécaniques impliqués.

De tels modèles numériques utilisés en parallèle d'expérimentations fournissent des données venant enrichir la compréhension de l'évolution morphologique des défauts à des états intermédiaires de mise en forme. Une fois le potentiel de prédiction du modèle évalué sur des plages précises de domaines expérimentaux (températures, déformation), le recours à des modèles numériques permet l'extension des domaines d'étude en multipliant les types de morphologies initiales ainsi que les conditions de mise en forme analysées.

L'exploitation des champs thermomécaniques impliqués dans la fermeture de porosités permet quant à elle d'évaluer l'impact de ces derniers sur l'évolution des variables géométriques et morphologiques décrivant les défauts (évolution de rapport volumique ou de dimensions caractéristiques du défaut). Des critères d'évolution sans représentation explicite des défauts peuvent également être appliqués et évalués en confrontant leurs estimations de fermeture à celles de modélisations en champs complets ou à des mesures expérimentales.

Les résultats des modèles numériques sont cependant tributaires de l'identification des conditions aux limites impliquées dans les processus étudiés comme le frottement et les échanges thermiques, une mauvaise estimation de ces grandeurs pouvant avoir en effet un impact important sur les champs estimés. L'utilisation d'une loi de comportement adaptée est également fondamentale pour obtenir une bonne estimation des champs de contraintes et de déformation dans la pièce mise en forme. Les lois d'interface doivent donc être identifiées en confrontant des résultats de mesures expérimentales et numériques (température de surface, efforts de mise en forme, données géométriques). Les modèles rhéologiques déployés doivent quant à eux correspondre aux matériaux mis en œuvre (composition chimique et état structural initial) et leur domaine de validité doit correspondre aux intervalles de température, de déformation et de vitesse de déformation du procédé étudié.

Au cours du présent chapitre, une modélisation de l'essai représentatif mis en œuvre dans le cadre de l'étude est décrite ainsi que son implémentation dans le logiciel de simulation par éléments finis Forge® NxT 3.0. Les paramètres relatifs aux conditions aux limites ont dans un premier temps été identifiés par comparaison de résultats de mesures expérimentales avec le modèle numérique. Ce dernier est ensuite modifié de façon à intégrer l'évolution de porosités avec un modèle en champs complets.

Les éprouvettes contenant une retassure naturelle contrôlée ont été contrôlées par tomographie. Les géométries de porosités obtenues ont été intégrées dans la simulation et leur évolution au cours de la mise en forme a été étudiée qualitativement et quantitativement. Les performances

d'un modèle en champs complets utilisant des ellipsoïdes équivalents ont également été évaluées par comparaison avec le modèle utilisant les géométries issues de tomographie.

L'évaluation d'un critère en champs moyens simple permettant d'évaluer numériquement la fermeture de cavités internes est enfin confrontée à des modèles d'évolution de défaut en champs complets.

3.2. Modèles numériques

3.2.1. Modèle de l'essai représentatif

➤ Généralités

Les modèles numériques utilisés dans le cadre des travaux de thèse ont été réalisés en utilisant le code de calcul par éléments finis commercial Forge® NxT 3.0. Ce logiciel utilise un schéma de résolution implicite. La résolution du problème mécanique et du problème thermique sont réalisées de manière indépendante et un couplage est effectué entre ces deux problèmes de la manière suivante :

- Définition des conditions aux limites mécaniques et thermiques (frottements, échanges avec le milieu extérieur)
- Résolution du problème mécanique (à partir du champ de température initial connu)
- Résolution du problème thermique sur la géométrie actualisée obtenue en sortie de l'incrément de calcul mécanique (en considérant comme source de chaleur une partie de l'énergie de déformation plastique dissipée dans le volume et l'énergie dissipée par le frottement comme source de chaleur en surface)
- Actualisation de la géométrie en fonction des deux résolutions effectuées
- Remaillage et transport des champs sur le nouveau maillage (si nécessaire)

Ce couplage est réalisé à chaque incrément sous l'hypothèse que la variation des champs étudiés est faiblement influencée par les autres champs sur le pas de temps considéré. Pour plus de détails sur les équations mécaniques et thermiques mises en jeu et sur la méthode de résolution on pourra se référer à (Fayolle 2008).

La discrétisation des volumes des échantillons analysés par éléments finis est réalisée au sein du logiciel à l'aide d'éléments tétraédriques linéaires P1+/P1 représentés Figure 3-1 fournissant un bon compromis entre temps de calcul et précision des résultats (Aliaga 2000).

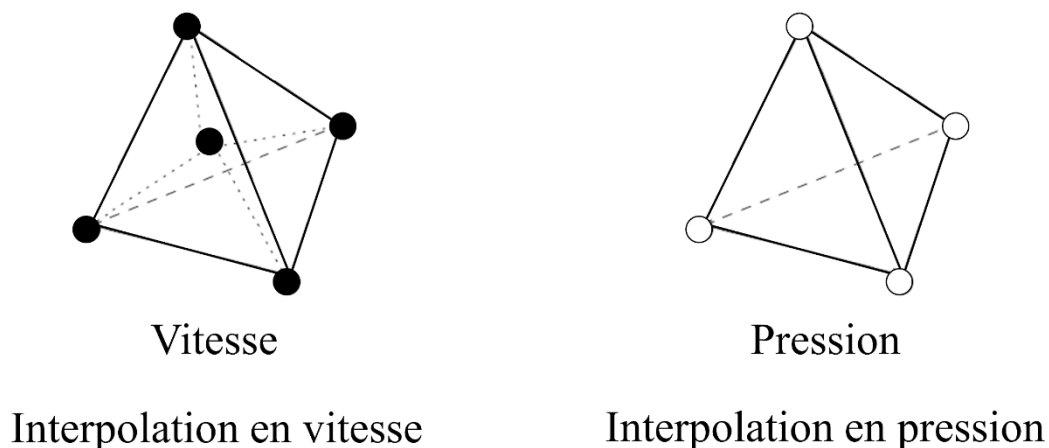


Figure 3-1 Élément tétraédrique linéaire P1+/P1 (Transvalor 2019)

Lors de la simulation des essais de mise en forme, le remaillage est activé et utilise les paramètres par défaut disponibles dans Forge® NxT 3.0 avec notamment un critère de dégénérescence géométrique des éléments (pour plus d'informations, consulter (Transvalor 2019)). Ce choix peut ainsi avoir pour conséquence de fusionner les éléments mis en auto-contact au niveau de la frontière de défauts intégrés et engendrer une sous-estimation de la réouverture de cavité lors de la sollicitation en traction de ces dernières.

En ce qui concerne le modèle numérique de l'essai représentatif, les différentes conditions aux limites utilisées sont les suivantes :

➤ Frottement

Le frottement est modélisé au cours des simulations de l'essai représentatif par un modèle de Coulomb limité Tresca présenté de manière détaillée au chapitre précédent. Ce modèle permet d'avoir une dépendance de la contrainte de cisaillement à la contrainte normale à l'interface entre les échantillons et les outils au début des opérations de mise en forme. Les coefficients de frottement utilisés pour les modélisations de l'essai représentatif sont consignés Tableau 3-1.

Tableau 3-1 Paramètres de frottement du modèle de l'essai représentatif

Coefficient de frottement	Valeur
Coulomb μ	0.4
Tresca m	0.8

La géométrie complexe des outillages mis en œuvre au cours de l'essai représentatif ainsi que les différents modes d'écoulement obtenus ne permettent pas de venir identifier de manière simple une dépendance de la géométrie finale de l'échantillon au coefficient de frottement. Il a ainsi été décidé d'utiliser des valeurs approchées des coefficients de frottement identifiés pour des conditions de mise en forme similaires.

L'essai représentatif étant réalisé en l'absence de lubrification, les coefficients de frottement sélectionnés correspondent aux valeurs disponibles dans la base de données de Forge® NxT 3.0 pour de telles conditions. Ces valeurs sont en accord avec le coefficient identifié par Kukuryk (Kukuryk 2019) de $m = 0.7$ au cours de tests de l'anneau afin de caractériser les conditions d'interface à utiliser pour la modélisation d'un essai de mise en forme proche de l'essai représentatif développé par Chevalier (Chevalier 2016).

➤ Thermique

Les échanges thermiques sont modélisés dans Forge® NxT 3.0 par un flux de perte de chaleur par rayonnement et par la présence de flux d'échange de chaleur en conduction avec les outils et en convection avec le milieu extérieur. Les échanges par rayonnement prennent la forme présentée équation (3-1) où Φ_r est le flux émis par rayonnement, σ_s est la constante de Stefan-Boltzmann ($\sigma_s = 5,6704 \cdot 10^{-8} \text{ J.s}^{-1} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$), ε est l'émissivité (par défaut $\varepsilon = 0.88$ pour un acier à chaud), T la température de l'échantillon mis en forme et T_0 la température de milieu extérieur.

$$\Phi_r = \sigma_s \varepsilon (T^4 - T_0^4) \quad (3-1)$$

Chapitre 3 : Modèle numérique de l'évolution de porosités

Les flux de chaleur par conduction ou par convection prennent quant à eux la forme décrite équation (3-2) où Φ_c est le flux de chaleur échangé par convection ou par conduction et h le coefficient de transfert par conducto-convection.

$$\Phi_c = h(T - T_0) \quad (3-2)$$

Les paramètres utilisés sur le modèle numérique de l'essai représentatif sont résumés dans le Tableau 3-2.

Tableau 3-2 Paramètres thermiques du modèle de l'essai représentatif

Paramètre	Valeur
Emissivité	0.88
Coefficient de transfert thermique avec l'air (W.K ⁻¹ .m ⁻²)	10
Coefficient de transfert thermique avec l'outillage (W.K ⁻¹ .m ⁻²)	2000

Les temps de transfert entre les opérations de mise en forme et le temps de transfert de l'échantillon entre le moyen de chauffe et la première étape de mise en forme implémentés dans le modèle sont respectivement de 6 s et 20 s. Ils représentent des temps moyens mesurés au cours des campagnes expérimentales. Les autres paramètres d'échange thermique ont quant à eux été identifiés à l'aide de mesures thermiques réalisées par caméra infrarouge. Des mesures locales par pyromètres bichromatiques sont également mises en œuvre pour déterminer l'émissivité des échantillons nécessaire à l'exploitation quantitative des mesures par caméra thermique.

Les mesures expérimentales ont été réalisées en deux zones distinctes de l'échantillon correspondant à la surface forgée et à la surface libre de ce dernier. Les mesures sont effectuées sur un échantillon juste après l'opération de mise en forme étudiée. Les valeurs simulées sont quant à elles obtenues en relevant un maximum de température sur une bande prise sur un quart de l'échantillon. Les zones retenues pour les différentes mesures de températures sont présentées Figure 3-2. Le bord forgé désigne la partie de l'échantillon ayant été en contact avec les outillages lors de la dernière étape de mise en forme réalisée avant la mesure de température.

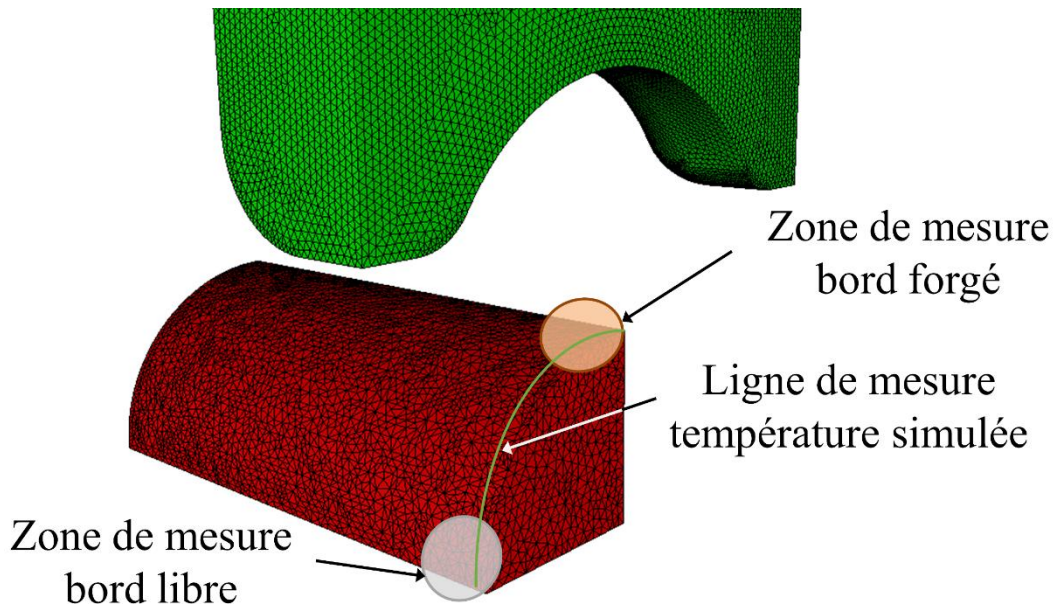


Figure 3-2 Zones de mesure de température

La comparaison entre mesures expérimentales et résultats de simulations mettant en œuvre les paramètres présentés précédemment est présentée Figure 3-3. L'étendue présentée sur les données expérimentales présente les valeurs maximales et minimales mesurées lors des expérimentations.

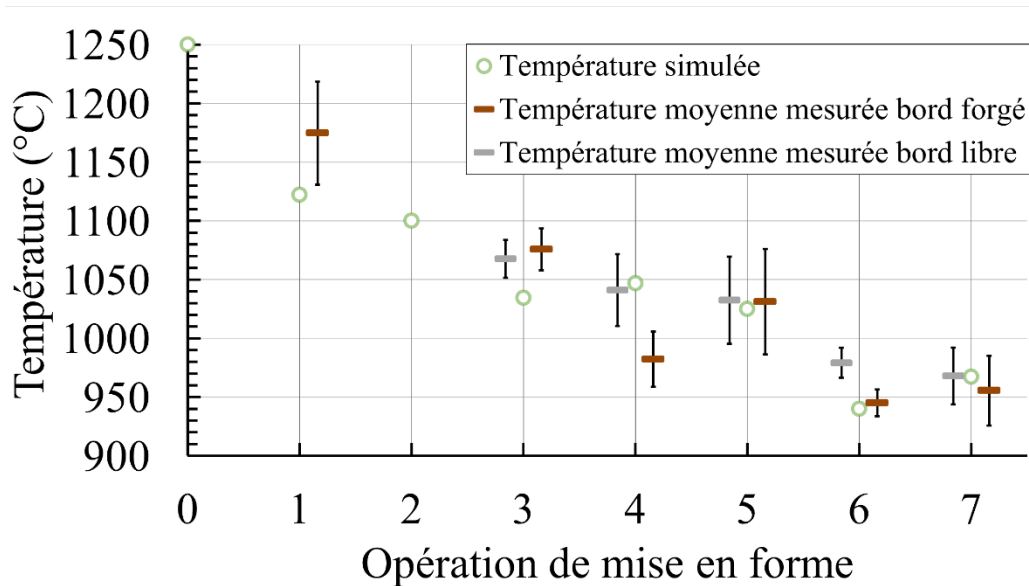


Figure 3-3 Comparaisons entre températures mesurées et températures simulées

La corrélation entre mesures de surface et températures simulées est jugée satisfaisante pour valider l'utilisation des paramètres thermiques présentés précédemment dans le reste de l'étude.

➤ Géométrie

Un repère lié à l'échantillon de l'essai représentatif mis en forme est défini Figure 3-4 et permet la description des modèles numériques avec une référence commune. L'axe longitudinal de

l'échantillon constitue l'axe X . L'axe Y est quant à lui défini sortant par rapport à un méplat matérialisé sur les lopins conteneurs permettant de constituer les échantillons mis en œuvre expérimentalement. Les dimensions des différents défauts ainsi que les directions de sollicitation des outillages sont également décrites dans ce repère.

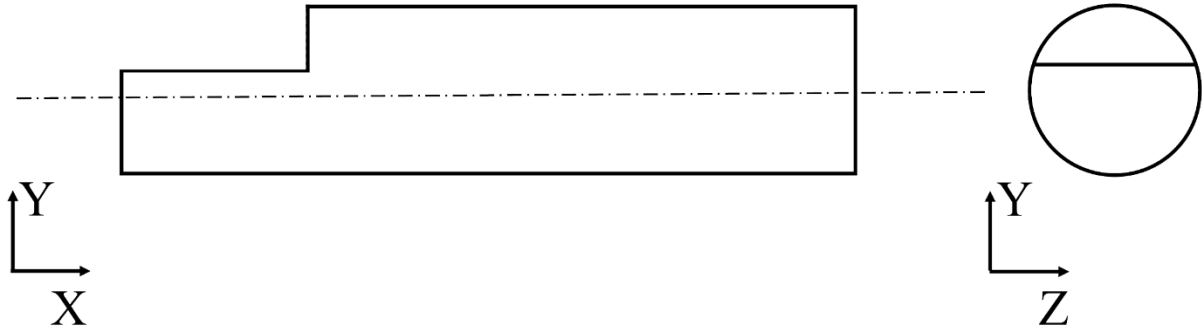


Figure 3-4 Repère lié à l'échantillon de l'essai représentatif

Un repère fixe est défini pour les outillages. L'axe vertical est noté z et les outillages des différentes étapes de mise en forme disposés côte à côte définissent l'axe y de l'essai représentatif. Entre chaque étape de mise en forme, l'échantillon effectue une rotation de $\pm 90^\circ$ autour de son axe longitudinal X et présente ainsi alternativement sa direction Y et Z dans l'alignement de l'axe vertical z du repère des outillages. La première étape de mise en forme est effectuée avec les axes z et Y alignés. Les différents repères définis sont présentés en annexe 3.

En prenant en compte les symétries de l'essai, les simulations sans représentation explicite du défaut peuvent être implémentées avec 1/8 des éprouvettes afin de réduire le temps de calcul. Les défauts ne présentant aucune symétrie, les simulations en champs complets avec représentation explicite de la porosité sont réalisées avec l'éprouvette entière.

➤ Rhéologie

Les modèles numériques mis en œuvre dans le cadre de l'analyse de porosités utilisent le modèle rhéologique de Hensel-Spittel à seuil de la nuance 25MnCrS4 à l'état brut de coulée continue caractérisée au cours du chapitre précédent. Ce modèle permet de réaliser un compromis entre le temps de calcul et la représentation du comportement du matériau, en particulier, aux faibles déformations.

3.2.2. Modèle de l'essai de compression sur plasto-dilatometre

Un essai de compression sur plasto-dilatometre a également été réalisé sur un échantillon de diamètre 6 mm et de longueur 10 mm. Cet essai permet l'évaluation des différentes méthodes développées pour la représentation en champs complets d'un défaut sur un essai élémentaire. Le repère utilisé pour la modélisation numérique de cet essai est présenté Figure 3-5.

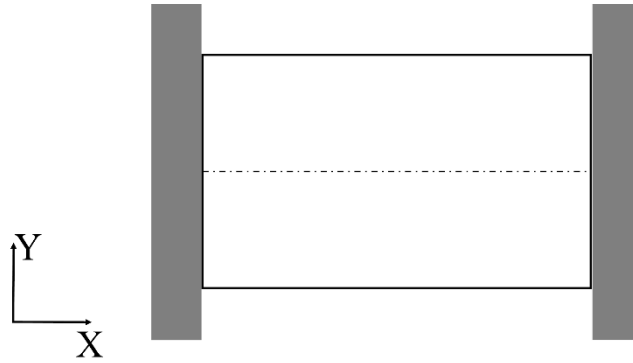


Figure 3-5 Repère lié à l'échantillon de l'essai de compression sur plasto-dilatomètre

La modélisation de ces essais est réalisée sous des conditions adiabatiques pour représenter les échanges thermiques avec le milieu compte tenu de la vitesse relativement élevée des essais mis en place (20 s^{-1}) permettant de négliger l'impact des échanges thermiques. Le frottement utilisé est représenté par un modèle de Coulomb limité Tresca dont les paramètres sont consignés Tableau 3-3. Les coefficients de frottement ont été identifiés sur les essais de compression réalisés dans le cadre de l'identification de lois de comportement (chapitre 2).

Tableau 3-3 Paramètres de frottement du modèle de l'essai de compression sur plasto-dilatomètre

Coefficient de frottement	Valeur
Coulomb μ	0.12
Tresca m	0.24

Ce modèle numérique complet est également mis en œuvre sur la nuance 25MnCrS4 caractérisée lors du chapitre précédent en utilisant le modèle d'Hensel-Spittel à seuil de la nuance à l'état brut de coulée continue.

3.3. Méthode de représentation explicite du défaut de porosité

3.3.1. Adaptation des discrétisations volumiques

➤ Généralités

La représentation explicite de l'évolution de défauts sur un modèle éléments finis nécessite un affinement de la taille de maille pour s'adapter au mieux aux détails morphologiques de la porosité. Cet affinement est en effet nécessaire afin de permettre le suivi de l'évolution morphologique des cavités au cours de la mise en forme tout en s'affranchissant de phénomène de facettisation de la surface du défaut pouvant influencer les résultats. Cet affinement permet également de représenter les aspérités caractéristiques de défauts naturels obtenus à la surface des retassures.

➤ Essai représentatif

La modélisation en champs complets de l'évolution de porosités sur le modèle numérique de l'essai représentatif a été mise en œuvre en utilisant trois zones de maillage affinées positionnées au cœur de l'échantillon. Ces trois boîtes permettent une réduction progressive de la taille de maille depuis une taille standard utilisée pour mailler l'échantillon jusqu'à l'obtention d'une taille de maille fine adaptée au voisinage du défaut. Cette dernière est déterminée par une étude de convergence portant sur le volume final d'un défaut idéal (une

sphère) après la première étape de mise en forme. La réduction progressive de la taille de maille permet de limiter le nombre d'éléments nécessaires à la discrétisation de l'échantillon complet tout en réduisant les variations de taille de maille entre deux zones successives pouvant induire des gradients importants dans les champs modélisés et influencer les résultats de simulation. Un rapport de réduction maximum de la taille de maille d'un facteur 2 a ainsi été effectué entre deux zones de raffinement successives.

Les boîtes de maillage mises en œuvre sont des ellipsoïdes dont la plus grande dimension est alignée avec l'axe de l'échantillon. Cette orientation et cette morphologie ont été sélectionnées afin de prendre en compte l'allongement du défaut observé au cours de l'essai et garantir la présence d'une taille de maille identique au voisinage du défaut au cours du processus complet de mise en forme. Le maillage adapté à la représentation explicite de défaut dans un échantillon mis en forme au cours de l'essai représentatif est présenté Figure 3-6. L'état initial de l'échantillon est représenté sur cette illustration ainsi qu'une représentation de l'état obtenu après la quatrième étape de mise en forme.

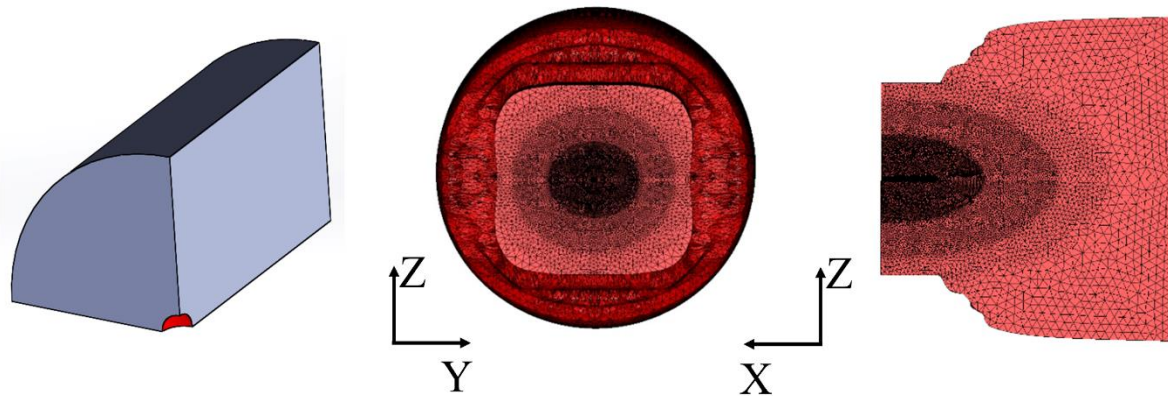


Figure 3-6 Maillage de l'échantillon avec défaut en champs complets (état déformé après S4 d'un défaut sphérique initial de diamètre initial 3mm)

Une condition d'auto-contact « unilatérale collante » est utilisée pour modéliser la mise en contact des surfaces internes de la porosité lors de sa fermeture géométrique. Les surfaces mises en contact ne peuvent ainsi glisser l'une par rapport à l'autre, mais peuvent se décoller si la contrainte normale au contact est positive (état de traction normal à l'interface). Ce type de condition de contact est également mis en œuvre par Saby et al. (Saby *et al.* 2013) dans le cadre de l'étude d'évolution de porosités représentées explicitement dans des volumes élémentaires représentatifs.

Cette condition se traduit par la propriété (3-3) traduisant une condition de non-pénétration avec décollement possible de l'interface. Dans cette relation, i, j correspondent aux indices des nœuds mis en contact sur les deux faces opposées du contact, \mathbf{v}_i est le vecteur vitesse du nœud considéré et \mathbf{n}_j la normale sortante à l'interface au nœud j .

$$(\mathbf{v}_i - \mathbf{v}_j) \cdot \mathbf{n}_j \geq 0 \quad (3-3)$$

Les nœuds susceptibles d'être en auto-contact sont identifiés dans Forge® NxT3.0 par la formulation définie par (3-4) où \mathbf{n}_F est la normale à l'élément contenant le nœud P analysé et

\mathbf{n}_F la normale à un élément dont on veut évaluer la possibilité d'être en contact avec le nœud P. La Figure 3-7 illustre l'identification de l'auto-contact au nœud P.

$$\mathbf{n}_F \cdot \mathbf{n}_{F'} \leq -\frac{1}{2} \quad (3-4)$$

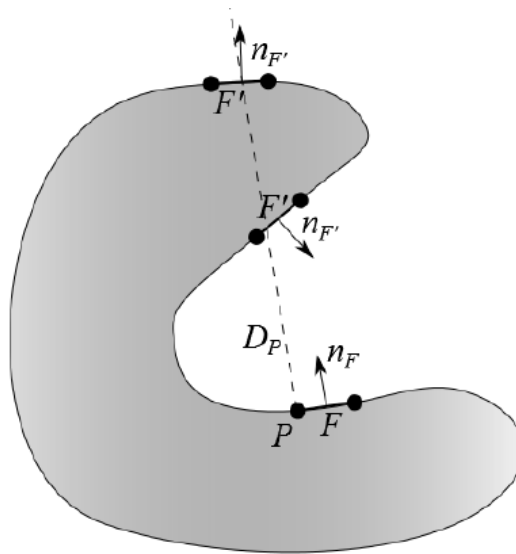


Figure 3-7 Identification des nœuds en auto-contact (analyse au nœud P) (Transvalor 2019)

Cette condition supplémentaire définissant l'auto-contact permet de distinguer les nœuds en condition d'auto-contact des nœuds présents sur la même face du défaut au voisinage du nœud étudié (Barboza 2004). La condition de non-pénétration à l'interface est ensuite gérée sur cet ensemble de nœuds en auto-contact par la méthode de pénalisation mise en œuvre également pour gérer les contacts outils/matière.

Concernant la discrétisation du volume des échantillons, les tailles de maille de référence utilisées pour les différentes zones de raffinement et pour le maillage standard de l'échantillon ont été déterminées en réalisant une étude de convergence portant sur les volumes finaux de cavité (Pondaven *et al.* 2019). Cette dernière a été mise en œuvre en analysant le volume obtenu après la première étape avec un défaut initialement sphérique. Le défaut considéré dans cette étude est une sphère de diamètre initial 3 mm correspondant à un volume initial de 14.14 mm³. Les paramètres du maillage ayant obtenu le meilleur compromis en matière de temps de calcul et de convergence du volume final du défaut sont présentés Figure 3-8.

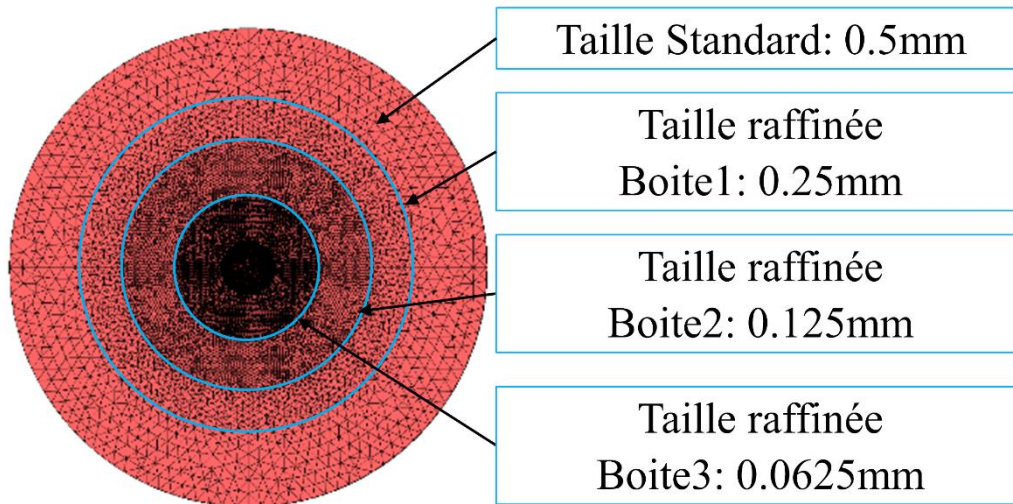


Figure 3-8 Maillage de référence résultant de l'étude de convergence menée sur les volumes de défaut

Les paramètres de modélisation sélectionnés peuvent avoir des conséquences sur les géométries de défaut. Ces dernières devront être analysées en considérant certaines limitations. L'utilisation d'un contact unilatéral collant a en effet pour conséquence de rigidifier l'interface au niveau du défaut (Barboza 2004), ce qui peut favoriser l'extension du défaut perpendiculairement à la direction de mise en forme plutôt que de la réduire sous l'effet de la cicatrisation. Cette dernière n'est effectivement pas considérée dans la modélisation. Quant au choix de la taille de maille, l'étude de convergence étant réalisée sur des défauts à géométrie simplifiée, une évaluation sommaire de son impact sur des morphologies plus complexes est à réaliser pour valider l'adaptation de la discrétisation volumique au type de cavités naturelles analysées. De même, l'évolution de la taille de la porosité ne pourra être simulée au-delà d'un seuil en lien avec la taille de maille la plus faible.

Au cours de la réalisation expérimentale de l'essai représentatif, seul le positionnement de l'échantillon suivant l'axe X peut être corrigé. Cette correction consiste en un repositionnement de la coordonnée selon X du centre de gravité du défaut au centre de l'outillage de mise en forme. Les écarts de centrage des centres de gravité constatés dans le plan YZ des échantillons ne sont quant à eux pas compensés par le positionnement expérimental. Le centre de gravité des défauts n'est donc pas positionné sur l'axe longitudinal de l'échantillon au cours des essais.

➤ Essai de compression sur plasto-dilatomètre

Le modèle de l'essai de compression sur plasto-dilatomètre est adapté à la représentation en champs complets de porosités en utilisant une taille unique de maillage. La taille réduite de l'échantillon ne nécessite en effet aucune discrétisation progressive. Une taille de maille de 0.0625 mm correspondant à la taille de maille identifiée dans la zone à cœur de l'essai représentatif est ainsi utilisée sur la totalité de l'échantillon. Les conditions d'auto-contact restent identiques à celles utilisées sur la modélisation de l'essai représentatif.

3.3.2. Intégration de défauts analysés par tomographie

➤ Traitement des défauts

Les défauts présents dans les échantillons mis en forme sont pour certains analysés par tomographie afin d'obtenir une image du volume initial des cavités présentes ainsi que des morphologies et des aspects de leurs enveloppes. Les résultats de tomographie analysés dans le cadre de cette étude sont les résultats d'une reconstruction de la surface ou du volume des défauts. Ces derniers sont influencés par les critères suivants :

- Puissance de la source utilisée
- Résolution de l'analyse
- Seuillage utilisé pour analyser les sections de l'échantillon

Les résultats obtenus peuvent ainsi présenter des textures de surface mêlant des aspérités correspondant à la surface réelle du défaut, mais pouvant également être dues à des artefacts de traitement. Ces traitements ont ainsi pour conséquence une perte d'information à la fois sur l'aspect des surfaces des défauts, mais également sur leur complexité générale pouvant conduire à négliger, par exemple, des excroissances. Les fermetures finales des porosités, dépendant hautement de ces aspects de surface (Saby et al. 2013), risquent ainsi d'être influencées par la méthode de reconstruction des défauts.

Les différents traitements utilisés pour obtenir les géométries initiales et effectuer le suivi expérimental des cavités sont précisés au cours du chapitre 4. L'impact des traitements de seuillage sur l'estimation des dimensions initiales est également abordé au cours du chapitre 4. Ici seront uniquement abordés les impacts des traitements relatifs aux mises en données de simulation réalisés sur les volumes initiaux des défauts obtenus en aval des traitements de tomographie.

Le maillage de la surface des porosités reconstruite à partir des clichés fournis par les tomographies est simplifié en vue de leur intégration dans le modèle éléments finis et en particulier pour s'adapter à la discrétisation spatiale de l'échantillon présentée précédemment. Cette simplification est réalisée à l'aide du logiciel de métrologie GOM Inspect permettant le traitement et la comparaison de maillages. Un import est par la suite réalisé au sein d'un échantillon maillé du modèle numérique créé dans le logiciel Forge® NxT 3.0. Les étapes suivantes illustrées Figure-3-9 sont ainsi appliquées au défaut généré par les tomographies :

- Génération d'une surface lissée à partir du maillage initial (Figure-3-9 (b) et (c))
- Suppression des singularités sur la surface lissée générées (éléments de maillage superposés, trous, éléments saillants)
- Lissage du maillage (Figure-3-9 (d))
- Intégration de la cavité dans le maillage éléments finis de l'échantillon (présenté Figure 3-8) par opération booléenne dans Forge® NxT 3.0 (Figure 3-10)

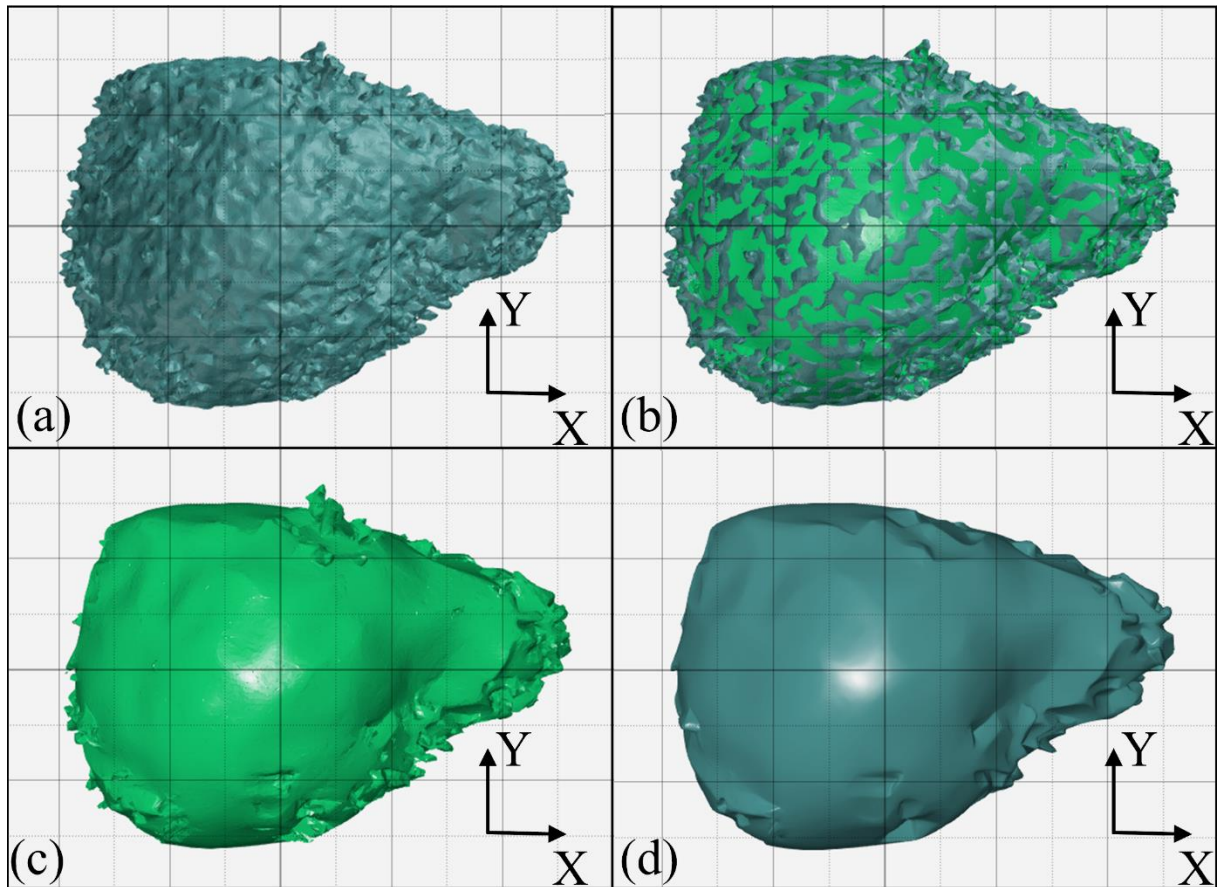


Figure-3-9 Traitement de simplification du défaut : (a) état initial après tomographie, (b) état initial brut superposé à son traitement de lissage par GOM Inspect en vert clair, (c) surface lissée générée par GOM Inspect seule et (d) état après traitement de lissage pour intégration au modèle de simulation (défaut T6) (1 carreau = 0.5 mm)

Les étapes 2 et 3 sont éventuellement répétées si le maillage généré présente un défaut lors de l'étape 4 d'importation dans le modèle éléments finis. Ces défauts peuvent être la détection de non-connexités dans le maillage final lors de l'import de la géométrie lissée ou la génération d'éléments isolés lors de l'opération booléenne réalisée pour intégrer le défaut au maillage éléments finis. Un maillage obtenu après import est présenté Figure 3-10. Lors de la réalisation de l'opération booléenne, la représentation de la surface interne du défaut a nécessité un nombre important d'éléments dépassant le nombre limite d'éléments pouvant être utilisé par Forge® NxT 3.0. Pour contourner cette limitation, une boîte supplémentaire a été ajoutée à la discrétisation volumique présentée Figure 3-8 faisant passer la taille standard du maillage à une taille moyenne de 1 mm.

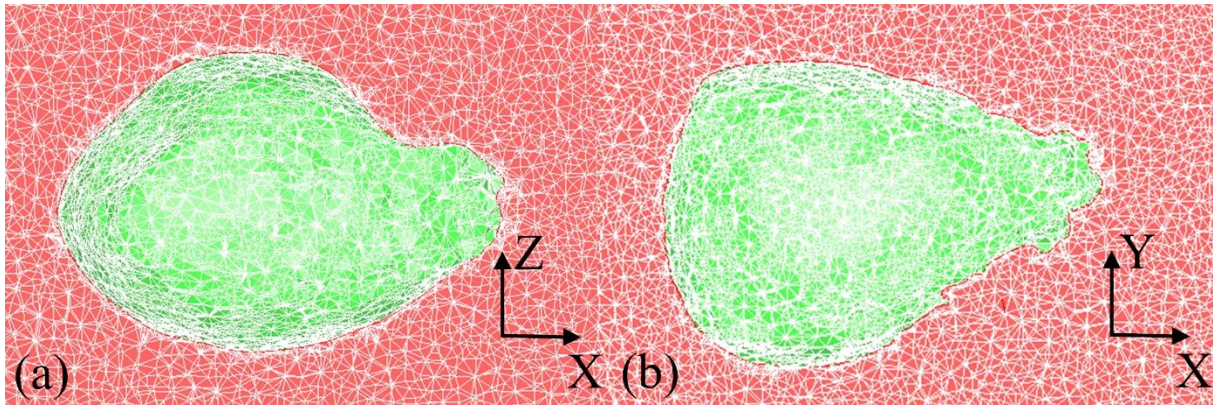


Figure 3-10 Sections d'un défaut intégré au maillage du modèle numérique après opération booléenne (défaut T6)

Cette dernière étape d'intégration est responsable d'une simplification supplémentaire de la texture de la surface du défaut pouvant conduire à une mauvaise estimation de la fermeture finale des cavités. Les résultats de traitements des maillages des défauts analysés par tomographie dans le cadre des présents travaux sont présentés en annexe 7.

Le traitement des cavités contenues dans les échantillons est résumé Figure 3-11 où les différentes opérations, traitements et outils mis en œuvre sont présentés.

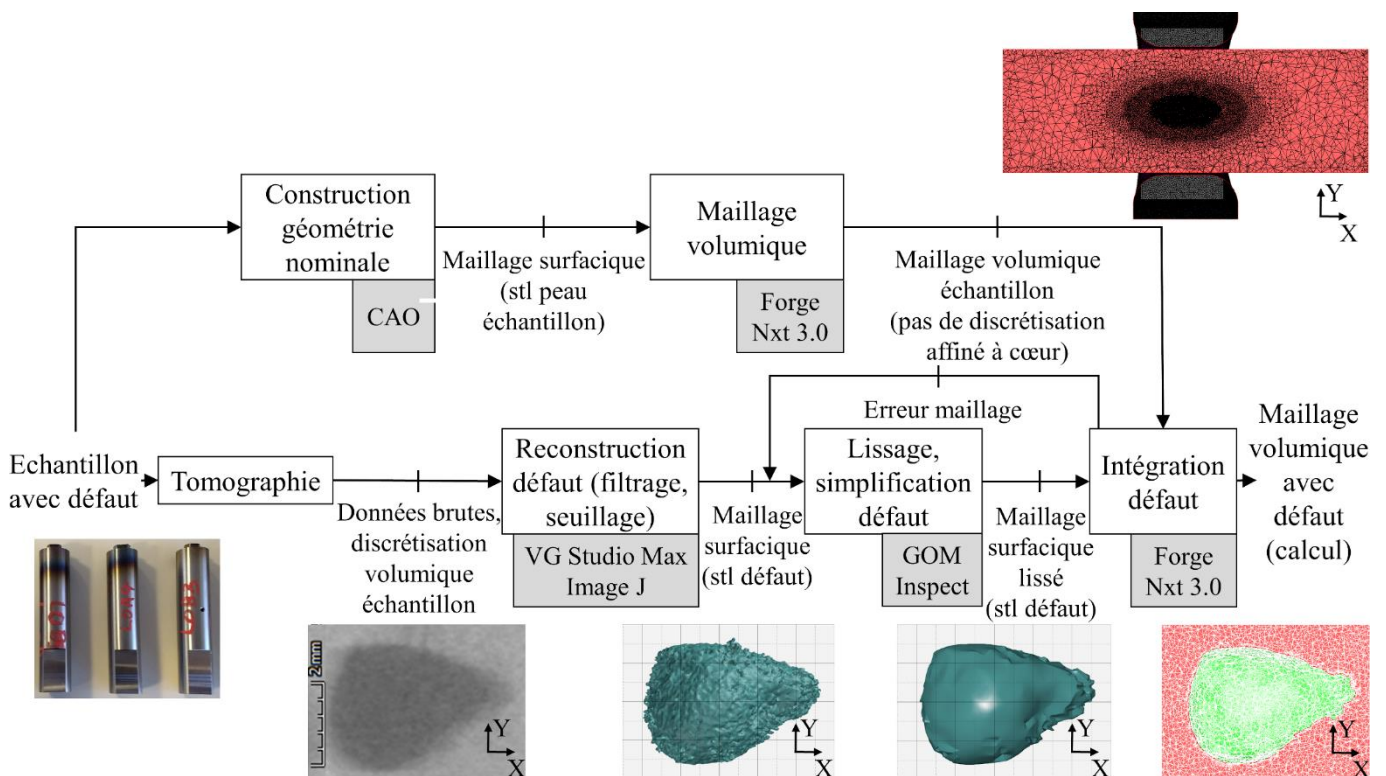


Figure 3-11 Protocole d'intégration des défauts analysés au sein des modèles de simulation

Les conséquences des différentes étapes du protocole d'intégration de la porosité dans la simulation sur le volume initial sont quantifiées dans le Tableau 3-4.

Tableau 3-4 Variation des volumes avant et après traitement

Echantillon	Volume avant traitement (mm ³)	Volume après traitement (mm ³)	Variation après traitement	Volume après intégration (mm ³)	Variation après intégration
T1 Etape 1	1.57	1.56	-0.8%	1.47	-6.4%
T2 Etape 1	0.91	0.90	-0.9%	0.79	-13.2%
T3 Etape 1	2.89	2.84	-1.6%	2.75	-4.8%
T6 Initial	17.55	17.74	1.1%	17.70	0.9%
T8 Initial	9.52	9.62	1.1%	9.58	0.6%
T9 Initial	17.29	17.71	2.4%	17.67	2.2%
T10 Initial	22.67	20.81	-8.2%	20.76	-8.4%
T11 Initial	18.04	17.86	-1.0%	17.69	-1.9%
M43 Initial	18.56	17.77	-4.3%	17.67	-4.8%

Les variations restent marginales pour les différents défauts analysés avec des écarts entre défauts initiaux (tomographie) et volumes après traitement de lissage inférieurs à 5 % excepté pour le défaut T10 présentant une diminution de volume de 8.2 %.

La variation observée pour le défaut contenu dans l'échantillon T10 s'explique par une cavité présentant une peau particulièrement tortueuse (du côté des Y positifs et X négatifs) à l'état initial comme présenté Figure 3-12. Sur cette image, le fichier brut obtenu lors de la tomographie est présenté Figure 3-12 (a). Le traitement par filtrage et seuillage affichant la surface occupée par le défaut dans la section illustré en rouge sur la Figure 3-12 (b) met en évidence les tortuosités générées lors du traitement de reconstruction. Les conséquences visibles sur le volume reconstruit des traitements appliqués sont quant à eux observables sur la Figure 3-12 (c). Le lissage présenté Figure 3-12 (d) a ainsi pour conséquence la suppression des proéminences et la perte d'une surépaisseur sur cette zone du défaut responsable de l'importante diminution du volume obtenu.

Des conséquences aussi prononcées du traitement de filtrage et de seuillage n'ont pas été identifiées sur les autres défauts. La seconde différence la plus importante observée lors des opérations de lissage est obtenue sur l'échantillon M43, elle est la conséquence de la suppression d'une proéminence en forme de couronne sur l'enveloppe du défaut ne pouvant être représentée en simulation (voir annexe 7).

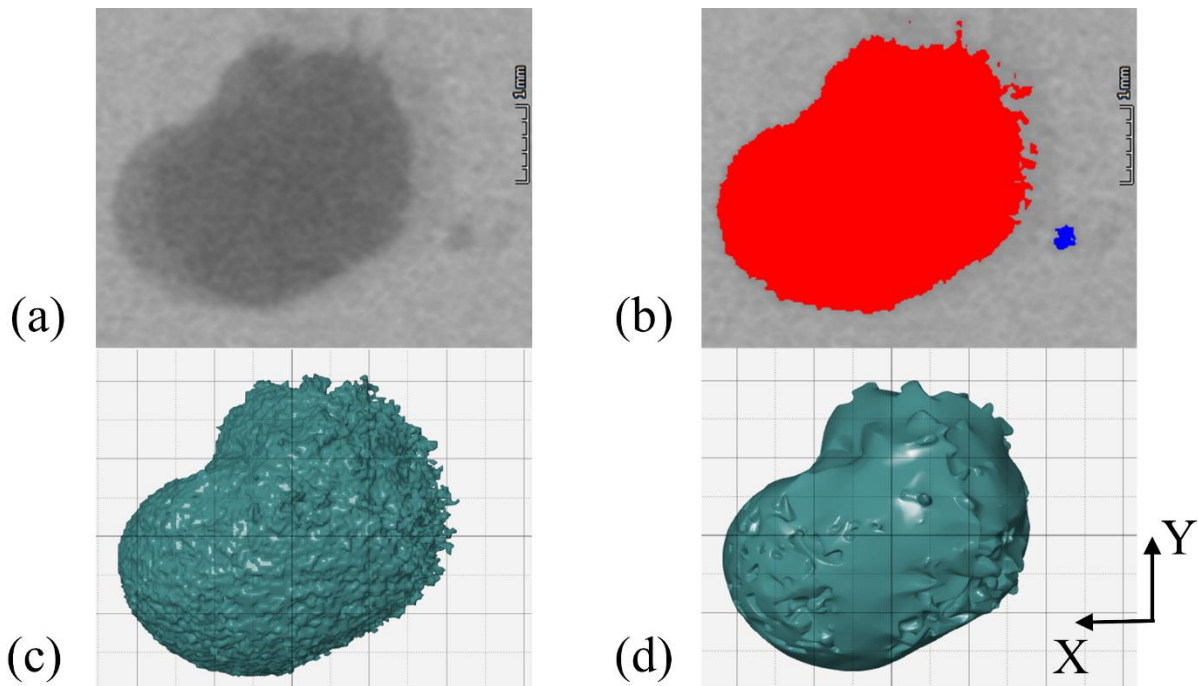


Figure 3-12 (a) Section issue de la tomographie (b) mise en évidence de la zone interne du défaut après traitement (filtrage et seuillage), (c) volume reconstitué brut de tomographie et (d) volume après traitement de lissage pour intégration au modèle de simulation (défaut T10) (1 carreau = 0.5 mm)

Les conséquences de l'intégration dans la simulation numérique sont quant à elles plus remarquables sur les défauts présentant de faibles volumes initiaux. Cette influence s'explique par le fait que les dimensions caractéristiques du défaut et la taille de maille utilisée au voisinage du défaut sont plus proches. Les écarts restent cependant limités et sont semblables aux conséquences de la simplification des géométries observées précédemment.

Les variations de volume résultant du traitement de simplification initial de la surface des défauts en vue de leur intégration dans les simulations restent négligeables par rapport au volume total des défauts. Les variations induites empêchent cependant d'effectuer des comparaisons portant directement sur les volumes simulés et ceux obtenus expérimentalement. Ces comparaisons seront en effet effectuées sur les rapports V/V_0 utilisant d'un côté les données correspondant uniquement aux modèles expérimentaux (données issues directement des analyses des tomographies) et d'autre part des données générées uniquement sur les modèles numériques. Ceci limitera l'influence des différents traitements sur l'estimation de l'évolution des cavités.

Les simplifications dues aux propriétés intrinsèques des analyses tomographiques et relatives à la taille de maille utilisée pour effectuer la discrétisation des volumes semblent donc avoir une influence qui peut être négligeable lorsque l'information de suivi du défaut est liée à l'évaluation du rapport volumique V/V_0 du défaut. Les modifications qu'elles impliquent vont cependant modifier le comportement du défaut lors de la phase de fermeture finale et peuvent rendre ainsi le modèle en champs complets inapte à modéliser cette phase. Le recours à des représentations en champs complets sur des modèles à transitions d'échelle permet de s'affranchir de la taille de maille pour repousser la problématique de l'influence de la fermeture à des échelles de représentations plus fines où les défauts résiduels se rapprochent des seuils de détection des méthodes de contrôle non destructives et où leur impact sur les

performances mécaniques sont réduites. La limitation inhérente au procédé de contrôle reste quant à elle une limitation pour l'étude de la cicatrisation finale du défaut.

➤ Etude de convergence du maillage sur morphologie réelle

Une étude de convergence est menée sur le maillage adapté utilisant quatre boîtes de raffinement et une géométrie de défaut initial « réelle ». Cette étape permet de vérifier si l'évaluation du volume d'une géométrie de défaut complexe est correctement modélisée par la taille moyenne de discrétisation utilisée en simulation de l'essai représentatif. L'augmentation significative du temps de calcul du modèle raffiné a contraint la réalisation de l'évaluation des volumes avant la fin de la course de mise en forme de la première opération. Les volumes sont ainsi évalués après une course de 3.5 mm pour une course totale visée d'environ 5.4 mm.

Tableau 3-5 Résultats de l'étude de convergence du maillage (géométrie "réelle", défaut T6, hauteur de pilotage 1.9 mm)

Type de maillage	Coefficient multiplicateur (par rapport à la référence)	Volume initial (mm ³)	Variation Volume initial	Volume du défaut (après déformation) (mm ³)	Variation Volume déformé
Référence	1	17.74	0 %	11.68	0 %
Raffiné	0.75	17.67	-0.4 %	11.56	-1.0 %

De faibles variations de volume sont observées sur le volume initial après intégration du défaut dans le maillage de l'échantillon à l'état initial (voir Tableau 3-5). La variation de volume après déformation reste également limitée confirmant l'adaptation de la discrétisation volumique utilisée à l'analyse de l'évolution de défaut à l'aide de résultats de tomographie. Cette taille de maille, validée pour la première opération de l'essai représentatif, ne permettra toutefois pas de suivre le défaut jusqu'à sa fermeture.

3.3.3. Modélisation de défauts réels par des défauts équivalents

Le recours à des représentations de la porosité par une géométrie « simple » équivalente comme des ellipsoïdes vise à limiter le nombre de mailles nécessaires à la discrétisation d'une cavité tout en limitant l'impact sur la fermeture des défauts. Cette dernière peut être évaluée via un critère tel que l'évolution du volume réduit d'une porosité caractérisée par le rapport V/V_0 (où V est le volume courant de la porosité et V_0 son volume initial). Les temps de calcul nécessaires à l'analyse sont ainsi réduits et permettent d'évaluer rapidement les capacités d'un modèle en champs complets à déterminer la capacité d'un processus de mise en forme à refermer des porosités. La confrontation avec des modèles numériques intégrant la géométrie réelle du défaut permet d'avoir une première évaluation des performances obtenues avec les géométries équivalences. Une validation du passage par ces géométries équivalente permettrait par la suite de multiplier les morphologies et orientations de défaut simulées afin d'alimenter des modèles phénoménologiques en champs moyens ou d'évaluer l'évolution d'une orientation spécifique de défaut pour un procédé de mise en forme (Saby *et al.* 2015b).

Une première représentation de défaut équivalent est réalisée en exploitant des résultats d'analyses radiographiques. Ces analyses sont menées en réalisant deux tirs radio perpendiculaires suivant les plans du repère de l'échantillon défini Figure 3-4. Ces deux tirs sont réalisés de manière à avoir une projection du défaut dans le plan XY et XZ . Des défauts « idéaux » sont ensuite reconstruits à partir des dimensions de défaut maximales relevées dans

les trois directions X , Y et Z . Ces dernières sont utilisées pour définir les dimensions d'ellipsoïdes « idéaux » dont les demi-axes correspondent aux dimensions maximales relevées. Ce type de représentation ne prend pas en compte l'orientation des défauts réels et considère que l'un des axes principaux du défaut est colinéaire à l'axe X de l'échantillon. Cette modélisation conduit ainsi à une perte d'information pouvant influencer les résultats numériques. Si cette représentation venait à présenter des résultats satisfaisants, elle aurait l'avantage de ne pas nécessiter de contrôle par tomographie et de présenter des symétries permettant une simplification du modèle par éléments finis, en particulier, une réduction du nombre d'éléments conduisant à une réduction du temps de calcul.

Une méthode de représentation de défaut équivalent est également proposée par Saby et al. (Saby *et al.* 2013). Elle se construit sur le principe que les modèles étudiant l'évolution de porosités sont principalement basés sur des représentations de défaut à partir de géométries élémentaires telles que des sphères ou des ellipsoïdes. Des ellipsoïdes équivalents sont ainsi identifiés à partir du tenseur d'inertie des défauts déterminés par des contrôles non destructifs fournissant une représentation 3D des cavités. Une discrétisation volumique du défaut initial est en effet utilisée afin d'en définir les paramètres d'inertie dont les formulations sont présentées en (3-5) et dépendent de la résolution de la discrétisation du contrôle non destructif. x_i , y_i et z_i représentent les coordonnées d'un voxel i issu de l'analyse et m_i un coefficient prenant la valeur 1 si le voxel appartient à la porosité et 0 sinon.

$$\begin{pmatrix} I_{Ox} & -I_{xy} & -I_{xz} \\ -I_{xy} & I_{Oy} & -I_{yz} \\ -I_{xz} & -I_{yz} & I_{Oz} \end{pmatrix} \text{ où } \begin{cases} I_{Ox} = \sum m_i(y_i^2 + z_i^2), & I_{xy} = \sum m_i(x_i \cdot y_i) \\ I_{Oy} = \sum m_i(x_i^2 + z_i^2), & I_{xz} = \sum m_i(x_i \cdot z_i) \\ I_{Oz} = \sum m_i(x_i^2 + y_i^2), & I_{yz} = \sum m_i(y_i \cdot z_i) \end{cases} \quad (3-5)$$

La diagonalisation de ce tenseur permet d'obtenir le repère principal du défaut porté par les vecteurs propres et permet ainsi de déterminer l'orientation du défaut équivalent par rapport au repère lié à l'échantillon défini Figure 3-4. Les valeurs propres permettent quant à elle de déterminer les demi-axes de l'ellipsoïde équivalent en résolvant un système constitué des moments d'inertie d'un ellipsoïde dont les axes principaux sont orientés selon les vecteurs propres définis précédemment. Une homothétie est ensuite appliquée sur le résultat obtenu afin de disposer d'un défaut équivalent possédant un volume initial V_0 identique à celui de la géométrie réelle du défaut.

Ce choix de géométrie élémentaire permet de conserver outre le volume initial une information sur l'orientation initiale du défaut et sur ses facteurs de forme. Ces paramètres sont identifiés dans la littérature comme ayant une influence potentiellement de premier ordre sur la fermeture des porosités.

Cette représentation équivalente permet ainsi d'obtenir une modélisation approchée de l'évolution du volume d'une morphologie naturelle de défaut obtenue par des méthodes non destructives sans prendre en compte les tortuosités. Les étapes finales de fermetures des défauts équivalents diffèrent ainsi de leurs géométries originales. L'utilisation de défauts équivalents conduit ainsi à générer des erreurs d'estimation de l'évolution finale des cavités (Saby *et al.* 2013). L'évaluation de ces géométries équivalentes sur l'essai représentatif déployé dans le cadre des présents travaux de thèse est ainsi nécessaire afin d'en caractériser l'impact sur l'évaluation des volumes de défauts en phase finale de fermeture géométrique.

La méthode de détermination de défauts ellipsoïdaux équivalents est appliquée dans le cadre de l'essai représentatif sur le maillage des surfaces des défauts étudiés. Ces derniers sont obtenus à la suite du traitement des résultats de tomographie réalisés en amont de cette étude. Le maillage surfacique ainsi généré est découpé en sections perpendiculaires à l'axe X de l'échantillon distantes d'une longueur correspondante à la plus faible taille de maille utilisée en simulation divisée par deux ($31.25 \mu\text{m}$). Une discrétisation des contours utilisant des voxels de $31.25 \mu\text{m}$ est ensuite réalisée et ces contours sont remplis un à un afin de disposer d'une discrétisation du volume permettant d'appliquer la méthode de génération d'ellipsoïdes équivalents décrite précédemment. Une illustration d'un défaut dans son état initial comparé à son défaut équivalent est présentée Figure 3-13 (défaut T6). Les autres défauts utilisés dans le cadre des présents travaux sont présentés en annexe 7. Les défauts équivalents sont représentés en bleu sur les différentes illustrations.

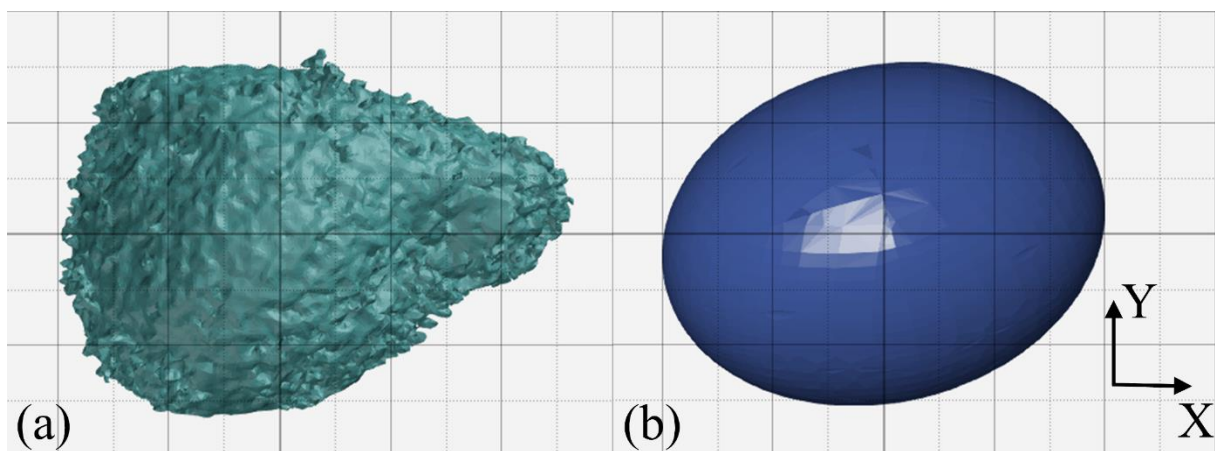


Figure 3-13 (a) Défaut T6 état initial après tomographie et (b) son défaut équivalent (1 carreau = 0.5mm)

Les ellipsoïdes équivalents obtenus par cette méthode sont ensuite caractérisés par leurs demi-axes dans leur repère principal en utilisant la convention suivante ($a < b < c$). Ces grandeurs sont respectivement les dimensions selon les axes du repère principal du défaut (u_1, u_2, u_3). Ces longueurs permettent de définir des facteurs de forme définis par les rapports b/a et c/a caractérisant la morphologie des défauts équivalents obtenus. L'orientation du repère principal des ellipsoïdes est quant à elle définie dans le repère de l'échantillon mis en forme (x, y, z) par les angles d'Euler donnés dans la convention d'Euler-Bunge ($\varphi_1, \phi, \varphi_2$) (Bunge 1982). Ce triplet d'angles définit les rotations suivantes illustrées Figure 3-14 permettant de passer du repère de l'échantillon au repère du défaut défini précédemment :

- φ_1 rotation d'axe z transformant le repère (X, Y, Z) en repère (X', Y', Z')
- ϕ rotation d'axe x' transformant le repère (X', Y', Z') en repère (X'', Y'', Z'')
- φ_2 rotation d'axe z'' transformant le repère (X'', Y'', Z'') en repère (u_1, u_2, u_3)

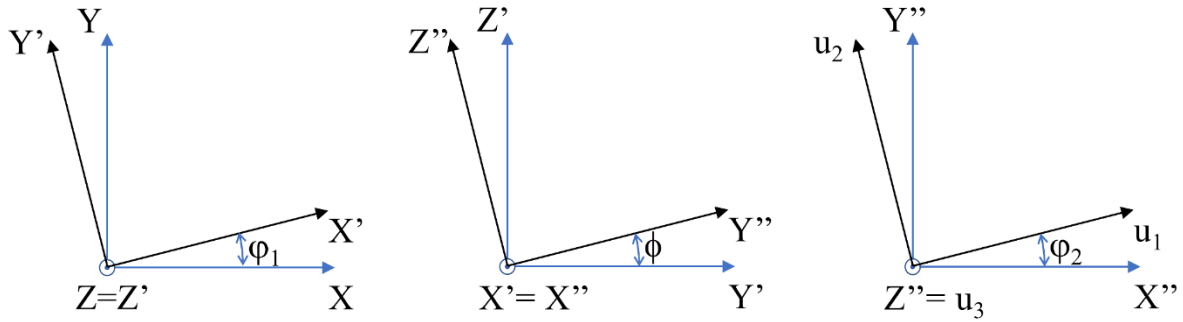


Figure 3-14 Angles d'Euler, convention de Euler-Bunge

Ces données d'orientation peuvent également être enrichies de paramètres dépendant de la direction de sollicitation. Les équations (3-6) à (3-9) définissent ainsi trois paramètres p_1 , p_2 et p_3 permettant d'orienter le repère du défaut par rapport à la direction de la première étape de mise en forme selon la direction du vecteur Y . Ces paramètres sont une adaptation des paramètres définis par Saby et al. (Saby *et al.* 2015b) faisant intervenir la direction principale de déformation à la place de la direction de déplacement de l'outillage de mise en forme.

$$p_1 = (\mathbf{u}_1 \cdot \mathbf{Y})^2 \quad (3-6)$$

$$p_2 = (\mathbf{u}_2 \cdot \mathbf{Y})^2 \quad (3-7)$$

$$p_3 = (\mathbf{u}_3 \cdot \mathbf{Y})^2 \quad (3-8)$$

$$p_1 + p_2 + p_3 = 1 \quad (3-9)$$

Les différentes données correspondant aux facteurs de formes et à l'orientation des ellipsoïdes équivalents pour les échantillons étudiés sont présentées Tableau 3-6. Les dimensions et orientations complètes permettant de caractériser les défauts équivalents sont disponibles en annexe 8.

Tableau 3-6 Facteurs de forme et orientations des défauts équivalents (*facteurs p par rapport à la direction de mise en forme X)

Echantillon	Ratio b/a	Ratio c/a	p_1	p_2	p_3	Euler $\varphi_1(^{\circ})$	Euler $\phi(^{\circ})$	Euler $\varphi_2(^{\circ})$	$\beta(^{\circ})$
T6-Initial	1.13	1.49	0.07	0.87	0.06	-76.14	86.81	105.08	14.21
T8-Initial	1.25	1.31	0.02	0.91	0.07	-104.89	89.93	80.99	14.89
T9-Initial	1.14	1.66	0.23	0.74	0.03	-80.49	94.30	61.50	10.42
T10-Initial	1.12	1.44	0.58	0.17	0.26	-120.62	84.09	-24.79	31.13
T11-Initial	1.06	1.77	0.25	0.47	0.28	-9.30	32.73	47.29	84.99
M43-Initial*	1.15	1.71	0.00	0.00	0.99	86.52	92.55	-3.24	4.31

L'orientation des défauts réels et leur morphologie initiale peuvent ainsi être caractérisées à partir des orientations et des facteurs de formes des ellipsoïdes équivalents. On remarque que l'angle (désigné β dans le Tableau 3-6) entre le plus grand demi-axe de l'ellipsoïde équivalent

(u_3) et l'axe de l'échantillon X est proche de 0° (sauf pour T11 et dans une moindre mesure T10). De plus, les rapports b/a des deux demi-axes les plus petits sont proches de 1. Ces deux constatations montrent que, de façon générale, les géométries équivalentes sont proches d'ellipsoïdes de révolution avec un grand axe aligné suivant l'axe de l'échantillon. Ce constat est conforme au processus physique de génération de la porosité.

On peut aussi remarquer que le défaut T8 présente dans son état initial deux facteurs de forme s'approchant de 1.3 permettant de l'assimiler à une sphère légèrement aplatie selon une direction du repère de l'échantillon. Le défaut M43 utilisé dans le cadre des essais de compressions est aligné sur le repère utilisé pour l'essai. La compression est ainsi réalisée de manière colinéaire à un de ses axes principaux.

Les défauts tomographiés, présentés en annexe 7, présentent donc certaines similitudes d'orientation et de morphologique. Les échantillons T10 et T11 présentent toutefois des différences qui permettront une première étude de l'influence de la forme de la porosité.

3.4. Résultats Numériques

3.4.1. Gammes de mise en forme étudiées

Trois protocoles de mise en forme différents ont été déployés sur les modèles numériques développés. Ces trois configurations présentent les propriétés suivantes :

- Essai de compression sur plasto-dilatometre

Pour ce protocole une vitesse de déformation de 20 s^{-1} a été utilisée à une température de $1200 \text{ }^\circ\text{C}$. Une course de déformation de 3 mm ($\varepsilon = 0.45$ au cœur de l'échantillon) et de 4.5 mm ($\varepsilon = 0.84$) sont utilisées lors de ces essais. La représentation numérique de ces essais va quant à elle jusqu'à une course de déformation de 7 mm ($\varepsilon = 1.59$) course de compression maximale du dispositif expérimental.

- Essai représentatif configuration 1

La première configuration de l'essai représentatif mise en place utilise les réglages d'outillage présentés Tableau 3-7. Pour cette configuration d'essai, seuls des essais interrompus ont été réalisés. Cela signifie qu'il y a eu refroidissement jusqu'à température ambiante et réchauffe des échantillons entre les deux étapes de mise en forme. En simulation, cette interruption est modélisée par la réinitialisation du champ de température pour fixer ce dernier à une température homogène correspondant à la consigne de chauffe. Une nouvelle étape de refroidissement correspondant au transfert de l'échantillon entre le moyen de chauffe et l'outillage de mise en forme à réaliser est également ajoutée en début de simulation de l'étape 2.

Tableau 3-7 Réglages outillage en configuration 1 de l'essai représentatif

Etape de mise en forme	Etape 1	Etape 2
Levée (mm)	2	2
Température de chauffe ($^\circ\text{C}$) (valable pour les essais interrompus)	1100 $^\circ\text{C}$	1250 $^\circ\text{C}$

- Essai représentatif configuration 2

La seconde configuration de l'essai représentatif mise en place utilise les réglages d'outillage présentés Tableau 3-8. Cette configuration correspond à la gamme de référence établie pour être représentative d'un procédé de laminage industriel (voir paragraphe 1.4.2.). Pour cette configuration, des mises en forme avec interruption entre les deux étapes et des mises en forme enchaînant les deux étapes ont été réalisées.

Tableau 3-8 Réglages outillage en configuration 2 de l'essai représentatif

Etape de mise en forme	Etape 1	Etape 2
Levée (mm)	2.5	2.5
Température de chauffe (°C) (valable pour les essais interrompus)	1250 °C	1250 °C

Afin de pouvoir comparer les résultats d'évolution des défauts entre les différentes mises en forme, la déformation équivalente calculée au cœur des échantillons avec des simulations sans porosité a été relevée pour toutes les gammes présentées précédemment. Une correspondance entre champ de déformation à cœur et course des différents outillages de mise en forme a ainsi pu être établie. Cette correspondance sera utilisée par la suite pour comparer les modèles entre eux. Les différents résultats obtenus sur des modèles intégrant des défauts avec une représentation en champs complets utiliseront également cette correspondance course/déformation afin de simplifier les comparaisons d'évolution de défaut. L'évolution des défauts sera ainsi présentée en fonction de la déformation qu'aurait subi le cœur de l'échantillon en l'absence de défaut.

3.4.2. Evolution de défauts réels

➤ Données initiales

Les conditions de mise en forme appliquée à chaque échantillon sont présentées Tableau 3-9.

Tableau 3-9 Conditions de mise en forme retenues pour l'analyse numérique

Echantillon	Gamme de mise en forme	Etapes de mise en forme étudié	Enchaînement
T1	Configuration 1	Etape 2	N/A
T2	Configuration 1	Etape 2	N/A
T3	Configuration 1	Etape 2	N/A
T6	Configuration 2	Etape 1 et 2	Interrompu
T8	Configuration 2	Etape 1 et 2	Interrompu
T9	Configuration 2	Etape 1 et 2	Interrompu
T10	Configuration 2	Etape 1 et 2	Continu
T11	Configuration 2	Etape 1 et 2	Interrompu
M43	Plasto-dilatometre	Course 3 mm et 4.5 mm	N/A

Les conditions retenues combinent ainsi des gammes réalisées sur l'essai représentatif intégrant des interruptions entre les étapes de mise en forme et des gammes présentant un enchaînement de ces étapes. Les interruptions correspondent à des conditions expérimentales permettant une analyse des morphologies intermédiaires de défauts entre deux étapes de mise en forme. Des cas sans interruption sont réalisés afin d'évaluer une éventuelle influence du cycle de refroidissement et de réchauffe sur l'évolution simulée et expérimentale des défauts.

Les défauts utilisés dans le cadre de l'étude sont présentés dans le Tableau 3-10. Leur état initial est décrit à l'aide de leurs volumes obtenus sur le modèle de simulation avant compression et par leurs dimensions projetées selon les axes X , Y et Z des repères utilisés sur les modèles numériques pour décrire les échantillons (voir 3.2.). Les facteurs de forme S_x , S_y et S_z sont quant à eux utilisés pour décrire les morphologies apparentes des défauts dans les directions liées au repère de l'échantillon. Leurs définitions sont présentées formule (1-3) à (1-5). Les cotes utilisées ici sont les dimensions projetées des défauts dans le repère de l'échantillon et non les dimensions principales du défaut. Les facteurs de formes fournissent donc une représentation des dimensions apparentes du défaut par rapport aux repères utilisés servant à définir les conditions de sollicitation.

Tableau 3-10 Caractéristiques initiales des défauts obtenues par analyse tomographique, facteurs de forme

Echantillon	Volume initial (simulation) (mm ³)	Dimension projetée selon X (mm)	Dimension projetée selon Y (mm)	Dimension projetée selon Z (mm)	S_x	S_y	S_z
T1 Après étape 1	1.47	6.72	1.00	2.10	4.34	0.23	0.54
T2 Après étape 1	0.79	6.00	1.86	1.76	3.31	0.48	0.45
T3 Après étape 1	2.75	7.39	3.50	2.00	2.69	0.75	0.37
T6 Initial	17.70	4.53	3.13	2.87	1.51	0.85	0.75
T8 Initial	9.58	3.30	2.81	2.27	1.30	1.01	0.74
T9 Initial	17.67	5.02	3.20	2.85	1.66	0.81	0.69
T10 Initial	20.76	3.97	3.74	3.53	1.09	1.00	0.92
T11 Initial	17.69	3.69	4.55	3.34	0.94	1.29	0.81
M43 Initial	17.67	5.55	2.56	2.86	2.05	0.61	0.71

Concernant les facteurs de forme, S_y est à privilégier pour la première étape de mise en forme et S_z pour la seconde étape de mise en forme de l'essai représentatif. Ces facteurs de forme sont respectivement ceux dans la direction Y de sollicitation de l'étape 1 et dans la direction Z de sollicitation de l'étape 2. Pour l'échantillon M43 mis en forme par compression sur plasto-dilatometre, le facteur de forme S_x est le plus pertinent pour décrire le défaut dans la direction de mise en forme impliquée sur cet essai.

Les différentes dimensions des défauts sont également consignées dans le Tableau 3-11 présentant les rapports sur les grandeurs initiales du défaut par rapport aux directions utilisées par l'étape de mise en forme considérée. Les décentrages des centres de gravité des défauts Y_0 et Z_0 respectivement selon Y et Z sont également présentés dans ce tableau.

Tableau 3-11 Rapports de forme initiaux des défauts et décentrage

Echantillon	h_0/l_0	h_0/w_0	h_0/H_0	Décentrage sur Y Y_0 (mm)	Décentrage sur Z Z_0 (mm)
T1 Après étape 1	2.10	0.31	0.07	0.56	-0.85
T2 Après étape 1	0.95	0.29	0.06	-0.23	-0.67
T3 Après étape 1	0.57	0.27	0.07	-1.29	-0.51
T6 Initial	1.09	0.69	0.12	-0.25	0.77
T8 Initial	1.24	0.85	0.10	-0.04	0.27
T9 Initial	1.12	0.64	0.12	0.64	0.59
T10 Initial	1.06	0.94	0.14	0.30	0.73
T11 Initial	1.36	1.23	0.17	-0.08	0.25
M43 Initial	2.17	1.94	0.55	N/A	N/A

Les dimensions h_0 , l_0 et w_0 utilisées ici correspondent respectivement à la hauteur du défaut, la largeur du défaut dans la section transverse et à la largeur du défaut dans la direction longitudinale de l'échantillon avant la réalisation d'une étape de mise en forme.

La grandeur h_0 correspond ainsi à la dimension projetée du défaut selon la direction de mise en forme, w_0 à la dimension projetée selon l'axe longitudinal de l'échantillon (X pour l'essai représentatif) et l_0 correspond à la dimension projetée selon la troisième direction. En d'autres termes, ces grandeurs définies permettent de désigner les grandeurs projetées dans le repère de l'échantillon (voir Tableau 3-10) avec des références dépendant de la direction de sollicitation. La grandeur H_0 désigne quant à elle la dimension initiale de la section de l'échantillon selon la direction de mise en forme considérée.

Les différentes grandeurs définies pour la description des échantillons et des défauts dans le repère de l'échantillon sont présentées Figure 3-15 dans le cadre de la première étape de mise en forme de l'essai représentatif (mise en forme selon la direction Y).

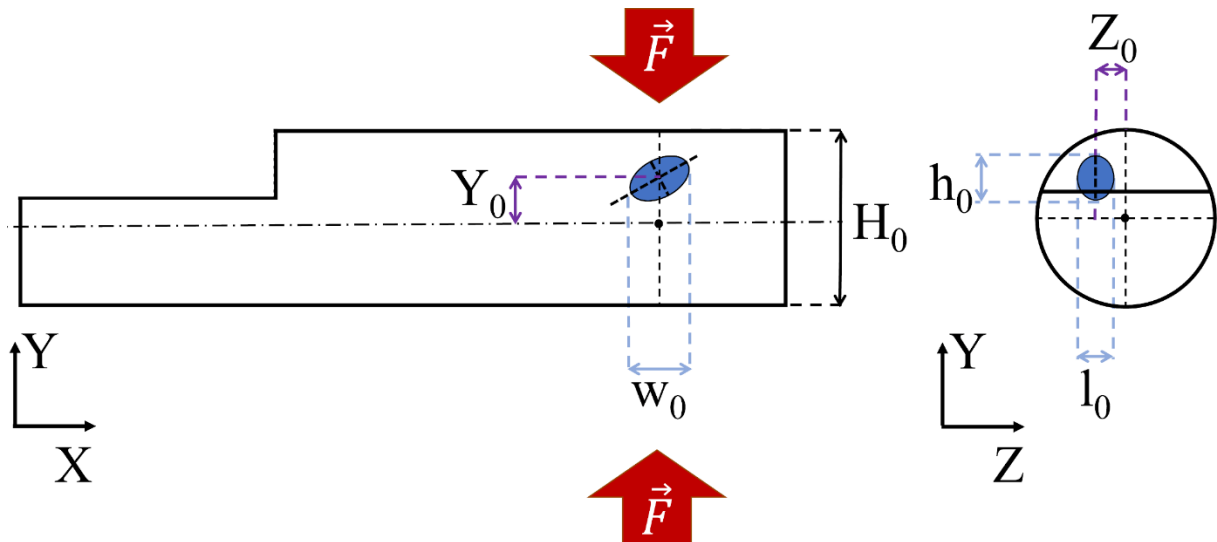


Figure 3-15 Essai représentatif, dimensions projetées du défaut au cours de la première étape de mise en forme

Pour les mêmes catégories d'échantillons, c'est-à-dire les échantillons possédant les mêmes géométries en entrée de la même opération de mise en forme, les différents défauts consignés Tableau 3-10 et Tableau 3-11 présentent des dimensions relatives (rapport h_0/H_0) homogènes. Des rapports compris entre 0.10 et 0.14 sont en effet constatés en entrée de la première étape de mise en forme avec une exception pour T11 présentant un rapport de 0.17. Des rapports compris entre 0.06 et 0.07 sont quant à eux identifiés en entrée de la seconde étape de mise en forme. L'échantillon M43 mis en forme sur plasto-dilatometre présente un défaut ayant une dimension significative par rapport à la direction de mise en forme ($h_0/H_0 = 0.55$) conduisant à une importante influence non négligeable du défaut sur la distribution des champs thermomécaniques dans l'échantillon.

Concernant l'analyse des facteurs de forme, les défauts T6, T8, T9 et T10 montrent une géométrie assimilable à un ellipsoïde de révolution aligné sur l'axe X comme l'a montré précédemment l'analyse de leurs défauts équivalents (partie 3.3.3). Le défaut contenu dans l'échantillon T11 présente quant à lui une singularité morphologique due à la présence d'une excroissance dans le plan YZ (visible en annexe 7) expliquant également la variation observée du rapport h_0/H_0 . Les dimensions projetées mesurées sur ce défaut ne prennent également pas en compte intégralement l'excroissance identifiée pouvant ainsi influencer les analyses effectuées sur ce défaut.

Les échantillons soumis à la première étape de mise en forme présentent ainsi globalement une orientation et des facteurs de formes similaires. Ils peuvent cependant être regroupés de la manière suivante :

- T6, T9
- T8, T10
- T11

Le premier groupe constitué de T6 et T9 présente des échantillons avec des élancements selon l'axe X de l'échantillon plus importants ($S_x > 1.5$). Les rapports de forme transverses sont quant à eux semblables avec des valeurs de S_y et S_z de (0.85, 0.75) et (0.81, 0.69) pour T6 et T9

respectivement. L'analyse de leurs défauts équivalents présentés Tableau 3-6 montre également des orientations similaires avec un axe principal du défaut proche de l'axe longitudinal de l'échantillon (visible également sur les représentations en annexe 7).

Les défauts T8 et T10 présentent en comparaison avec la catégorie précédente des dimensions moins étirées selon l'axe X avec des facteurs de forme S_x de respectivement 1.30 et 1.09 pour T8 et T10 dans cette direction. Leurs rapports de forme transverses sont également proches avec des couples (S_y, S_z) valant respectivement (1.01, 0.74) et (1.00, 0.92). Ces défauts présentent donc des facteurs de forme proches.

Le défaut T11 présente quant à lui un facteur de forme selon la direction de mise en forme (selon l'axe Y) plus importante du fait de la présence d'une excroissance.

Les défauts T1, T2 et T3 destinés à être mis en forme au cours de la seconde étape présentent un facteur de forme S_x prédominant sur les autres résultant d'un allongement des cavités provoqué par la première étape de mise en forme. Les facteurs de forme suivant Z sont similaires et aux alentours de 0.45. Dans la direction Y des variations notables sont identifiées entre les échantillons avec des valeurs de respectivement 0.23, 0.48 et 0.75 pour T1, T2 et T3.

Le défaut contenu dans l'échantillon M43 est aligné avec l'axe X de l'échantillon et présente des dimensions transverses projetées équivalentes. Ce défaut est ainsi comprimé selon sa dimension principale comme constaté lors de l'analyse des données Tableau 3-6.

L'intégralité des dimensions, rapports et facteurs concernant les défauts analysés sont consignés en annexe 9. Lorsqu'un ellipsoïde équivalent a été calculé pour le défaut (voir Tableau 3-6), des informations sur son orientation peuvent être obtenues à partir des géométries équivalentes. Le couple de paramètres (p_1, p_2) sera ainsi utilisé pour caractériser l'orientation des défauts par rapport à la première direction de mise en forme (voir équations (3-6) à (3-9)).

➤ Analyse qualitative

- Essai de compression sur plasto-dilatometre

L'échantillon mis en forme lors de l'essai de compression sur plasto-dilatometre présente une porosité initiale dont la dimension la plus importante est alignée avec la direction de compression. La Figure 3-16 présente la forme de la cavité interne de l'échantillon M43 à un état intermédiaire et en fin de compression. Sur cette figure les zones d'auto-contact sont mises en évidence par la couleur jaune affichée sur les éléments en contact. Les nœuds mis en contact sont quant à eux matérialisés par des points jaunes.

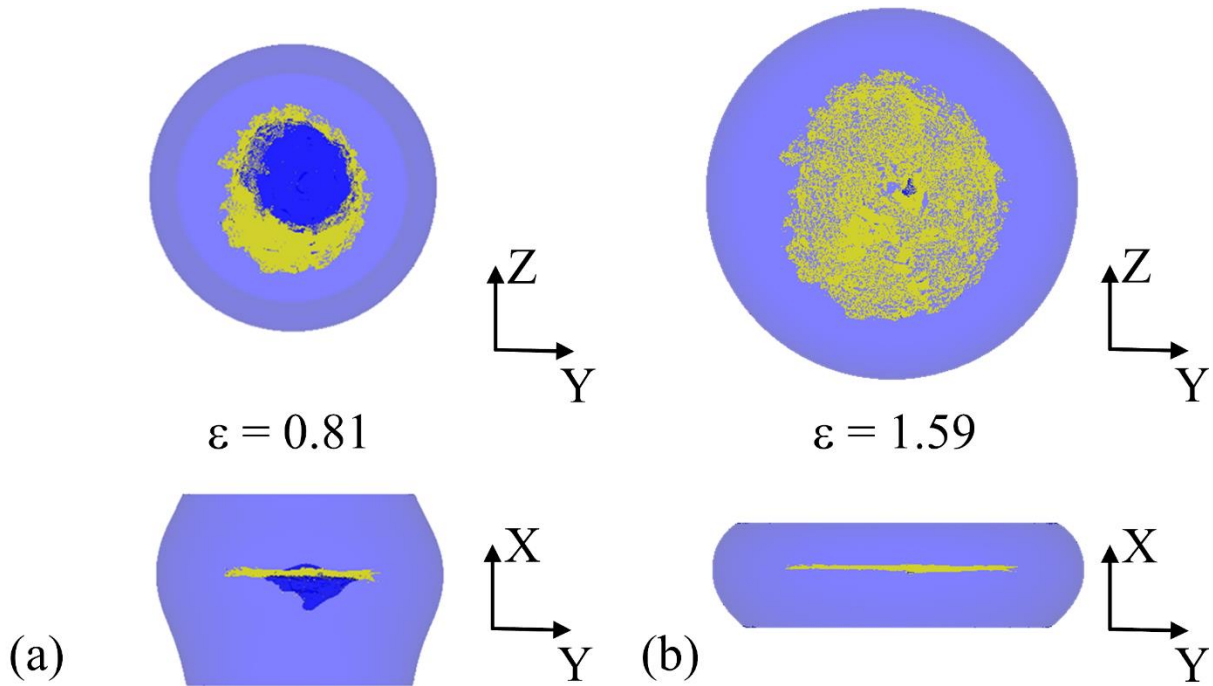


Figure 3-16 Evolution défaut échantillon M43 (a) course de déplacement 4.4 mm (déformation au centre $\varepsilon = 0.81$), (b) course de déplacement 7 mm ($\varepsilon = 1.59$)

La Figure 3-16 (a) met en évidence un phénomène de mise en auto-contact de la surface de la porosité commençant par sa périphérie et formant ainsi une surface de cicatrisation potentielle du défaut perpendiculaire à la direction de sollicitation de l'échantillon. Cette surface s'étend lors de la poursuite de la compression de l'échantillon.

La Figure 3-16 (b) présente le même défaut refermé en fin de course de compression. L'interface entre l'échantillon et la cavité reste encore observable sur le maillage, la présence d'éléments en jaune laisse cependant supposer un auto-contact entre les deux lèvres du défaut sur une partie importante de la cavité résiduelle (zone sombre au centre de la Figure 3-16 (b)). Ce type de résultat met en évidence une des limitations du choix de la taille de maille. Cette dernière ne permet pas en effet de suivre de manière précise la fermeture totale d'une porosité. L'utilisation d'une géométrie « réelle » accentue cette limitation par la multiplication des surfaces de contact lors de la fermeture géométrique ayant pour conséquence la formation d'une multitude de microcavités ne pouvant être suivies par le modèle en champs complets. Ce comportement des cavités naturelles a été observé expérimentalement par Hauri et al. (Hauri *et al.* 2018).

- Essai représentatif

Dans le cadre de l'essai représentatif, les deux premières étapes de mise en forme ont été utilisées pour l'analyse de l'évolution de porosités. La première étape de mise en forme présente un déplacement de l'outillage selon la direction Y de l'échantillon. Pour la seconde étape de mise en forme, l'échantillon effectue une rotation de 90° autour de l'axe X permettant de réaliser une mise en forme selon la direction Z .

Concernant les porosités mises en forme au cours de l'essai représentatif, les Figure 3-17 (a) et (b) mettent en évidence un début de fermeture du défaut en périphérie dans le plan XZ

perpendiculaire à la direction de mise en forme lors de la première étape. Ces zones de fermetures sont mises en évidence par la couleur jaune révélant les zones d'auto-contact. Lors de la première étape, le défaut de l'échantillon T8 passe ainsi d'une forme proche d'une sphère à une forme proche d'un ellipsoïde avec une section dans le plan YZ illustrée Figure 3-17 (b) présentant un net élanement de sa morphologie selon l'axe Z .

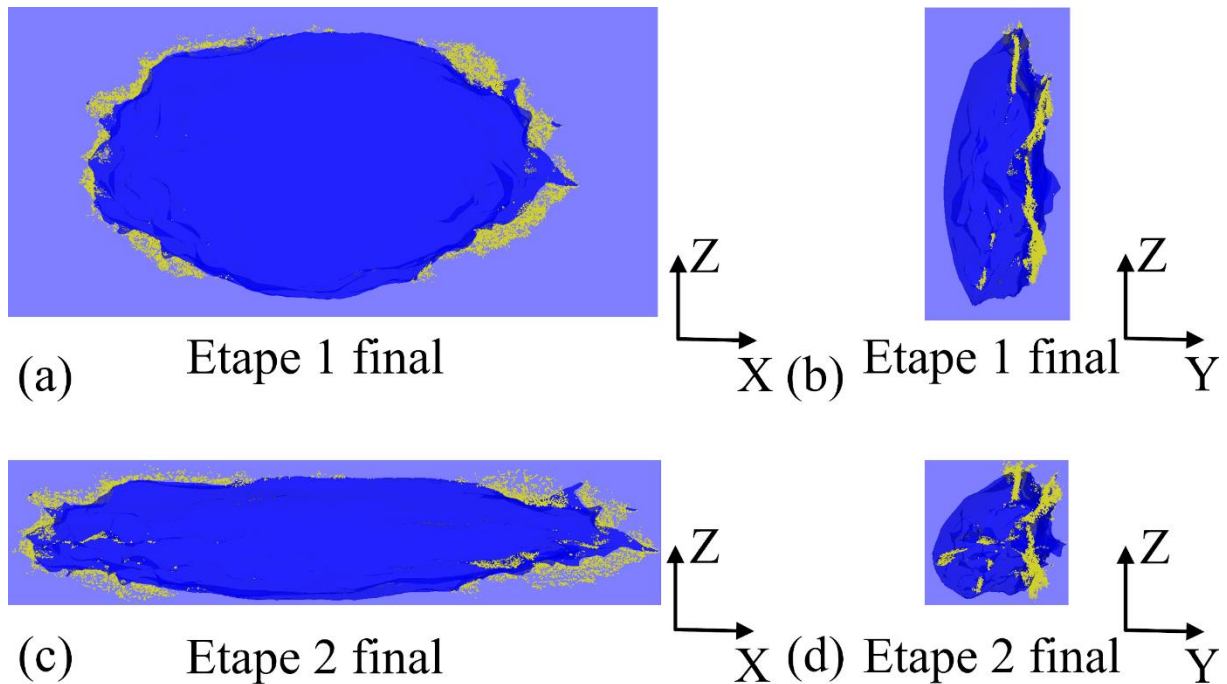


Figure 3-17 Sections après mise en forme du défaut contenu dans l'échantillon T8 (forme assimilable à une sphère)

En matière de facteurs de forme apparents, un couple (S_y, S_z) de (1.01, 0.74) est mesuré en entrée de la première étape. Les rapports h_0/l_0 et h_0/w_0 du défaut sont quant à eux de 1.24 et de 0.85. Le défaut initial présente ainsi une section apparente ayant une dimension légèrement plus importante dans la direction de mise en forme de l'étape 1 (direction Y) dans le plan YZ .

En entrée de la seconde étape de mise en forme, le couple (S_y, S_z) prend les valeurs (0.30, 0.89) et les rapports h_0/l_0 et h_0/w_0 du défaut sont de 2.38 et de 0.55. La section en sortie de première étape du défaut dans le plan de l'outillage YZ est cette fois-ci significativement allongée dans la direction de mise en forme (direction Z) conséquence du changement de forme identifié Figure 3-17 (b).

En fin de seconde étape de mise en forme, la section du défaut laisse apparaître une section quasi circulaire dans le plan YZ (voir Figure 3-17 (d)). Un allongement significatif selon la direction longitudinale de l'échantillon est une nouvelle fois observé. Lors de cette seconde étape, aucune ligne claire de cicatrisation n'est observable dans le plan perpendiculaire à la sollicitation (plan YX). Seules quelques zones d'auto-contact sont identifiables aux extrémités du défaut et sont visibles Figure 3-17 (d).

L'observation de coupes réalisées dans le plan YZ (voir Figure 3-18 (a) et (b)) ne permettent pas d'identifier lors de l'étape 2, la réouverture d'auto-contacts formés au cours de l'étape 1.

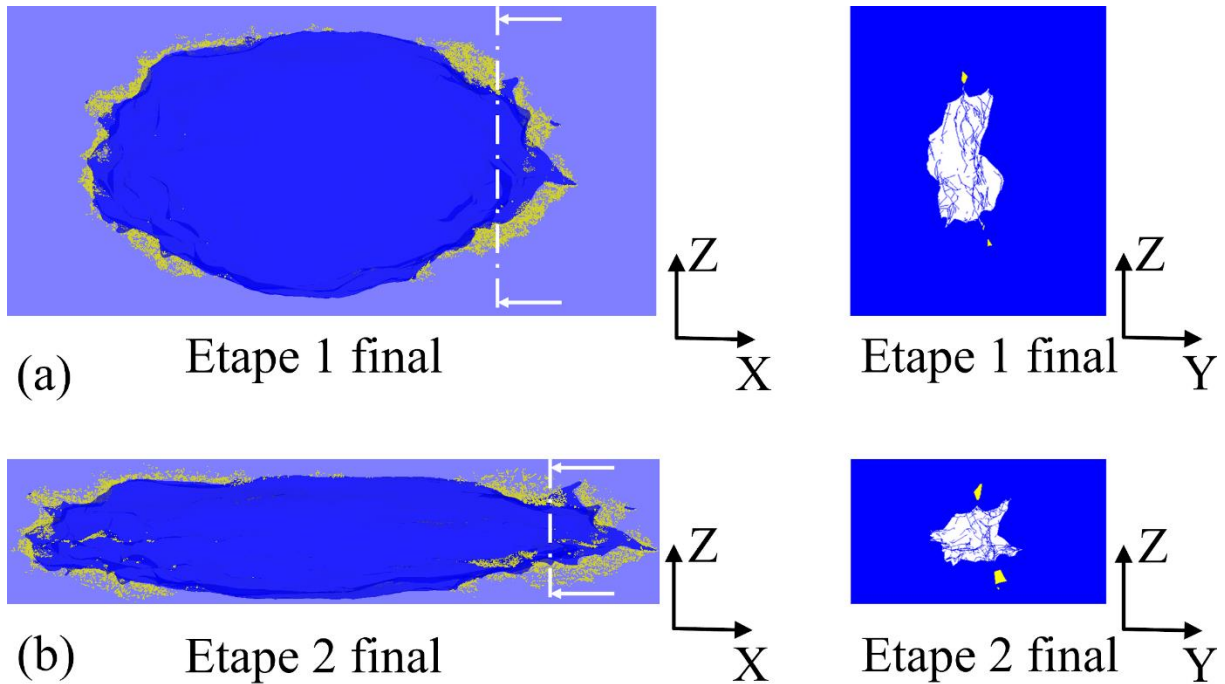


Figure 3-18 Vues en coupe de la zone de contact plan YZ (échantillon T8) (a) étape 1 de l'essai représentatif et (b) étape 2

Les projections obtenues dans les plans YX et ZX pour le défaut T8 sont présentées en annexe 10 en complément des illustrations précédentes.

L'évolution morphologique du défaut T9 assimilable à un ellipsoïde de révolution centré sur X est présentée Figure 3-19. Après la première étape de mise en forme, l'échantillon est étiré significativement selon la direction X et de manière moindre selon la direction Z perpendiculaire à la sollicitation. L'échantillon présente ainsi une section elliptique dans le plan YZ . Une mise en contact des parois du défaut sur sa périphérie localisées dans le plan XZ perpendiculaire à la direction de mise en forme est une nouvelle fois observées (voir Figure 3-19 (a) et (b)) avec une ligne d'auto-contact d'avantage marquée (zone jaune) que celle identifiée dans le cadre de l'échantillon T8 Figure 3-17.

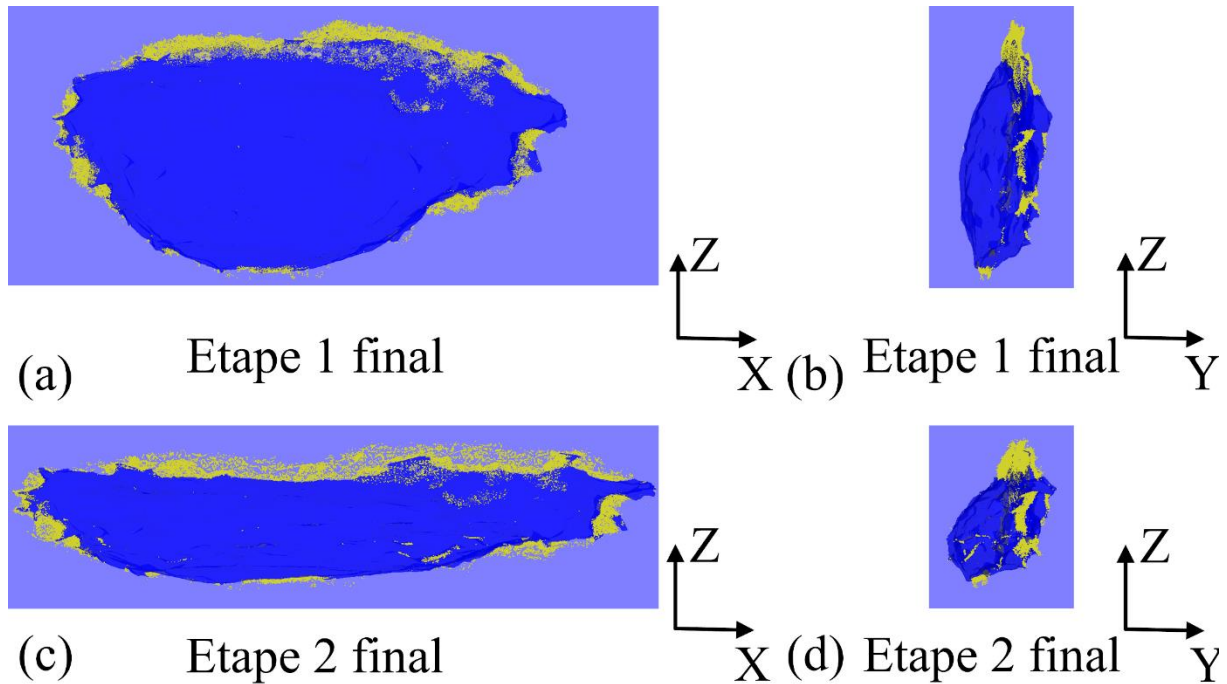


Figure 3-19 Sections après mise en forme du défaut contenu dans l'échantillon T9 (forme assimilable à un ellipsoïde)

En termes de facteur de forme, le défaut contenu dans l'échantillon T9 présente un couple de facteurs (S_y, S_z) de $(0.81, 0.69)$ ainsi qu'un rapport h_0/l_0 initial de 1.12 dans son état initial. Le rapport h_0/w_0 est quant à lui de 0.64. Ce défaut présente ainsi une section initiale quasi circulaire dans le plan YZ et un élancement initial selon la direction X plus important que celui présenté par le défaut contenu dans l'échantillon T8. L'orientation initiale de la dimension principale de ce défaut pseudo-ellipsoïdal est également approximativement alignée avec l'axe X de l'échantillon comme présenté Tableau 3-6 et en annexe 8.

En entrée d'étape 2, le défaut T9 présente un couple de facteurs de forme (S_y, S_z) de $(0.22, 0.79)$. Un rapport h_0/l_0 de 2.86 et h_0/w_0 de 0.46 sont mesurés. Après la première étape de mise en forme, un défaut possédant une section elliptique dans le plan YZ significativement élancée selon la direction Z est ainsi une nouvelle fois présenté en entrée de la seconde étape de mise en forme.

Après la seconde étape de mise en forme, un allongement du défaut est observé dans la direction longitudinale de l'échantillon X . Dans le plan YZ , la dimension du défaut selon Z est réduite sans observer de dilatation significative selon Y . Des longueurs projetées proches sont ainsi observées selon ces directions et la section du défaut est quasi-circulaire (voir Figure 3-19 (d)). Aucune augmentation significative de la surface d'auto-contact n'est identifiée dans le plan perpendiculaire à la mise en forme XY lors de la seconde étape.

La zone de soudure du défaut est analysée de manière détaillée Figure 3-20 pour les deux étapes de mise en forme de l'échantillon T9.

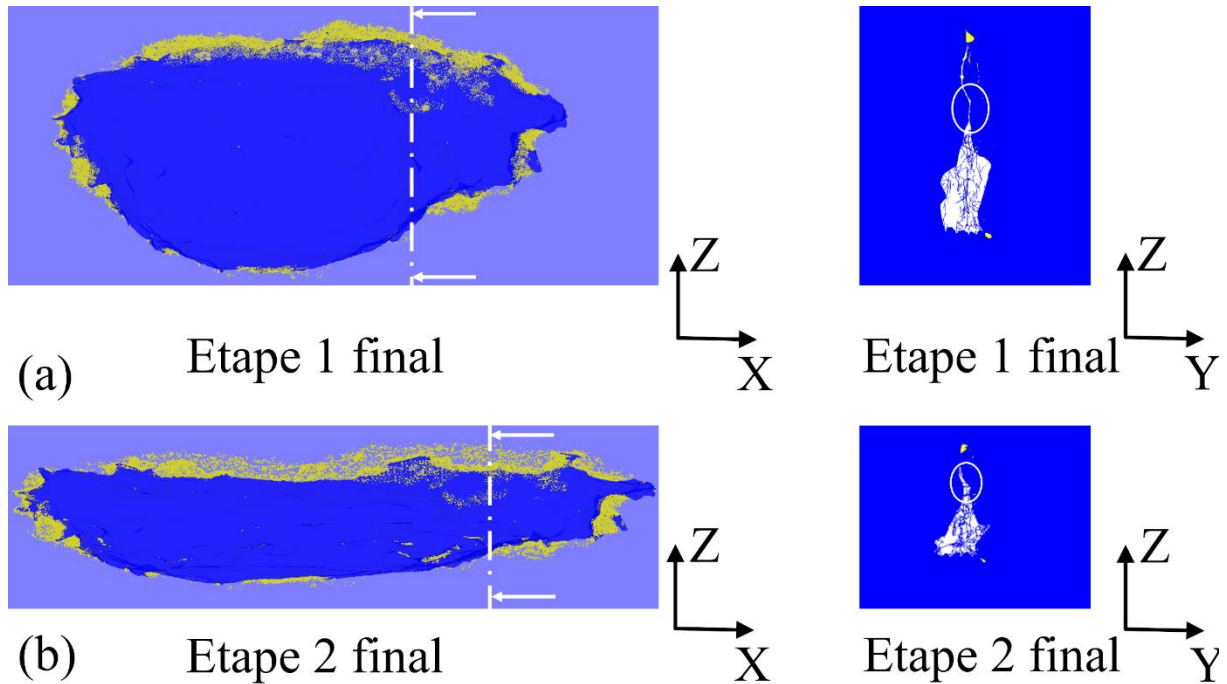


Figure 3-20 Vue en coupe de la zone de contact plan YZ (échantillon T9) (a) étape 1 de l'essai représentatif et (b) étape 2

Un léger décollement est observable au niveau de la ligne d'auto-contact formée au cours de l'étape 1 (côté Z positifs, zones entourées Figure 3-20). Aucune mise en auto-contact supplémentaire n'est visible dans le plan de coupe XY perpendiculaire à la sollicitation sélectionné Figure 3-20 (b) lors de la réalisation de la seconde étape de mise en forme.

Ces deux premiers échantillons observés montrent une tendance générale à la formation d'un défaut possédant une section elliptique s'allongeant selon l'axe Z après la première étape de mise en forme de l'essai représentatif. Cette tendance se confirme sur les autres défauts non analysés en détail par l'observation des facteurs de forme S_y et S_z après la première étape de mise en forme présentant tous des élancements selon Z dans le plan YZ avec des rapports h_0/l_0 compris entre 2.38 et 3.02 montrant une bonne uniformité des dimensions apparentes après la première étape de mise en forme (voir

Tableau 3-12).

Une réduction de cet élancement est ensuite observée au cours de la seconde étape de mise en forme avec la formation de section quasi circulaire ou elliptique présentant un rapport de forme réduit selon Z .

Des zones d'auto-contact significatives sont observées à l'issue de la première étape dans le plan XZ perpendiculaire à la direction de mise en forme. Lors de la seconde étape, seul l'échantillon T10 présente une ligne d'auto-contact dans le plan perpendiculaire à la nouvelle direction de mise en forme. Cette observation est cependant à nuancer dans la mesure où le défaut concerné présente une excroissance en forme de lobe influençant localement l'élancement du défaut comme illustré sur la Figure 3-21.

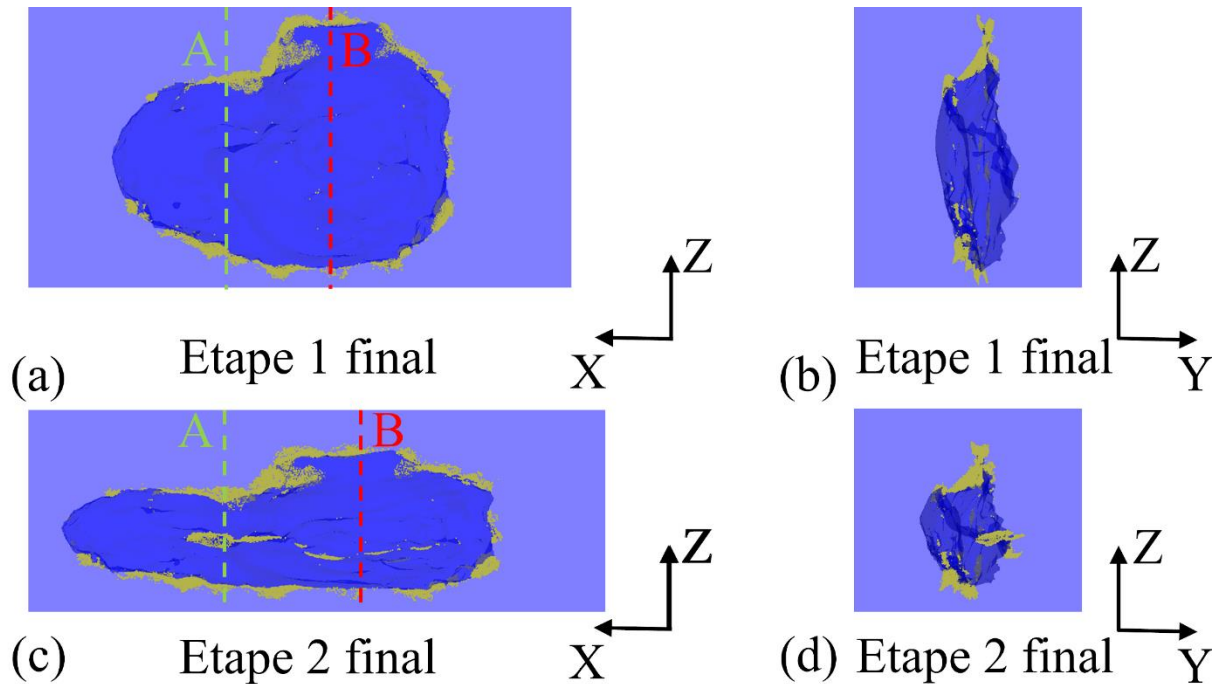


Figure 3-21 Observation détaillée des zones de soudure échantillon T10

La ligne d'auto-contact est en effet observée à l'issue de la seconde étape de manière plus importante dans la zone de la porosité présentant un faible élançement initial selon Z repéré par un trait pointillé vert (A) sur la Figure 3-21 (a) et (c). Le trait rouge (B) représente quant à lui la zone mesurée lors du relevé des dimensions projetées du défaut servant à définir les facteurs de forme.

L'élançement du défaut selon la direction de mise en forme joue ainsi un rôle important dans la fermeture de porosité comme l'ont mis en évidence Kakimoto et al. (Kakimoto *et al.* 2010) lors d'essais de compression de cylindres.

Deux défauts mis en forme uniquement lors de la seconde étape sont présentés Figure 3-22. Ces défauts contenus dans les échantillons T1 et T3 présentent respectivement des couples de facteurs de forme (S_y, S_z) de (0.23, 0.54) et (0.75, 0.37) et des rapports h_0/l_0 de 2.1 et 0.57. Ces défauts étant analysés par tomographie uniquement après la première étape de mise en forme, aucune information sur la fermeture du défaut n'est observable en amont de cette seconde étape. Ces défauts présentent également des morphologies élançées selon Z au début de la seconde étape avec des porosités ayant pour spécificité d'être composées de plusieurs cavités. Le défaut T3 présente un élançement réduit selon la direction Z en comparaison des observations réalisées sur les autres défauts (voir

Tableau 3-12) dus à la présence d'une excroissance selon la direction Y non réduite après la première étape de mise en forme (voir annexe 7).

L'observation des morphologies de défauts après la seconde étape ne met pas en évidence la création d'une nouvelle zone d'auto-contact significative dans le plan XY pour le défaut de

l'échantillon T1 présentant le plus grand élanement selon la direction de sollicitation Z (Figure 3-22 (b)). Inversement, l'échantillon T3 présente une ligne d'auto-contact marquée dans le plan XY (Figure 3-22 (d)).

L'influence de l'élanement du défaut selon sa direction de sollicitation sur son évolution est ainsi une nouvelle fois mise en évidence. La présence d'excroissances multiples sur le défaut T3 initial ainsi que la présence de multiples cavités (échantillon T1, T2 et T3) visibles en annexe 10 influence cependant de manière significative les cotes projetées relevées sur le défaut. Ce facteur morphologique est donc légèrement biaisé lors d'une application sur ce type de géométrie disjointe. La constatation réalisée sur l'échantillon T10 et illustrée Figure 3-22 met également en évidence la limitation dans l'utilisation des dimensions apparentes pour caractériser les défauts et leurs facteurs de forme.

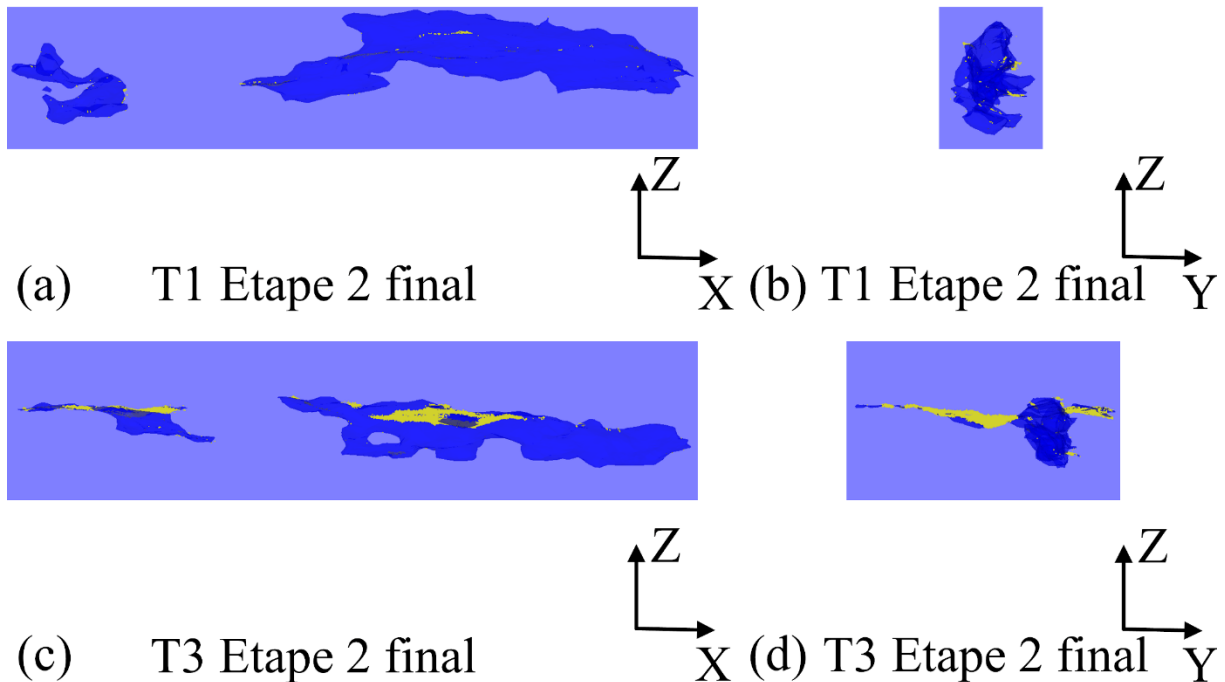


Figure 3-22 Sections après mise en forme dans l'étape 2 des défauts (a)(b) T1 et (c)(d) T3

L'intégralité des dimensions projetées obtenues après la mise en forme de l'étape 1 est présentée Tableau 3-12. Les facteurs de forme obtenus permettent une nouvelle classification des morphologies en début de la seconde étape de mise en forme pour l'intégralité des défauts considérés.

Chapitre 3 : Modèle numérique de l'évolution de porosités

Tableau 3-12 Caractéristiques des défauts obtenues après étape 1 (* données issues de simulation)

Echantillon	Volume initial (simulation) (mm³)	Dimension projetée selon X (mm)	Dimension projetée selon Y (mm)	Dimension projetée selon Z (mm)	S_x	S_y	S_z
T1 Après étape 1	1.47	6.72	1.00	2.10	4.34	0.23	0.54
T2 Après étape 1	0.79	6.00	1.86	1.76	3.31	0.48	0.45
T3 Après étape 1	2.75	7.39	3.50	2.00	2.69	0.75	0.37
T6 Après étape 1*	5.74	5.89	1.06	3.04	2.88	0.24	0.87
T8 Après étape 1*	3.50	4.38	1.01	2.40	2.57	0.30	0.89
T9 Après étape 1*	4.69	6.46	1.04	2.97	3.22	0.22	0.79
T10 Après étape 1*	6.00	5.16	1.27	3.84	2.02	0.28	1.19
T11 Après étape 1*	5.02	4.23	1.65	4.67	1.34	0.37	1.59

Les dimensions obtenues après étape 2 sur les modèles de simulation sont présentées Tableau 3-13. La totalité des dimensions et facteurs de forme des défauts au cours des différentes étapes de mise en forme est également consignée en annexe 9.

Tableau 3-13 Caractéristiques des défauts obtenues après étape 2 (* données issues de simulation)

Echantillon	Volume initial (simulation) (mm ³)	Dimension projetée selon X (mm)	Dimension projetée selon Y (mm)	Dimension projetée selon Z (mm)	S _x	S _y	S _z
T1 Après étape 2*	0.92	8.06	1.00	1.36	6.83	0.21	0.30
T2 Après étape 2*	0.52	7.61	1.42	0.89	6.59	0.33	0.20
T3 Après étape 2*	0.95	9.22	3.59	0.97	4.05	0.70	0.15
T6 Après étape 2*	4.33	7.43	1.22	1.54	5.40	0.27	0.36
T8 Après étape 2*	2.33	5.68	1.16	1.10	5.01	0.34	0.32
T9 Après étape 2*	3.45	8.05	1.23	1.62	5.64	0.25	0.35
T10 Après étape 2*	4.55	6.62	1.51	2.11	3.66	0.35	0.52
T11 Après étape 2*	3.92	5.26	1.60	2.46	2.59	0.41	0.72

Les illustrations des morphologies de cavités obtenues au cours des différentes étapes de mise en forme sont également présentées pour tous les défauts en annexe 10. Les zones d'auto-contact sont représentées en jaune sur les différentes vues de projection. Les défauts sont affichés en transparence au sein des échantillons sur toutes les illustrations.

➤ Analyse quantitative

Une analyse quantitative de l'évolution des défauts est réalisée sur les différentes gammes de mise en forme étudiées. L'évolution des défauts est caractérisée par le suivi du rapport de leur volume courant V sur leur volume en début d'opération V_0 . L'évolution de ces ratios volumiques est tracée en fonction de la déformation équivalente obtenue à cœur avec la simulation de la mise en forme avec un échantillon sans défaut. L'évolution des défauts est une nouvelle fois analysée de manière séparée entre l'échantillon mis en forme lors d'un essai de compression sur plasto-dilatometre et les échantillons mis en forme au cours de l'essai représentatif.

- Essai de compression sur plasto-dilatometre

L'analyse de l'échantillon M43 en fin de course a mis en évidence une fermeture quasi complète du défaut obtenue lors de la course complète de compression simulée. La Figure 3-23 présente en bleu l'évolution du rapport de volume de cette cavité au cours de la course de compression réalisée avec le modèle numérique.

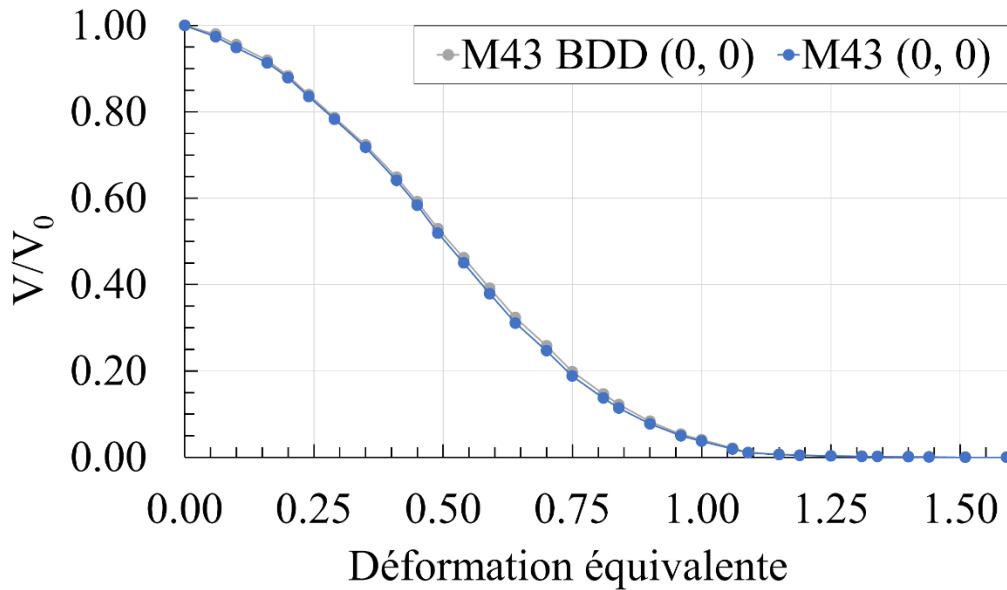


Figure 3-23 Rapport V/V_0 en fonction de la déformation, essai de compression (1200 °C, 20 s⁻¹)

Sur cette courbe un ralentissement de la fermeture du défaut est identifié pour des déformations supérieures à $\varepsilon = 0.75$. Ce niveau de déformation correspond aux observations de mise en auto-contact de la surface du défaut responsable du ralentissement de la vitesse de réduction de son volume. Ce phénomène a également été mis en évidence dans le cadre de mise en forme de défaut sphérique sur des modèles numériques mettant en œuvre des volumes élémentaires représentatifs (Zhang *et al.* 2009).

Une courbe correspondant à un modèle de simulation utilisant une loi de comportement d'Hensel-Spittel disponible dans la base de données du logiciel Forge ® NxT 3.0 est également ajoutée en gris. Cette dernière caractérise une nuance 20MnCrS5 corroyée proche de la nuance étudiée 25MnCrS4 dans un état brut de coulée continue.

L'analyse des courbes ainsi que l'écart relatif absolu moyen (AARE) de 5 % (2 % sur la plage de déformation [0, 0.75]) obtenu entre les deux courbes montre un impact négligeable de la loi de comportement du matériau brut sur l'évolution des cavités maillées explicitement dans le cadre de mise en forme dans des conditions adiabatiques à vitesse de déformation constante.

L'utilisation de conditions adiabatiques limite la présence de gradients thermiques dans l'échantillon au cours de la déformation. L'homogénéité en température et le faible coefficient de frottement de l'essai permettent ainsi d'obtenir un champ de vitesse de déformation et de déformation quasi homogène dans l'échantillon. L'effet de la sensibilité de la contrainte du matériau à la température et à la vitesse de déformation sur la déformation à cœur de l'échantillon est ainsi atténué. Ce constat est également appuyé par le fait que les deux lois d'écoulement étudiées sont somme toute assez proches.

- Essai représentatif

Lors de la première étape de l'essai représentatif, les différents défauts comportant des orientations diverses caractérisées par les couples $(p1, p2)$ définis en (3-6) et en (3-7) montrent des réductions de volume de défauts présentant des vitesses de fermeture similaires. Les courbes obtenues Figure 3-24 possèdent en effet des allures d'évolution du rapport V/V_0 proches au

cours de la première étape de mise en forme pour tous les échantillons considérés avec des pentes variant légèrement entre les différents cas.

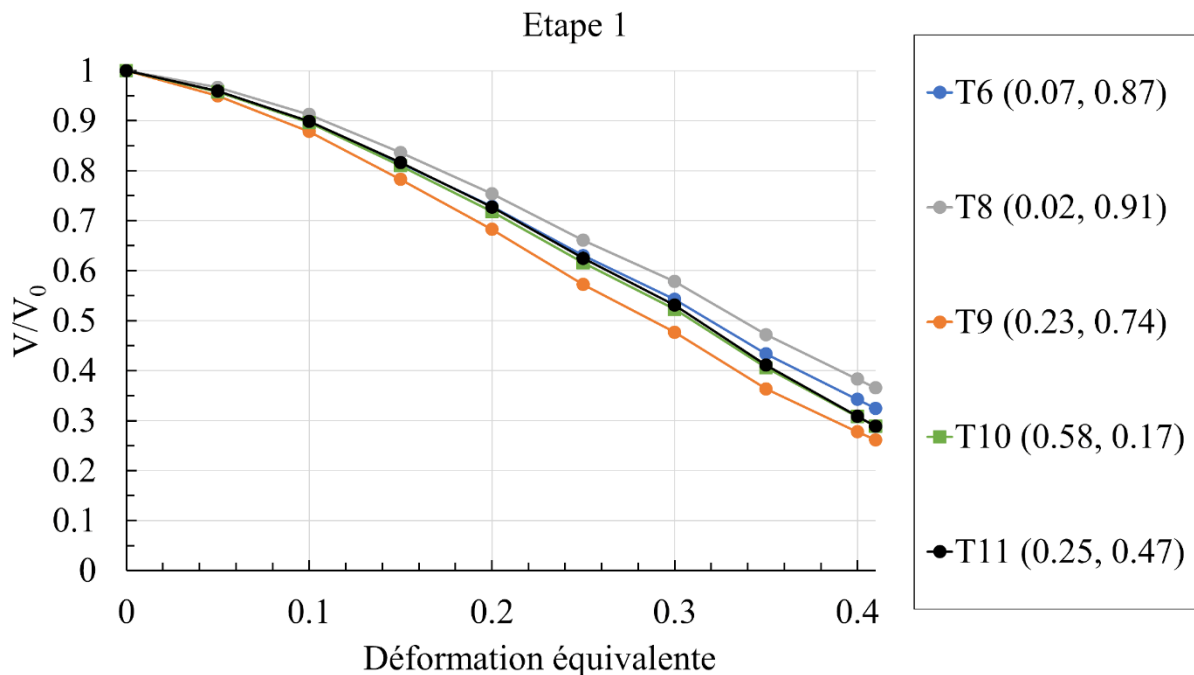


Figure 3-24 Rapport V/V_0 en fonction de la déformation essai représentatif étape 1

Les catégories de défauts définies précédemment selon leurs facteurs de forme (T6 et T9, T8 et T10, T11) ne semblent pas discriminantes pour ce qui est de l'évolution de leur fermeture. Les plages de facteur de forme S_y présentées par ces défauts dans les directions de mise en forme n'influencent pas de manière significative l'évolution du volume de la porosité. On peut toutefois noter que le défaut T8 présentant un rapport S_y/S_z de 1.36 supérieur à celui des autres défauts (entre 1.09 et 1.17, T11 excepté) possède un comportement en fermeture légèrement défavorable.

Les défauts T6 et T10 présentent des courbes d'évolutions similaires bien que ces porosités aient été classées dans deux catégories différentes (voir classification partie 3.4.2). En revanche, les défauts T6 et T10 possèdent des décentrages dans le plan YZ similaires compte tenu des symétries de l'essai. La population de défauts utilisés au cours de la première étape ayant des morphologies assez proches (proches d'ellipsoïdes de révolution allongés suivant l'axe de l'échantillon), il se pourrait que les écarts observés soient en grande partie dus au décentrage des porosités et non à leur différence morphologique.

Dans ces conditions, les variations de comportement observées au cours des mises en forme pourraient être liées davantage aux variations de positionnement des défauts dans la section des échantillons plutôt qu'aux variations de leur morphologie.

L'étape 2 est ensuite analysée pour tous les échantillons. Le rapport V/V_0 est réinitialisé en début de l'opération afin de pouvoir comparer toutes les mises en forme de manière indépendante. L'évolution du rapport V/V_0 est présentée Figure 3-25 pour les différents échantillons. Les courbes présentant des marques circulaires et carrées correspondent respectivement aux essais interrompus et aux essais avec enchaînement. Les symboles

triangulaires caractérisent quant à eux les échantillons ne subissant que l'étape 2 de mise en forme.

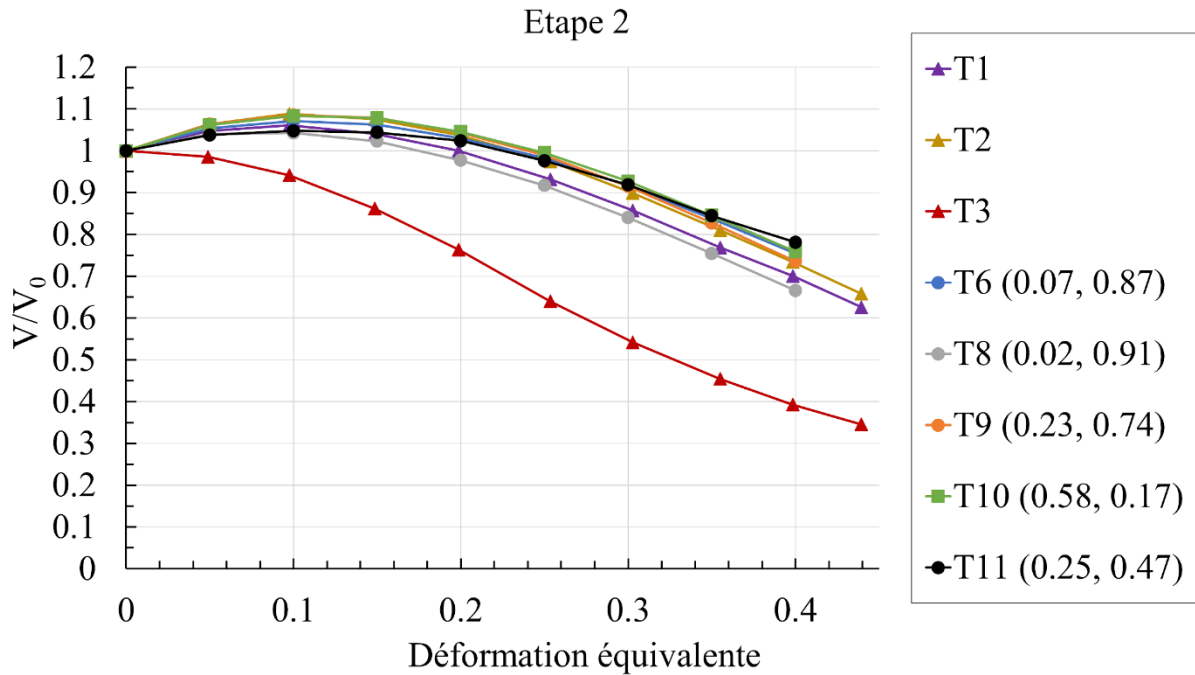


Figure 3-25 Rapport V/V_0 en fonction de la déformation essai représentatif étape 2

Une augmentation du volume est tout d'abord observée en début de déformation pour la quasi-totalité des essais pour ensuite de nouveau décroître en fin d'opération. Cette augmentation a également été observée par Feng et al. (Feng *et al.* 2016) lors de la réalisation d'opérations enchaînées avec alternance des directions de sollicitation. Les valeurs du

Tableau 3-12 montrent qu'à la fin de la première étape, les défauts présentent un facteur de forme dans la direction Z (perpendiculaire à la direction de mise en forme de la première étape) plus important que dans la direction Y (parallèle à la direction de mise en forme de la deuxième étape). Lors de la deuxième étape, le défaut se retrouve donc aplati et parallèle à la direction de mise en forme. Cette forme et cette orientation conduisent lors des premiers instants de déformation à une augmentation du volume de la porosité. Cette étape de mise en forme est illustrée Figure 3-26 par l'évolution du défaut de l'échantillon T9.

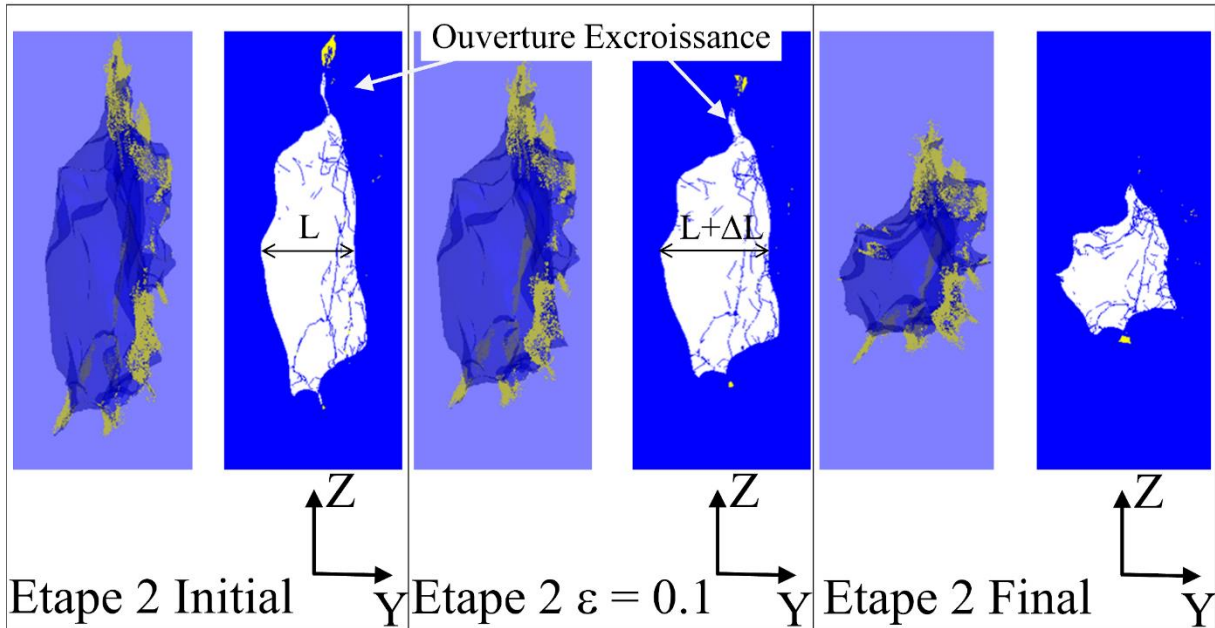


Figure 3-26 Evolution du défaut contenu dans l'échantillon T9, étape 2 de l'essai représentatif

Sur cette illustration, l'évolution du défaut est présentée à trois instants de l'étape 2 par sa morphologie projetée dans le plan XY et par une coupe parallèle au plan XY passant par l'origine du repère ($X = 0$ centré par rapport aux outillages). Le niveau de déformation intermédiaire présenté ($\varepsilon = 0.1$) correspond approximativement au maximum de volume observé. On remarque à cet instant un élargissement de la porosité ainsi que la réouverture d'excroissances identifiées en partie haute de la porosité (selon l'axe Z , voir Figure 3-26). La Figure 3-27 illustre de façon schématique l'évolution de la section transverse (YZ) de la porosité au cours des deux premières étapes de l'essai représentatif.

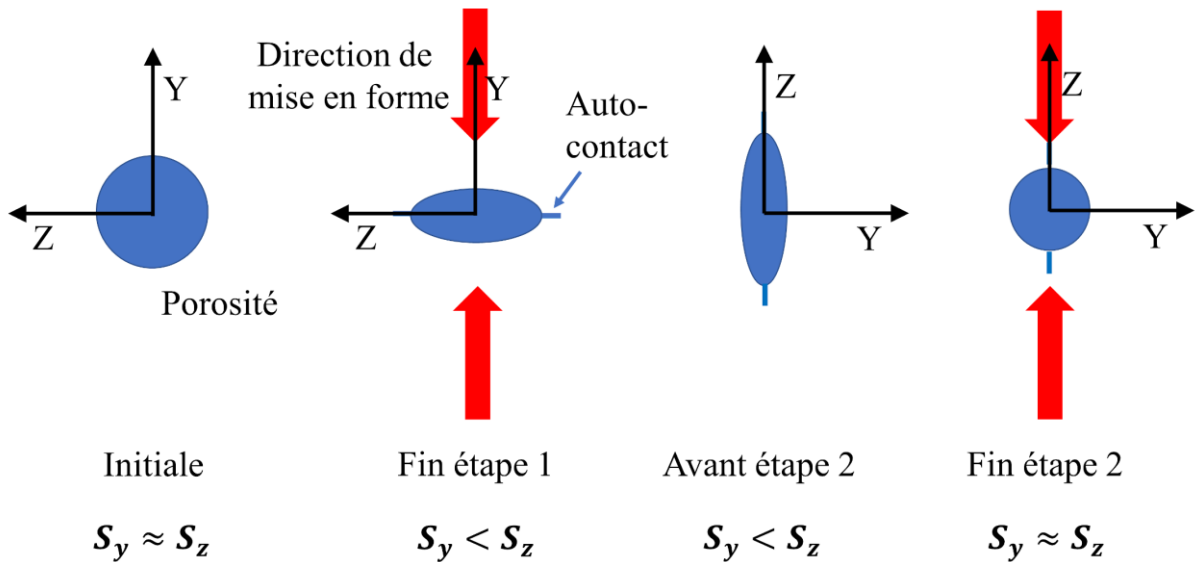


Figure 3-27 Schéma de l'évolution de la morphologie des porosités au cours des deux premières étapes de l'essai représentatif

Les augmentations de volume observées au cours de la seconde étape de mise en forme peuvent s'expliquer par la présence de triaxialités positives observées au début de l'étape 2 comme le met en évidence la Figure 3-28.

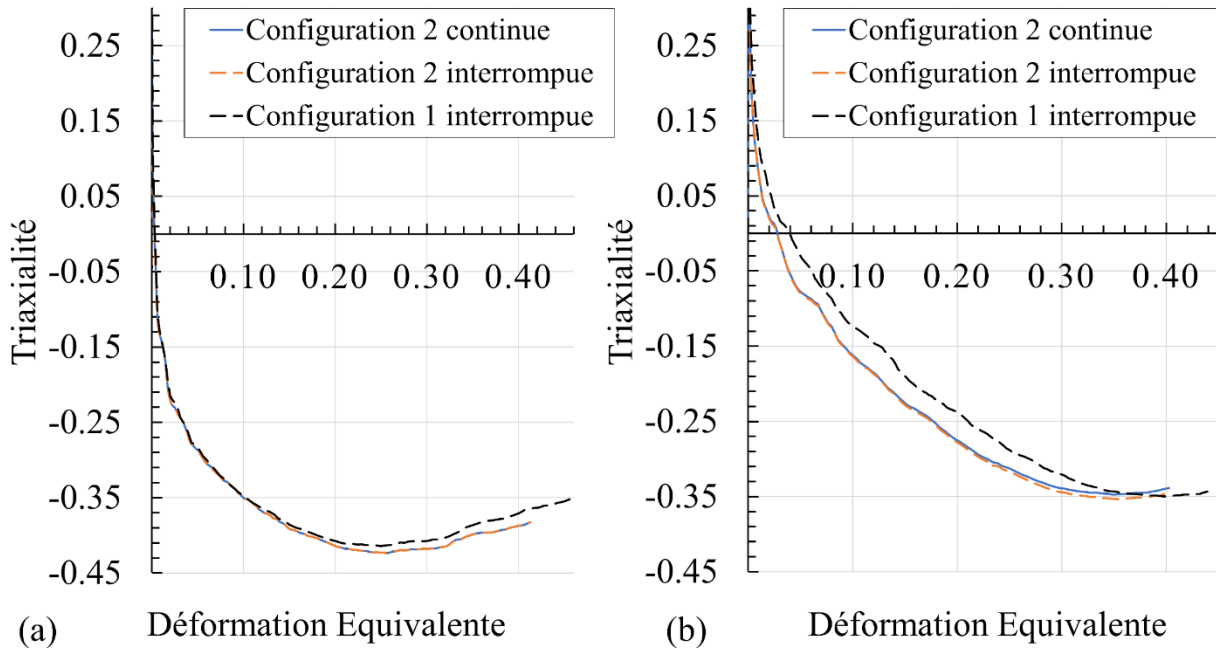


Figure 3-28 Triaxialité au cours de l'essai représentatif dans les différentes configurations (a) étape 1 et (b) étape 2

De tels états de traction à cœur ne sont pas identifiés au cours de l'étape 1 et pourraient expliquer l'impossibilité de contenir l'ouverture des défauts élancés selon la direction de mise en forme et le ralentissement de l'ouverture des défauts ne présentant pas d'élancement ou un élancement perpendiculaire à la direction de mise en forme.

Les courbes d'évolution du volume sont similaires entre les différents défauts car ils présentent tous des facteurs de forme proches à l'issue de l'étape 1. Le seul défaut ne présentant pas une augmentation de volume (échantillon T3) présente un élancement avant l'étape 2 selon la direction de mise en forme Z plus faible que suivant la direction Y ($S_z < S_y$). Cette valeur est proche de celle des autres défauts en début d'étape 1.

Il est à noter que le défaut T2 présente des rapports de forme S_y et S_z identiques en début d'étape 2. Ceci est toutefois dû à la présence d'une cavité de faibles dimensions disjointe de la cavité principale (voir annexe 10). Cette cavité a peu d'influence dans le comportement global de la porosité et donc sur la variation de son volume au cours de la déformation. Le comportement global correspond essentiellement à celui de la cavité principale qui présente un élancement important selon Z en fin d'étape 1 comme les autres porosités étudiées.

L'évolution du rapport V/V_0 est enfin exposée pour la totalité du chemin de déformation Figure 3-29 pour les échantillons subissant les deux premières étapes de l'essai représentatif. Sur cette illustration, les échantillons mis en forme au cours d'essais interrompus sont représentés par des cercles et les essais enchaînés par des symboles carrés.

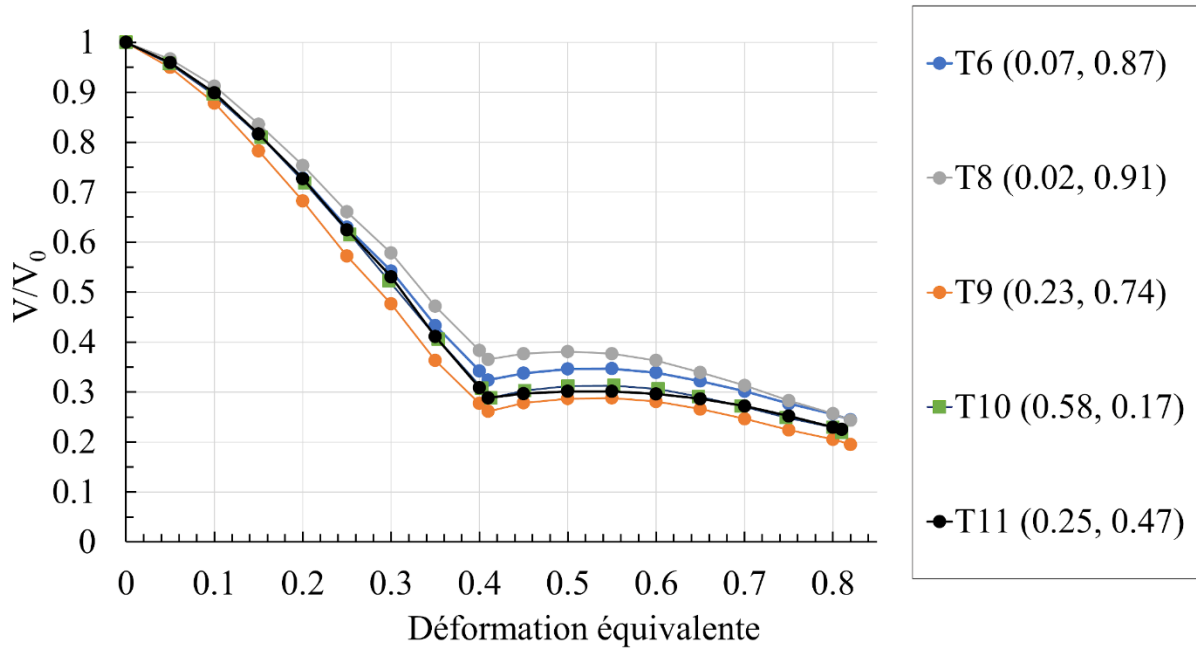


Figure 3-29 Rapport V/V_0 en fonction de la déformation essai représentatif

Les défauts obtenus pour les essais interrompus et continus dans la seconde configuration de l'essai représentatif présentent ainsi des degrés de fermeture équivalents après la réalisation des deux premières étapes de mise en forme. Aucune différence significative n'est identifiée au cours de ces deux étapes conformément aux observations réalisées lors de l'étude séparée de chaque étape.

Le défaut contenu dans l'échantillon T8 présente toutefois une courbe de fermeture légèrement différente des autres cavités. Un élanement légèrement plus important de ce défaut selon la direction Y de mise en forme peut expliquer la difficulté de fermeture observée lors de l'étape 1. Par conséquent, son élanement selon la direction de mise en forme lors de l'étape 2 de l'essai est légèrement inférieur aux valeurs des autres défauts. Sa réduction de volume au cours de la seconde étape est ainsi plus importante. Cette compensation de l'évolution réalisée au cours de l'étape 2 a pour conséquence de réduire les écarts finaux entre les échantillons en termes de rapport V/V_0 et de contribuer à homogénéiser les facteurs de forme en sortie de la seconde étape (voir Tableau 3-13). Le changement de direction de mise en forme au cours de la sollicitation a ainsi tendance à limiter les disparités d'évolution entre les défauts contenus dans les échantillons au cours de l'essai représentatif.

Les autres paramètres caractérisant l'orientation montrent des influences moins marquées sur les courbes d'évolution des défauts. La morphologie des défauts possédant une direction principale globalement alignée avec l'axe longitudinal de l'échantillon (voir annexe 7) explique ces observations. Les différents défauts étant obtenus lors d'un même procédé de solidification, leurs géométries naturelles restent globalement alignées sur l'axe longitudinal de l'échantillon et présentent de faibles variations d'orientations.

Les différents modèles numériques ont permis d'observer des phénomènes de fermeture de porosités. Une fermeture progressive avec formation d'auto-contact évoluant depuis les bordures du défaut a ainsi été observée sur les modèles en champs complets mis en œuvre. Ceci est conforme au phénomène de fermeture géométrique des cavités décrit par Wang et al. (Wang

et al. 1996). L'évolution du volume des porosités est peu influencée par leur orientation, ceci tout du moins, pour les échantillons analysés. L'influence du rapport décrivant la morphologie apparente du défaut a quant à elle été mise en évidence. Des modifications de la courbe d'évolution du volume du défaut ont ainsi pu être observées pour des défauts présentant des élancements singuliers selon la direction de mise en forme en comparaison des autres cavités étudiées confirmant les observations réalisées par Kakimoto et al. (Kakimoto et al. 2010). L'influence de l'élancement a également pu être observée par l'absence de formation de ligne d'auto-contact sur des défauts possédant un élancement prononcé selon la direction de mise en forme.

Enfin, la simulation de l'essai représentatif a pu être mettre en évidence l'influence du changement de direction de mise en forme sur la fermeture des défauts. L'augmentation du volume du défaut immédiatement après un changement de la direction de sollicitation, observé par Feng et al. (Feng et al. 2016), a également été reproduit sur le modèle en champs complets de l'essai représentatif. Cette augmentation est due à la géométrie de la porosité obtenue à la fin de la première étape de mise en forme dont l'élancement et l'orientation sont favorables à une réouverture lors du changement de direction de chargement. Cette croissance pourrait également s'accompagner d'éventuels décollements des zones d'auto-contact obtenues lors de la première étape de mise en forme. Ces constats confirment ainsi que l'alternance des directions de sollicitation est un caractère fondamental de représentativité du procédé de laminage à chaud vis-à-vis du phénomène de fermeture des porosités.

3.4.3. Comparaison défauts réels / défauts équivalents

La pertinence d'utiliser des défauts équivalents est évaluée en comparant l'évolution des rapports V/V_0 des géométries originales et de leurs ellipsoïdes équivalents en fonction de la déformation. Ces rapports sont évalués sur un essai de compression et sur la première étape de l'essai représentatif dans sa seconde configuration.

- Essai de compression sur plasto-dilatometre

Lors de l'essai représentatif à 1200 °C et 20 s⁻¹, l'évolution des rapports du défaut contenu dans l'échantillon M43 et son équivalent (ligne discontinue) sont présentés Figure 3-30. Les deux courbes se superposent jusqu'à un niveau de déformation de 0.5. Après cette valeur, la fermeture est plus importante sur l'échantillon contenant le défaut équivalent. Une fermeture complète est en effet observée pour un niveau de déformation supérieur à 0.9 sur le défaut équivalent contre 1.15 sur le défaut original.

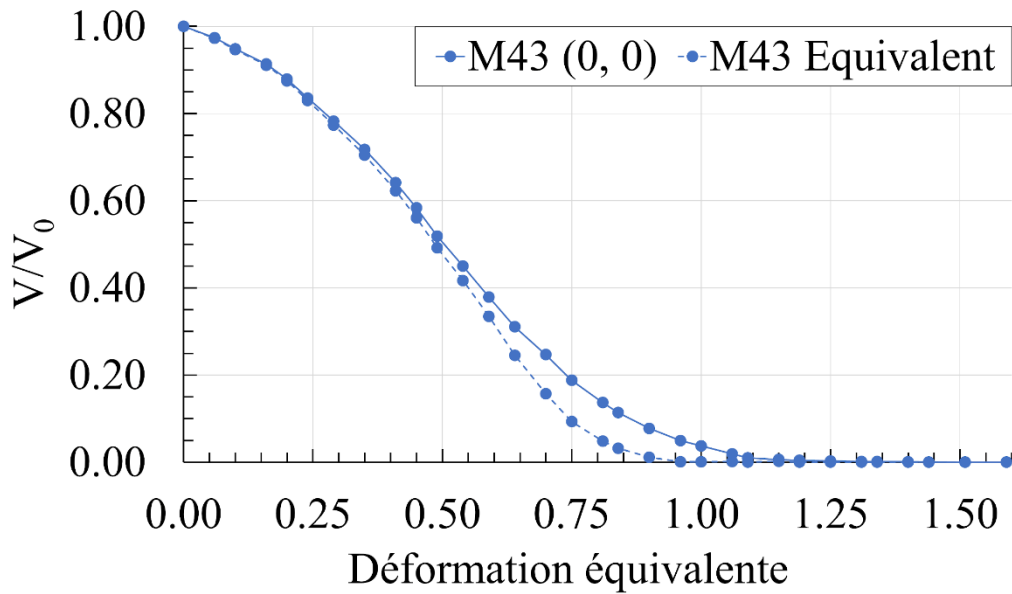


Figure 3-30 Rapport V/V_0 en fonction de la déformation, essai de compression (1200°C , 20s^{-1}), comparaison défauts et défauts équivalents (trait discontinu)

Les morphologies correspondantes aux deux défauts sont illustrées en Figure 3-31 pour deux niveaux de déformation. Le défaut original présente une excroissance présente à sa base (côté négatif de l'axe X) contribuant à repousser les dernières phases de fermeture.

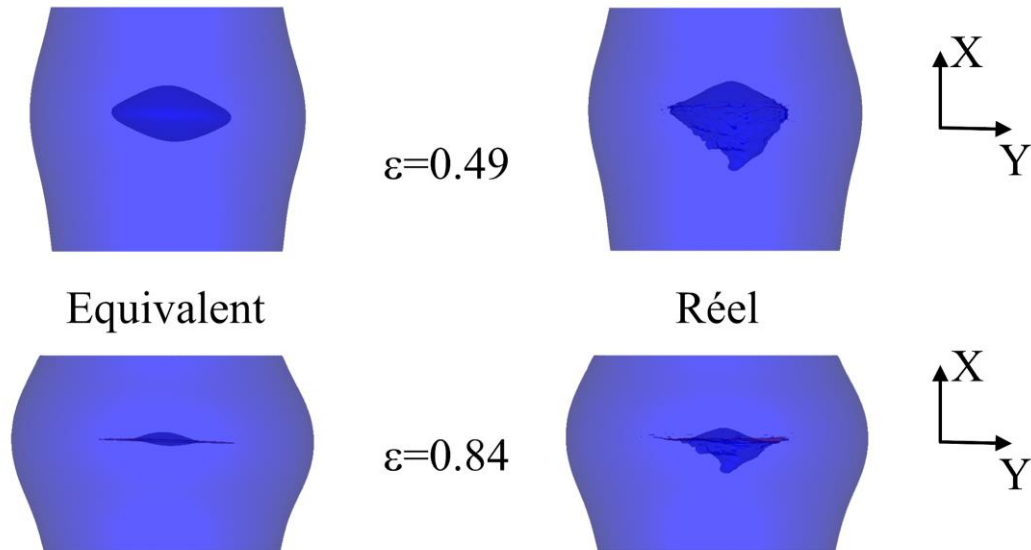


Figure 3-31 Comparaison défaut échantillon M43 réel et M43 équivalent

L'utilisation de défaut équivalent est ainsi adaptée à reproduire l'évolution du volume d'un défaut issu de morphologies obtenues par des processus de solidification naturels. On peut noter, également, la formation d'une surface d'auto-contact à la périphérie des deux types de défauts. Les défauts équivalents ne sont cependant pas adaptés à reproduire l'évolution du volume lors de la fermeture finale du défaut. La surface simplifiée des défauts équivalents a en

effet tendance à sous-estimer le niveau de déformation nécessaire à la fermeture totale. Ce constat a également été effectué par Saby et al. (Saby *et al.* 2013) lors de la comparaison de l'évolution de défauts naturels et de leurs équivalents ellipsoïdaux. Ces auteurs associent ce comportement à l'influence des « tortuosités » de la surface de la cavité. Ceci constitue une limite à l'utilisation des défauts équivalents pour l'analyse de la dernière phase de fermeture de défauts de porosités. La représentation du défaut réel permet d'aller plus loin dans la simulation de la fermeture de la porosité, mais est elle-même limitée notamment par la taille de maille utilisée pour le calcul par éléments finis. Aucun des deux modèles ne permet de simuler la fermeture complète de la porosité.

- Essai représentatif

Concernant l'utilisation des défauts équivalents lors de la première étape de mise en forme de l'essai représentatif, leur application conduit à une surestimation du niveau de déformation nécessaire pour atteindre le même niveau de fermeture comme l'illustre la Figure 3-32. Cette différence semble s'accroître au cours de la déformation.

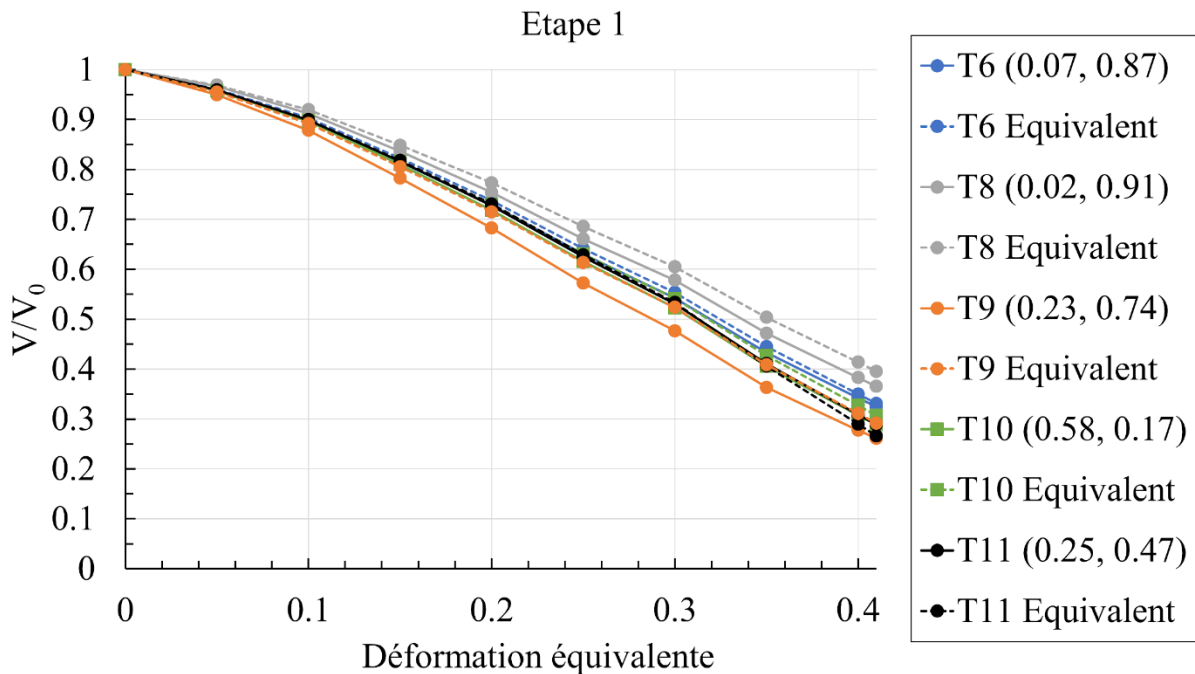


Figure 3-32 Rapport V/V_0 en fonction de la déformation, étape 1 de l'essai représentatif, comparaison défauts et défauts équivalents (traits discontinus)

Les écarts observés sont également différents en fonction de la morphologie initiale du défaut. L'observation des écarts relatifs absolus moyens obtenus sur le rapport V/V_0 semble cependant rester inférieurs à 10 % comme présentés Tableau 3-14.

Tableau 3-14 Essai représentatif : écarts relatifs absolus moyens obtenus par échantillon lors de la première étape de mise en forme, rapport V/V_0

Echantillon	T6	T8	T9	T10	T11
AARE (%)	1.52	4.04	7.00	2.95	1.89

Les différentes morphologies de cavité obtenues après la première étape de mise en forme de l'essai représentatif sont exposées Figure 3-33. Les défauts équivalents représentés en bleu

montrent une reproduction correcte des allures générales des défauts originaux avec notamment une bonne correspondance entre les cotes projetées des deux types de défauts suivant les axes du repère lié à l'échantillon.

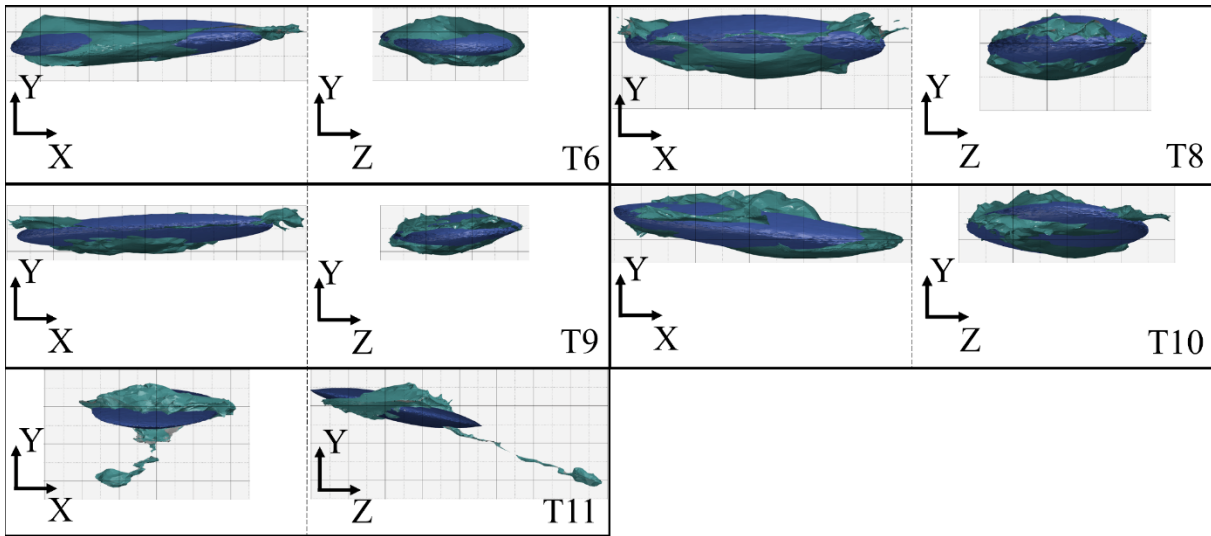


Figure 3-33 Essai représentatif : comparaison des morphologies entre défauts réels (verts) et équivalents (bleus) après la première étape de mise en forme (1 carreau = 0.5mm)

Enfin, la simulation de la première étape de l'essai représentatif en présence d'un défaut naturel nécessite un temps de calcul plus de deux fois supérieur à celui effectué avec un défaut équivalent.

Le recours à des défauts équivalents peut ainsi poser des difficultés lors des étapes finales de fermeture géométrique des cavités. Les défauts équivalents semblent également induire des différences d'évolution des volumes comparés aux défauts originaux avec des niveaux d'écart observés non identiques d'un échantillon à l'autre. Les estimations d'évolution des défauts équivalents sont suffisamment proches des celles des défauts originaux pour être utilisées afin d'alimenter des modèles en champs moyens dans un souci de limiter le temps de calcul nécessaire à ce type d'étude. Leur paramétrage est également bien défini et permet la mise en place aisée de plans d'expériences numériques faisant varier ces paramètres d'entrées pour étudier l'évolution de cavités.

La limitation des défauts équivalents observée en fin de mise en forme est enfin à nuancer. La représentation des dernières étapes de fermeture représente également une des limites des modèles en champs complets mettant en œuvre des morphologies réelles de défaut. Les dernières étapes de fermeture géométrique ne sont également pas correctement représentées par ces modélisations et présentent une limitation liée à la modélisation explicite de défauts. Ce phénomène est donc simplement amplifié sur les défauts équivalents, mais ne constitue pas une limitation critique à l'utilisation de ces modélisations équivalentes.

Il faut aussi noter que les géométries de porosités étudiées se prêtent bien à leur représentation par des ellipsoïdes équivalents. Ceci contribue sans doute aux bonnes correspondances entre les résultats numériques obtenus.

3.4.4. Vers un modèle en champs moyens

L'intérêt de la modélisation numérique des différentes gammes retenues dans le cadre de l'étude de l'évolution de cavités réside également dans la possibilité d'obtenir une évaluation en continu des champs thermomécaniques impliqués dans les zones des échantillons contenant des défauts lorsque ces derniers ne sont pas représentés explicitement.

Les champs thermomécaniques impliqués dans les trois gammes analysées ainsi que leurs variantes incluant des essais interrompus ont ainsi été étudiés au centre des échantillons mis en forme. Les résultats illustrés dans cette partie s'intéresseront uniquement aux valeurs de l'intégration hydrostatique Q obtenues au cours des essais de mise en forme. Ce paramètre est en effet utilisé dans la littérature comme un critère simple d'évolution de défauts. Une valeur seuil de $Q = 0.21$ (Nakasaki *et al.* 2006) modifiée en $Q = 0.85$ (Kukuryk 2019) dans le cadre de processus de mise en forme avec des changements de direction sont en effet proposés dans la littérature comme valeurs permettant d'obtenir une fermeture des porosités au cours des procédés de mise en forme (Kukuryk 2019).

L'évolution de l'intégration hydrostatique au cours de l'essai de compression réalisé à 1200 °C et 20 s⁻¹ est présentée Figure 3-34. Lors de cet essai présentant une compression unidirectionnelle, le seuil de $Q = 0.21$ est dépassé. Les observations effectuées montrent cependant que le défaut contenu dans l'échantillon M43 et son équivalent ne sont refermés que pour des déformations supérieures respectivement à 0.9 et 1.1. Ces deux niveaux de déformation correspondent ainsi à des fermetures complètes observées pour des niveaux d'intégration hydrostatique $Q > 0.39$ et $Q > 0.53$. Ces observations ne sont pas en accord avec le seuil d'intégration hydrostatique communément observé pour obtenir la fermeture des porosités dans la littérature. Cet écart peut s'expliquer par un rapport h_0/H_0 de la hauteur du défaut sur la hauteur de l'échantillon de 0.55 particulièrement élevée ainsi que la largeur du défaut 2.86 mm proche du diamètre initial de 6 mm de l'échantillon. Cette observation confirme la spécificité de l'utilisation de ce type de critère basé sur l'intégration hydrostatique et leurs limitations à l'étude de processus de mise en forme et de morphologies de défauts ayant contribué à leur mise en place. Par exemple, la valeur de 0.85 définie par Kukuryk (Kukuryk 2019) doit correspondre à un procédé d'étirage avec des porosités allongées suivant l'axe du produit étiré et ne peut sans doute pas être étendue simplement à d'autres processus de mise en forme.

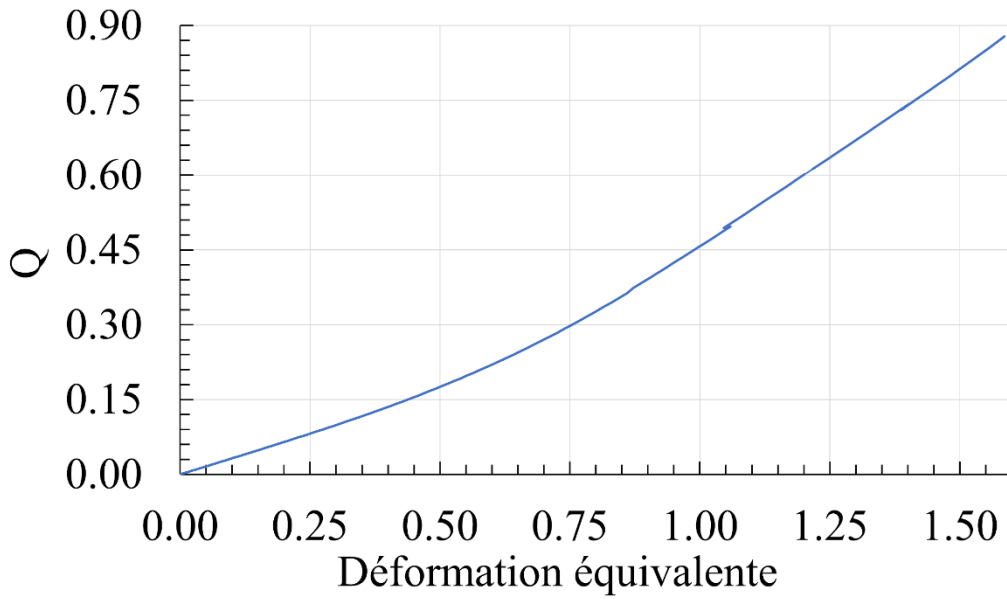


Figure 3-34 Essai de compression, intégration hydrostatique Q en fonction de la déformation équivalente au centre de l'échantillon ($1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 20 s^{-1})

Concernant l'essai représentatif, lors des deux étapes de mise en forme, le seuil de $Q=0.21$ n'est pas atteint comme présenté Figure 3-35. Aucune fermeture de défaut n'a été observée au cours de ces étapes de mise en forme. On peut également remarquer Figure 3-35 (b) que l'interruption effectuée après la première étape n'a que peu d'influence sur le niveau maximum de déformation et sur la valeur d'intégration hydrostatique atteinte.

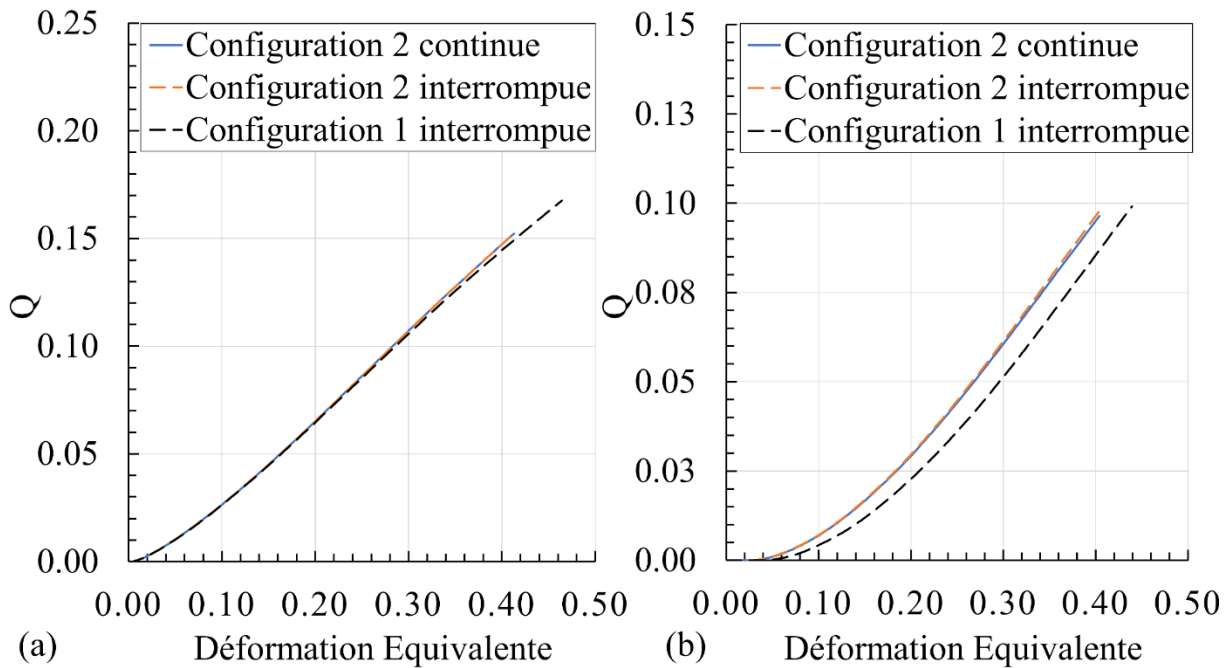


Figure 3-35 Essai représentatif, (a) intégration hydrostatique Q en fonction de la déformation équivalente au centre de l'échantillon au cours de l'étape 1 et (b) au cours de l'étape 2 de mise en forme

Lorsque l'on considère l'évolution de l'intégration hydrostatique cumulée sur la totalité de l'essai (voir Figure 3-36), on remarque que cette dernière dépasse le seuil de 0.21, mais reste en deçà de la valeur 0.85 attendue pour observer la fermeture complète des défauts lors de processus présentant des directions alternées de mise en forme.

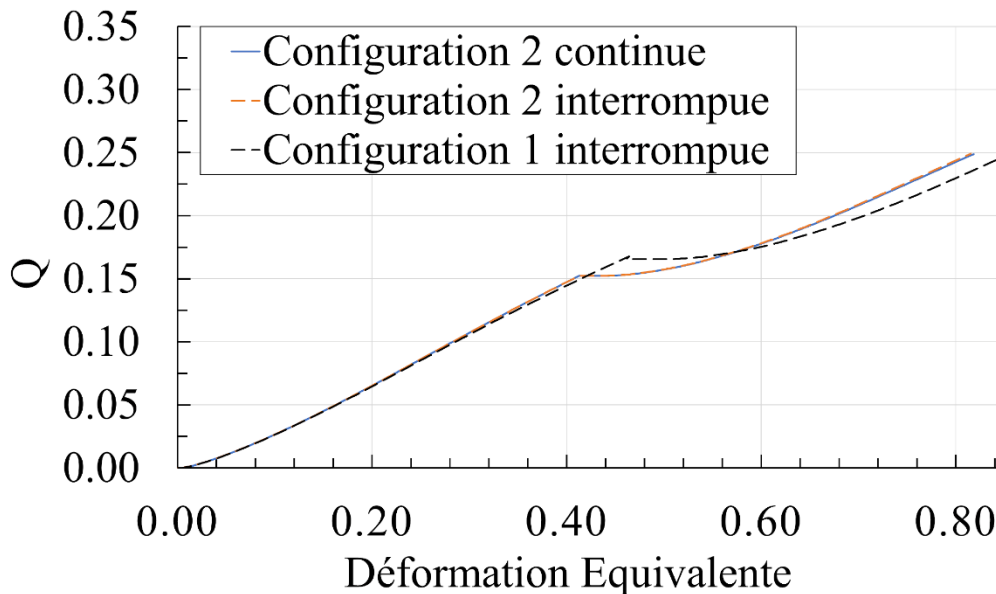


Figure 3-36 Essai représentatif intégration hydrostatique Q en fonction de la déformation équivalente au centre de l'échantillon (étape 1 et 2 cumulées)

L'utilisation de critères en champs moyens se voit ainsi limitée en termes d'application par les conditions de sollicitations utilisées par les modèles en champs complets pour leur identification. Les démarches développées permettent toutefois de contrôler l'évolution morphologique de défauts de porosités et d'obtenir les chemins thermomécaniques impliqués de manière continue dans le processus de mise en forme permettant ainsi d'évaluer la pertinence d'autres critères en champs complets pour effectuer le suivi d'évolution de cavités sur l'essai représentatif.

3.5. Conclusion

Au cours de ce chapitre, la mise en place des modèles de simulation des différents processus de mise en forme étudiés ainsi que les choix de modélisation de ces derniers ont été exposés. L'intérêt de ces simulations repose dans la possibilité d'accéder à des données sur les champs thermomécaniques et sur les évolutions de cavités internes de manière continue tout au long des chemins de mise en forme.

Des modèles de simulation de l'essai représentatif et de l'essai de compression sur plasto-dilatometre ont été mis en place.

Une adaptation des deux modèles a été présentée pour permettre une représentation explicite des défauts présents dans les échantillons mis en forme. Les cavités sont intégrées avec leur géométrie réelle issue de tomographie et par leurs ellipsoïdes équivalents suivant la méthode mise en œuvre par Saby et al. (Saby *et al.* 2013). Cette représentation en champs complets des défauts est réalisée dans un objectif d'étude de l'évolution du volume, des dimensions et de la morphologie des porosités au cours de processus de déformation. La comparaison de ces derniers avec des résultats expérimentaux sera développée au chapitre suivant.

Chapitre 3 : Modèle numérique de l'évolution de porosités

La simulation de l'essai de compression a montré que, excepté sur les derniers instants de fermeture, les variations de volumes obtenues avec l'ellipsoïde équivalent et avec la géométrie réelle sont très proches. Au cours de la fermeture, une zone d'auto-contact se forme depuis la périphérie de la cavité.

La simulation de l'essai représentatif a mis en évidence la formation de zones d'auto-contact dans le plan perpendiculaire à la direction de sollicitation à l'instar de l'essai de compression. Une augmentation du volume de défaut au début de la deuxième étape est identifiée après le changement de direction de mise en forme. Ceci semble dû au facteur de forme et à l'orientation de la porosité atteinte en sortie de la première étape. Il est ainsi mis en évidence l'influence du facteur de forme et de l'orientation de la porosité vis-à-vis des directions de sollicitation. Les zones d'auto-contact formées lors de la première étape semblent s'ouvrir en partie lors de la deuxième étape. En revanche, il ne se forme également pas de nouvelles zones d'auto-contact dans le plan perpendiculaire à la sollicitation.

Le chapitre suivant est consacré à la mise en place expérimentale des essais et à la confrontation des résultats numériques et expérimentaux obtenus.

4. Etude expérimentale de l'évolution de porosités

4.1. Introduction

La validation des modèles numériques d'évolution de porosités en champs complets ou par l'intermédiaire de critères estimant l'évolution de défauts nécessite une confrontation avec des résultats expérimentaux. Cette validation sera d'autant plus pertinente que les expérimentations seront représentatives du processus industriel étudié. L'amélioration de la représentativité des expérimentations doit également se concentrer sur le phénomène physique analysé en assurant en priorité la reproduction des champs thermomécaniques et des paramètres ayant un impact significatif sur ce dernier et identifiés lors du processus de mise en forme industriel. Dans le cadre de l'étude de porosités, la représentativité porte à la fois sur la mise en place de défauts possédant les propriétés morphologiques et physiques typiques de cavités présentes dans les aciers bruts de coulée et sur la mise en place de sollicitations reproduisant les caractéristiques essentielles des procédés (champs thermomécaniques évalués par l'intégrale hydrostatique, alternances des directions de mise en forme ...).

Ce chapitre est ainsi dédié à la mise en place d'un protocole expérimental mettant en œuvre un essai représentatif d'un processus de laminage dans le cadre de l'étude de l'évolution de porosités. Les analyses mises en place pour le contrôle des morphologies des défauts contenus dans les échantillons sélectionnés sont détaillées. Les résultats d'évolution de défauts soumis à plusieurs types de chemins de sollicitations issus d'examen non destructifs sont analysés et confrontés à leur représentation numérique.

L'adaptation de l'essai développé par Chevalier (Chevalier 2016) en vue d'intégrer des porosités naturelles dans le but d'en améliorer la représentativité est détaillée dans un premier temps. L'amélioration de la représentativité se traduit essentiellement par l'intégration de cavités obtenues par solidification naturelle et présentant donc toutes les propriétés morphologiques et physiques d'une retassure (tortuosité, vide et sans oxyde en surface).

Une des difficultés expérimentales réside dans la maîtrise de la position et de l'orientation de la porosité entre les outillages. Un intervalle de tolérance portant sur la position du défaut dans les outillages a été déterminé afin de définir les positionnements admissibles limitant l'impact sur le phénomène d'évolution de cavités. Cet intervalle a ensuite été utilisé pour la conception du mode opératoire de l'essai et, en particulier, pour définir la partie du protocole associée à la maîtrise du positionnement du défaut.

Les résultats de mesures 3D effectuées sur les échantillons après les expérimentations sont présentés et confrontés aux données géométriques issues des simulations numériques en champs complets afin d'estimer la fiabilité des modèles. Une observation des champs thermomécaniques impliqués au voisinage des défauts est également réalisée afin de relier les évolutions géométriques des porosités analysées à la distribution des champs thermomécaniques utilisés dans la littérature pour estimer la capacité de fermeture d'un procédé.

4.2. Evolution de l'essai représentatif

L'évolution de l'essai représentatif décrit au cours du chapitre 1 est effectuée par l'intégration de matériaux bruts de solidification et l'intégration de défauts de type retassure, vides, sans oxyde en surface et présentant des morphologies complexes constituées de nombreuses tortuosités.

4.2.1. Intégration de défauts de type retassures contrôlées

Les éprouvettes réalisées dans le cadre du protocole du CTIF présenté au cours du chapitre 1 sont dans une nuance standard d'acier de fonderie G20Mn5 proche de la nuance faiblement alliée 25MnCrS4 retenue comme support des présents travaux. Les éprouvettes contenant des défauts générés en suivant ce protocole présentent une contrainte dimensionnelle nécessitant une adaptation en vue de leur intégration dans l'essai représentatif. Elles possèdent en effet un diamètre de 13 mm dans la zone contenant le défaut contre un diamètre de 27 mm pour l'éprouvette de l'essai représentatif.

Pour pallier cette difficulté, l'éprouvette de l'essai représentatif va être obtenue par l'insertion d'un barreau de 10 mm de diamètre contenant le défaut dans un conteneur de diamètre extérieur 27 mm. Les conteneurs sont usinés dans des lopins prélevés dans un bloom brut de coulée continue de nuance 25MnCrS4. Les barreaux sont usinés dans les éprouvettes CTIF après localisation du défaut par contrôle radiographique. L'éprouvette assemblée est donc constituée entièrement de matière à l'état brut de coulée afin de constituer une certaine homogénéité d'état métallurgique initial des échantillons et limiter la génération d'états compressifs à cœur dus à des différences de ductilité à chaud entre matériaux bruts et matériaux corroyés.

L'utilisation de deux nuances proches permet également d'obtenir des comportements à chauds présentant des contraintes d'écoulement similaires sur les deux nuances utilisées. Le comportement des barreaux à défaut assemblés dans les conteneurs en 25MnCrS4 peut ainsi être assimilé au comportement d'inclusions dans une matrice possédant un indice de malléabilité similaire. Dans cette situation, la matrice et l'inclusion se déforment sans présenter de décohésion au niveau de l'interface (Yu *et al.* 2009 ; Gupta *et al.* 2015). L'influence de l'assemblage barreau/conteneur sur le comportement à cœur de l'échantillon peut ainsi être considérée comme limitée. Afin d'asseoir cette hypothèse, des expérimentations mettant en œuvre des mises en forme de conteneurs assemblés avec des barreaux sans défaut constitués de la même nuance (25MnCrS4) ont été réalisées et n'ont pas mis en évidence de décohésions entre barreau et conteneur comme illustré par la Figure 4-1.

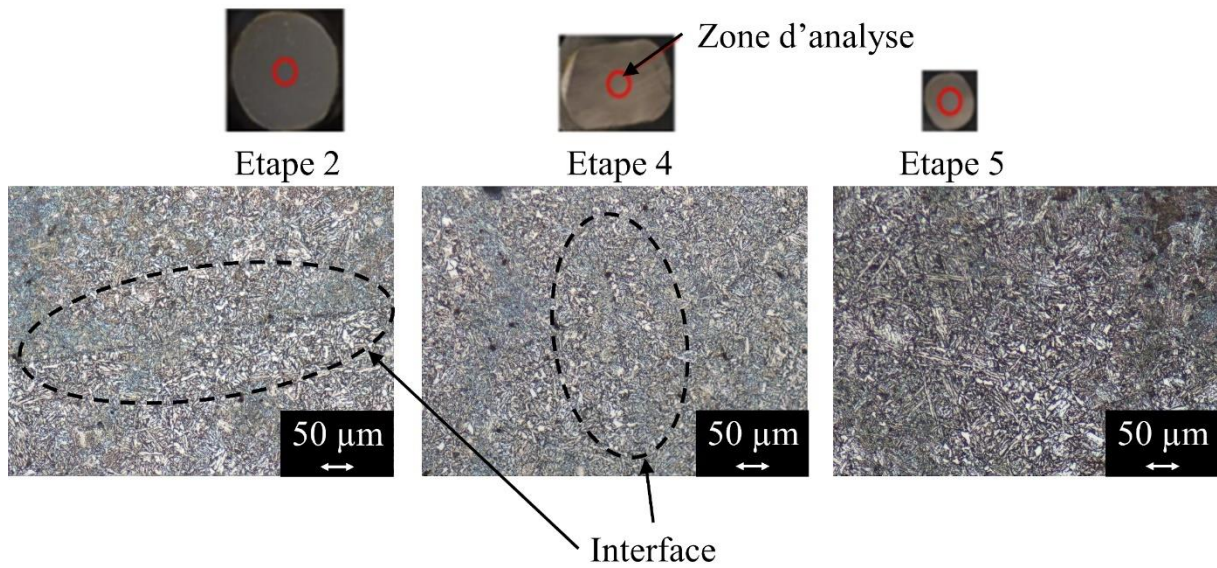


Figure 4-1 Interface barreau/lopin essai représentatif

Le processus de fabrication des échantillons avec défaut assemblé est détaillé Figure 4-2.

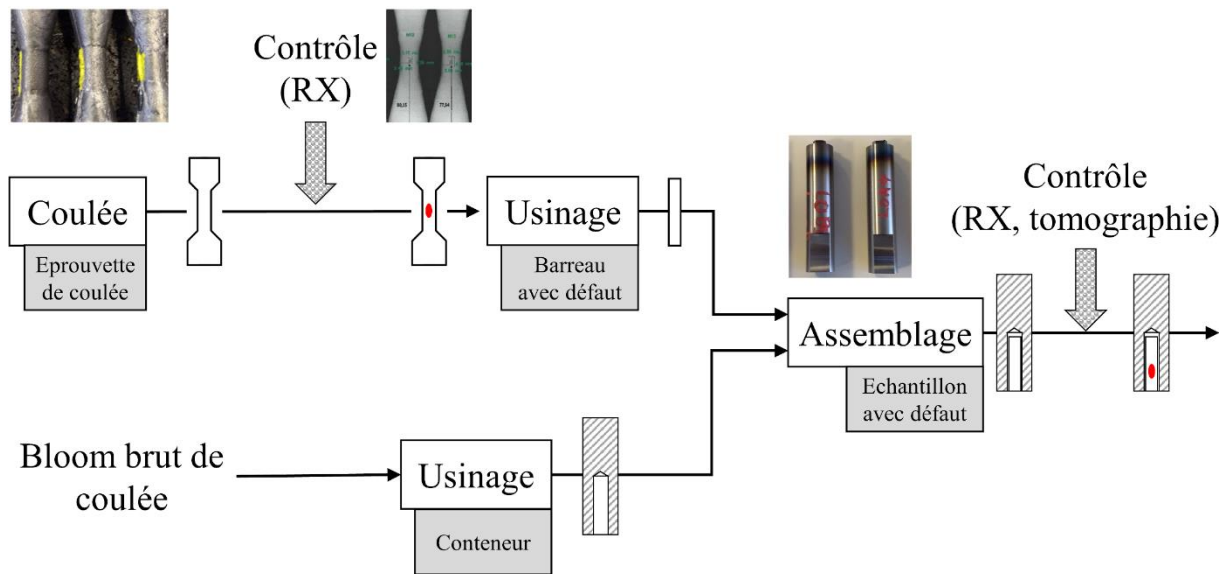


Figure 4-2 Démarche de mise en place des échantillons avec défaut contrôlé

Les défauts générés dans les éprouvettes brutes de fonderie sont analysés par examen radiographique par radiogramme après fabrication. Ce premier contrôle permet d'obtenir le positionnement des défauts dans la section des éprouvettes de coulée afin de permettre une maîtrise de sa position dans le barreau par l'usinage. Les éprouvettes de coulée sont également discriminées au cours de cette étape entre défauts présentant une retassure centrée qualifiée pour les essais et les éprouvettes contenant un ensemble de microretassures dispersées ou des morphologies ne permettant pas la réalisation des barreaux avec défaut.

Les échantillons sont ainsi constitués de deux éléments possédant les propriétés suivantes :

- Barreau $\varnothing 10 \times 50$ mm
 - Usiné à partir d'éprouvettes de coulée
 - Contient un défaut de type retassure contrôlée
- Conteneur $\varnothing 27 \times 120$ mm
 - Prélevés dans un bloom brut de coulée continue $\varnothing 270$ mm
 - Alésage central $\varnothing 10 \times 54$ mm permettant d'accueillir les barreaux avec défauts contrôlés

Les éléments constituant les échantillons de l'essai représentatif sont usinés afin de produire des références géométriques permettant d'assurer le positionnement du défaut dans les échantillons et entre les outillages au cours de l'essai. Le défaut et les sollicitations thermomécaniques ne présentant aucune symétrie, la position et l'orientation complète de la porosité doivent donc être définies. Les références usinées sont présentées Figure 4-3. Un premier méplat est ainsi réalisé sur le conteneur de diamètre 27 mm afin de garantir un positionnement angulaire de l'échantillon au cours de l'essai, une surface perpendiculaire à l'axe longitudinal du conteneur est également mise en place et permet de référencer le positionnement longitudinal du défaut dans l'éprouvette. Le barreau contenant le défaut présente quant à lui un méplat permettant son indexation angulaire sur la référence du conteneur lors de l'assemblage.

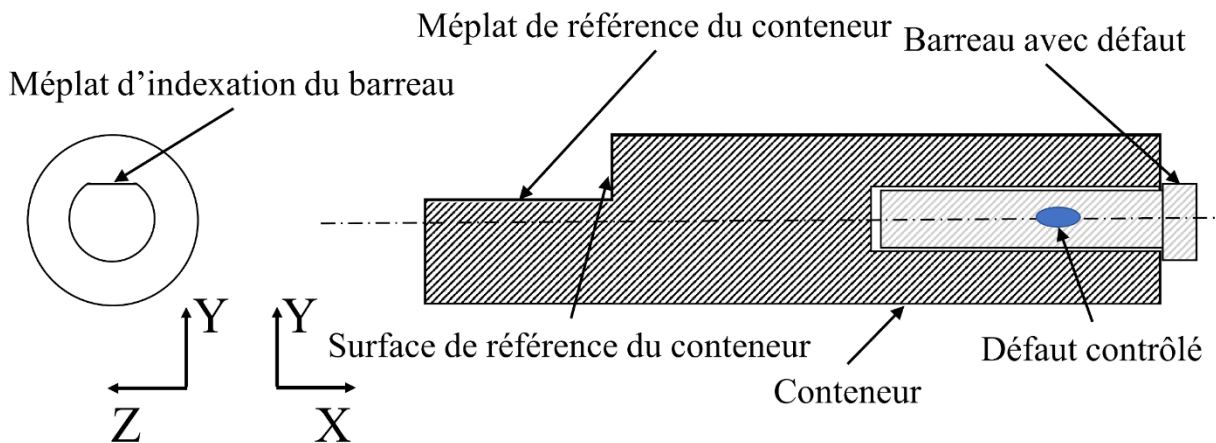


Figure 4-3 Repères de référence de l'échantillon de l'essai représentatif

Le repère (X, Y, Z) présenté Figure 4-3 servira de référence de positionnement et d'analyse des essais représentatifs. Les autres repères et références géométriques relatives à l'essai représentatif et aux outillages sont disponibles en annexe 3.

Après la mise en place du barreau contenant le défaut dans le conteneur, l'échantillon est analysé par tomographie afin d'obtenir la morphologie 3D du défaut (tortuosités, dimensions projetées dans le repère de l'échantillon), son volume, le positionnement de son centre de gravité dans la section de l'échantillon et son orientation. La position selon Y et Z du centre de gravité est ainsi quantifiée. Le décalage selon X par rapport à la surface de référence est quant à lui relevé et servira pour définir la mise en place de l'échantillon dans la première étape de mise en forme (dans le repère lié à l'outillage de l'essai (x, y, z) présenté en annexe 3).

4.2.2. Démarche de robotisation de l'essai représentatif

➤ Généralités

Lors des expérimentations, un opérateur prélève l'échantillon dans le four et le positionne dans le préhenseur robotisé au début de chaque opération de mise en forme. Le méplat réalisé sur le lopin conteneur ainsi que la surface de référence de ce lopin sont mis en contact avec un des mors plats d'un préhenseur à trois branches afin de garantir le positionnement angulaire et longitudinal de l'échantillon comme présenté Figure 4-4.

La robotisation de l'essai représentatif permet d'assurer le positionnement des échantillons au centre des outillages de mise en forme et la rotation de l'échantillon de $\pm 90^\circ$ entre chaque étape de mise en forme. Le positionnement du centre de gravité du défaut selon l'axe x de l'outillage peut également être corrigé individuellement pour chaque échantillon au cours des manipulations.

L'utilisation d'un bras robotisé permet de garantir la répétabilité de ces opérations. Le positionnement des échantillons dans les mors du préhenseur par les opérateurs reste cependant une source de variabilité dans la manipulation des échantillons et doit ainsi être analysé.

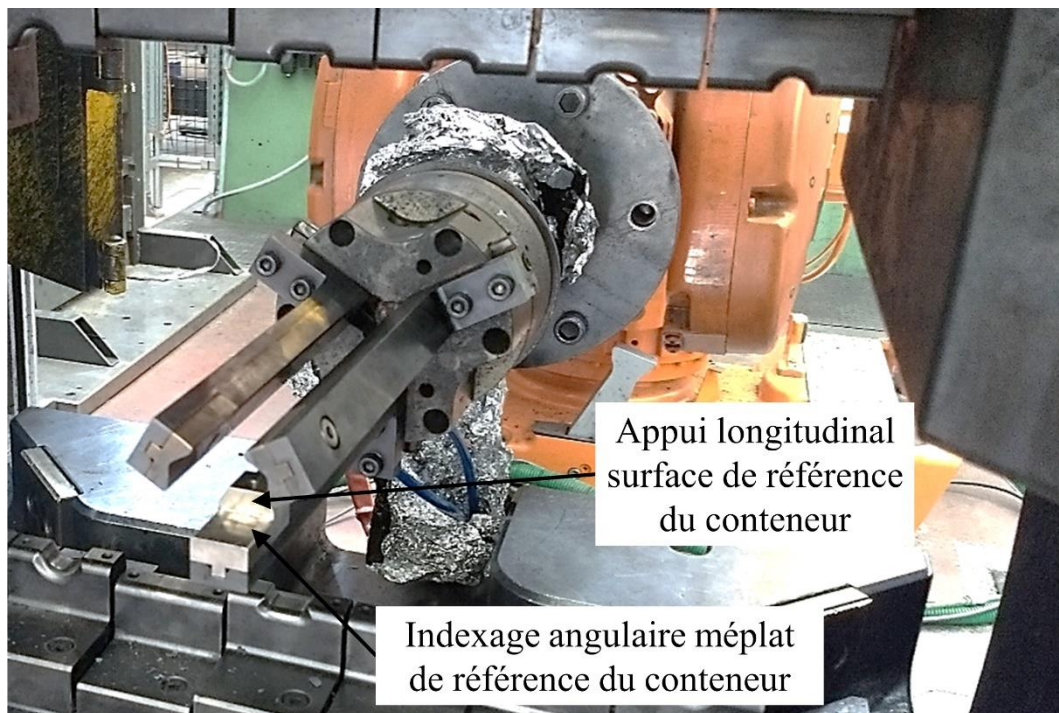


Figure 4-4 Préhenseur à trois mors avec références de positionnement longitudinal et angulaire

L'essai représentatif est schématisé Figure 4-5. Sur cette illustration, le décalage longitudinal présenté en rouge correspond à la fois à un défaut de positionnement de l'échantillon dans les mors du robot ainsi qu'à un défaut de positionnement du centre de gravité du défaut au cours de l'assemblage entre le barreau usiné et le conteneur. Cette seconde valeur de décalage est toutefois obtenue par l'analyse des résultats des contrôles non destructifs effectués sur l'éprouvette assemblée.

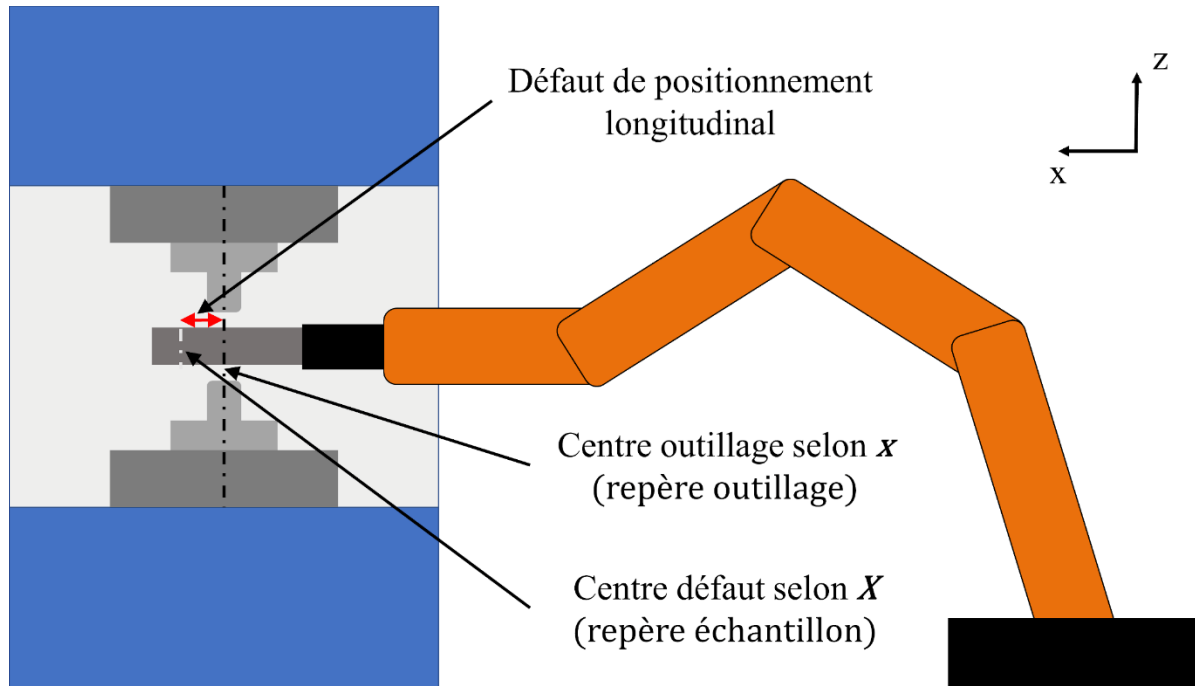


Figure 4-5 Représentation schématique du positionnement de l'échantillon

➤ Evaluation de l'impact du décalage longitudinal sur l'essai représentatif

Le choix des moyens et du protocole de mise en position de l'éprouvette assemblée peut être fortement influencé par l'intervalle de tolérance sur la position du défaut entre les outillages.

L'impact d'un décalage longitudinal de la position du défaut sur les essais est à évaluer afin d'estimer un intervalle de tolérance. Ceci a été réalisé dans un premier temps en étudiant les champs de triaxialité et de déformation au cœur de l'éprouvette le long de son axe longitudinal à l'aide d'un modèle numérique en champs moyens. Dans un deuxième temps, l'impact du décalage a été évalué en regardant la morphologie d'un défaut ellipsoïdal (dont le grand axe est aligné avec l'axe de l'échantillon) à l'aide d'une modélisation en champs complets.

Les résultats concernant les champs obtenus sont illustrés Figure 4-6 avec une représentation d'un seuil de tolérance à plus ou moins 5 % par rapport à la valeur obtenue au point de référence au centre de l'échantillon (correspondant à un défaut de positionnement longitudinal de 0 mm).

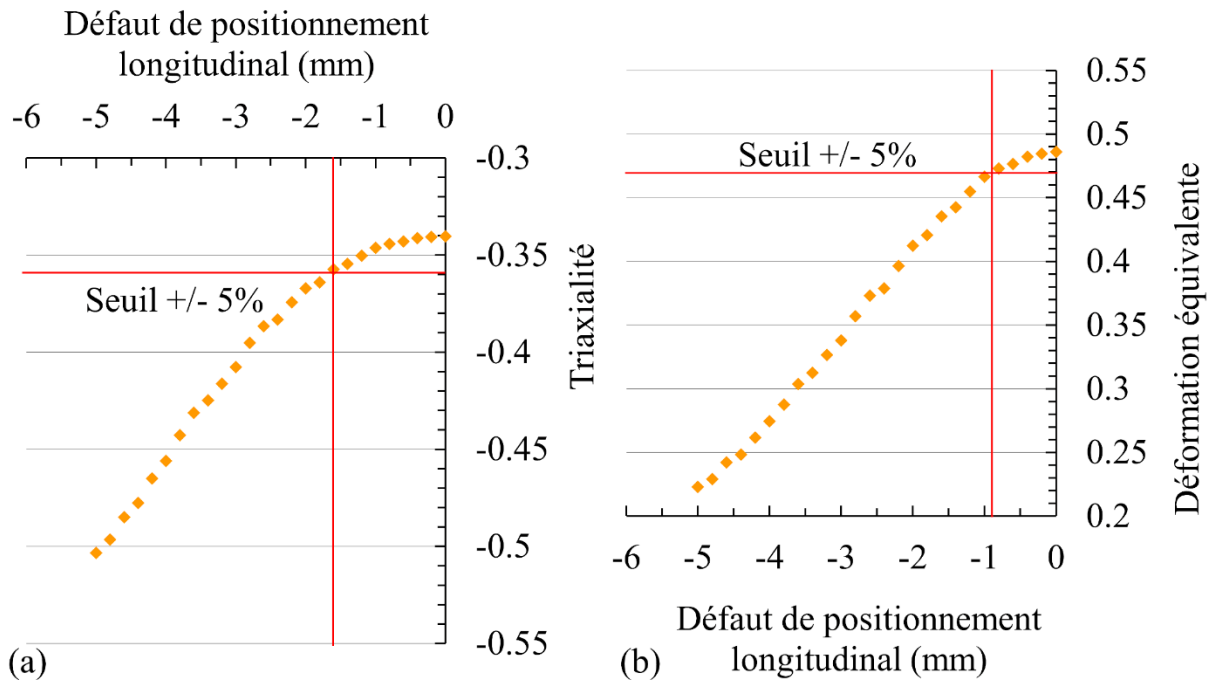


Figure 4-6 (a) Influence du décalage longitudinal sur le champ de triaxialité et (b) sur le champ de déformation équivalente au centre de l'échantillon

Les décalages longitudinaux correspondant à des intervalles de seuil à plus ou moins 1 % et 5 % sont répertoriés dans le Tableau 4-1.

Tableau 4-1 Décalages longitudinaux correspondants aux champs de triaxialité et de déformation équivalente

Seuil de tolérance	Triaxialité	Déformation équivalente
± 1 %	± 0,60 mm	± 0,4 mm
± 5 %	± 1,60 mm	± 1,0 mm

La déformation équivalente semble ainsi la plus limitante en ce qui concerne la distribution des champs le long de l'axe longitudinal de l'échantillon au cours de l'essai représentatif. Un intervalle de positionnement du centre du défaut d'une longueur de 2 mm centré sur le milieu de l'outillage peut ainsi être considéré comme possédant une zone de sollicitation thermomécanique peut influencée par le positionnement selon l'axe x .

Concernant la morphologie de porosité, l'influence d'un défaut de positionnement est évaluée sur une morphologie ellipsoïdale (dimensions selon X , Y et Z de respectivement 4.84 mm, 2.41 mm et 3.51 mm) pour des décalages de son centre suivant X allant de 0 à 2 mm. La Figure 4-7 (a) présente une dégradation de la symétrie du défaut significative pour un défaut de positionnement longitudinal supérieur à 0.5 mm. Le changement significatif entre un défaut centré et un défaut décalé de 2 mm est également présenté Figure 4-7 (b).

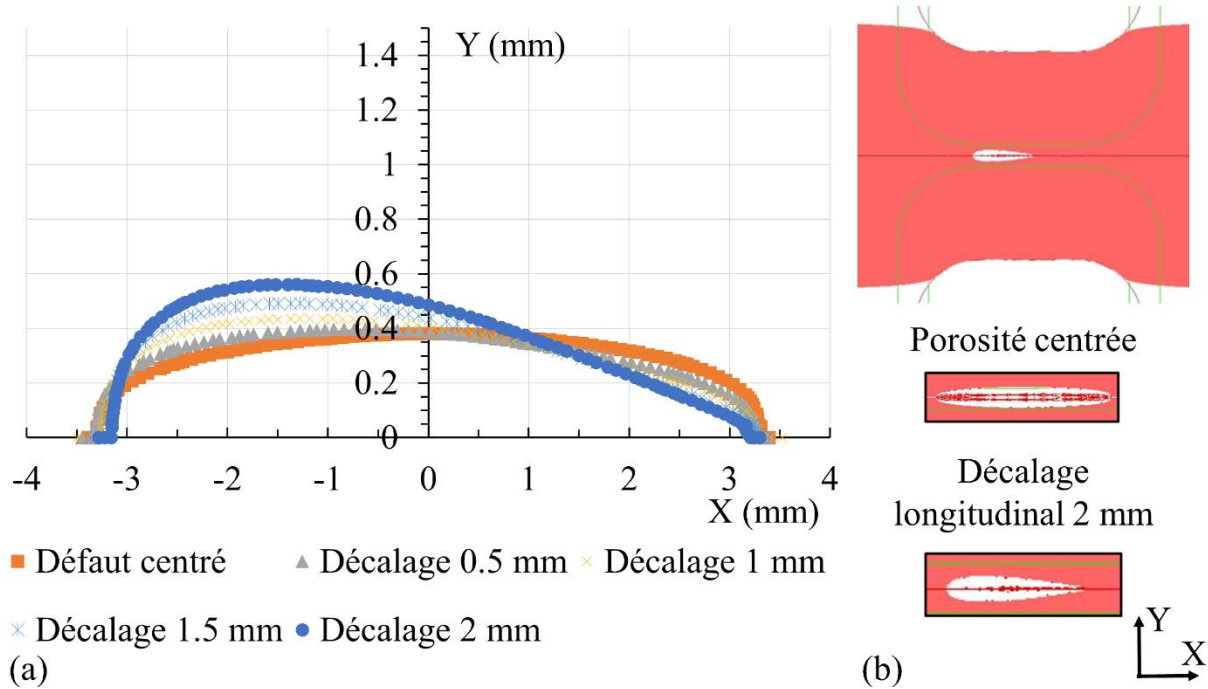


Figure 4-7 (a) Profil dans le plan XY du repère de l'échantillon d'un défaut ellipsoïdal aligné avec l'axe X après la première étape de mise en forme, (b) représentation de la première étape de mise en forme en simulation avec les morphologies obtenues pour un décalage de 0 et 2 mm

Les morphologies sont ainsi plus sensibles aux défauts de positionnement longitudinaux par rapport aux champs thermomécaniques présentés précédemment. Une modification de la morphologie des cavités est en effet observée dès que le décalage du centre de gravité de la porosité dépasse 0.5 mm. Un intervalle de positionnement de ± 0.5 mm est ainsi retenu dans le cadre de l'essai représentatif pour limiter l'influence du positionnement initial du défaut sur les résultats d'expérimentation.

➤ Evaluation du positionnement au cours de l'essai représentatif

Des essais de répétabilité de positionnement des échantillons ont été effectués afin de qualifier le maintien des éprouvettes assemblées dans le préhenseur à trois mors présenté sur la Figure 4-4 et de vérifier le respect de l'intervalle de tolérance de positionnement longitudinal du défaut.

Des échantillons de longueur connue sont ainsi positionnés dans les mors du préhenseur de manière répétée par différents opérateurs dans différentes conditions (températures d'échantillon 20 °C, 900 °C à 1100 °C). Chaque positionnement est répété 10 fois par opérateur. Pour les conditions à température ambiante, le même échantillon est réutilisé pour toutes les itérations de positionnement. Pour les essais à chaud, un nouvel échantillon est utilisé pour chaque mesure, une dilatation thermique moyenne est appliquée à ces échantillons chauds afin d'en estimer l'allongement.

Les essais à froid sont effectués avec les échantillons possédant les méplats et la surface d'appui de référence. Des échantillons cylindriques sont également utilisés pour caractériser le positionnement dans une configuration simplifiée. Lors des expérimentations, une mesure est effectuée avec un capteur potentiométrique et est comparée à la valeur de référence de positionnement attendue pour l'échantillon considéré (mesure correspondant à une erreur de positionnement longitudinale de 0 mm). La configuration de mesure est présentée Figure 4-8.

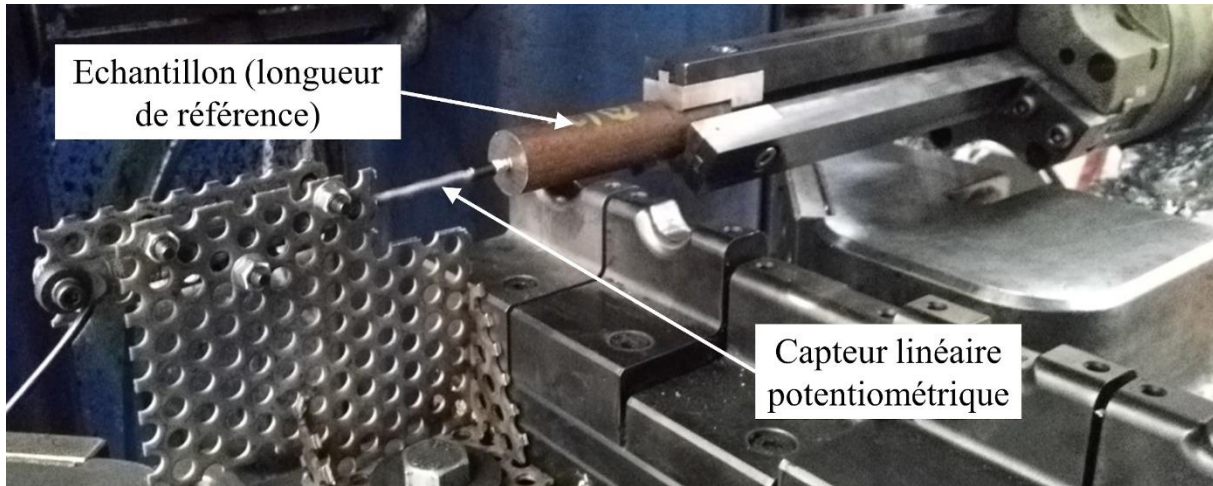


Figure 4-8 Essais de qualification de positionnement longitudinal des échantillons

Les erreurs de positionnement obtenues par trois opérateurs sont synthétisées Tableau 4-2. Les écarts types de répétabilité et de reproductibilité σ_{RR} sont fournis entre parenthèses dans le tableau et les intervalles d'erreurs correspondant aux intervalles de confiance à 99.7 % donnés lors des essais de répétabilité et reproductibilité des positionnements sont présentés.

Tableau 4-2 Intervalles d'erreurs expérimentaux (écart- types fournis entre parenthèses)

Température	Opérateur	Intervalle d'erreur de positionnement (mm) : configuration avec méplat	Intervalle d'erreur de positionnement (mm) : configuration sans méplat
20 °C	1	± 1.11 (0.37)	± 0.51 (0.17)
	2	± 1.95 (0.65)	± 0.54 (0.18)
	3	± 0.63 (0.21)	± 0.48 (0.16)
900 °C	1	N/A	± 0.75 (0.25)
1100 °C	1	N/A	± 1.32 (0.44)

On remarque tout d'abord que, globalement, l'intervalle de ± 0.5 mm d'erreur de positionnement longitudinal du défaut n'est respecté dans quasi aucune des configurations testées. L'utilisation d'un méplat permettant l'indexation angulaire en plus de son positionnement longitudinal a également tendance à dégrader la répétabilité et la reproductibilité de positionnement des échantillons. La réalisation d'essais à haute température a également tendance à dégrader la répétabilité de positionnement des échantillons. Cette dégradation s'explique en grande partie par la génération d'une couche de calamine en surface de l'échantillon lors des phases de chauffe.

La répétabilité de positionnement du bras robotisé a quant à elle été évaluée en conservant un même échantillon positionné dans les mors et en effectuant plusieurs déplacements et repositionnement du robot dans la position de référence utilisée au cours des expérimentations de qualification de la robotisation de l'essai représentatif.

Dans les conditions expérimentales envisagées, la mise en place d'échantillons dans les mors du préhenseur n'est pas en mesure d'assurer un positionnement des défauts respectant l'intervalle de tolérance de +/- 0,5mm établi précédemment et permettant d'assurer la répétabilité de l'essai représentatif vis-à-vis de l'évolution morphologique des porosités.

➤ Protocole de positionnement modifié

Pour garantir le positionnement longitudinal du centre de gravité du défaut dans les outillages, des modifications sont réalisées afin de permettre le respect de l'intervalle de tolérance de positionnement longitudinal de ± 0.5 mm.

Une suppression de la calamine présente sur les échantillons après la chauffe est en premier lieu réalisée afin de limiter son influence sur le positionnement des échantillons à chaud et de réduire les variabilités dimensionnelles des échantillons avant leur mise en place dans le préhenseur robotisé.

La variabilité de positionnement des échantillons dans les mors est quant à elle réduite par l'utilisation du capteur potentiométrique linéaire présenté Figure 4-8. Ce dernier est utilisé comme comparateur afin de corriger le positionnement par rapport à une mesure attendue pour l'échantillon considéré combinant le décalage longitudinal initial du centre de gravité du défaut généré lors de l'assemblage de l'échantillon, la dilatation thermique de l'échantillon (déterminée à partir d'une température moyenne estimée à partir des températures relevées sur le modèle numérique) et du défaut de positionnement (distance entre la face de référence de l'échantillon définie Figure 4-3 et la surface de référence du mors plat présentée Figure 4-4).

Le positionnement des échantillons est ainsi corrigé pour chaque expérimentation et permet de limiter l'impact de variation de positionnement sur les résultats expérimentaux.

4.3. Résultats expérimentaux

4.3.1. Cas d'étude

Les études expérimentales réalisées portent sur les cas de sollicitations définis au cours du chapitre 3 partie 3.4.1. Les essais réalisés sont ainsi de trois types :

- Essai de compression sur plasto-dilatomètre
- Essai représentatif configuration 1 (étape 1 et 2)
- Essai représentatif configuration 2 (étape 1)

Les mesures dimensionnelles effectuées sur les échantillons après l'étape 1 (configuration 2) ont montré que la course réelle de mise en forme est supérieure à celle visée d'environ 0.5 mm (voir Tableau 4-3).

Chapitre 4 : Etude expérimentale de l'évolution de porosités

Tableau 4-3 Dimensions simulées et expérimentales des échantillons mis en forme (essai représentatif)

Echantillon	Cote Y (mm)	Cote Y simulation (mm)	Ecart (mm)	Cote Z (mm)	Cote Z simulation (mm)	Ecart (mm)
T8 Après étape 1	20.6	21.1	-0.5	29.3	28.2	1.1
T9 Après étape 1	20.5	21.1	-0.6	29.1	28.2	0.9
T1 Après étape 2	19.4	21.8	-2.5	22.6	22.1	0.5
T2 Après étape 2	20.5	21.8	-1.3	21.8	22.1	-0.3

Cet écart variable d'un essai à l'autre vient probablement d'un cépage de l'outillage et des cales servant à arrêter le coulisseau de la presse. La présence d'une couche d'oxyde en surface de l'échantillon au cours de la déformation peut aussi expliquer en partie ce décalage. Les écarts constatés sur les échantillons après l'étape 2 varient également de l'ordre de +/- 0.4 mm. Ces écarts et leur dispersion d'un essai à l'autre font que les comparaisons entre les résultats de simulation et les mesures par tomographie devraient tenir compte de la course réelle de chaque essai pris séparément. Dans la suite de l'étude, les essais sur l'étape 1 seront simulés avec une course supplémentaire de 0.5 mm par rapport à la course nominale réduisant ainsi la distance de référence entre les outillages en fin d'essai à 2 mm (au lieu de 2.5 mm en configuration nominale) pour les simulations de l'étape 1 en configuration 2. L'étape 2 sera simulée avec la course nominale.

Les échantillons utilisés et les conditions d'analyse et de mise en forme sont synthétisés dans le Tableau 4-4 ainsi que les différents moyens de contrôle mis en œuvre sur les échantillons.

Tableau 4-4 Synthèse des essais et analyses expérimentales

Echantillon	Config.	Etapas réalisées	Contrôles initiaux	Contrôles après E1	Contrôles après E2
T1	1	E1, E2 (interrompu)	Radiogramme	Radiogramme Tomographie (25 µm)	Tomographie (35 µm)
T2	1	E1, E2 (interrompu)	Radiogramme	Radiogramme Tomographie (25 µm)	Tomographie (35 µm)
T3	1	E1	Radiogramme	Radiogramme Tomographie (25 µm)	N/A
T8	2	E1	Radiogramme Tomographie (35 µm)	Tomographie (35 µm)	N/A
T9	2	E1	Radiogramme Tomographie (35 µm)	Tomographie (35 µm)	N/A
M43	N/A	Compression 3 mm (E1) et 4.5 mm (E2)	Tomographie (8 µm)	Tomographie (6.6 µm)	Tomographie (5 µm)

Les contrôles par radiogrammes en deux vues correspondent à deux tirs rayons X en deux dimensions réalisées dans le plan XZ (vue 1) et dans le plan XY (vue 2) de l'échantillon.

4.3.2. Critères d'évaluation de l'évolution de défauts

➤ Définitions des critères

Les défauts sont évalués selon deux critères au cours des expérimentations :

- Evolution du volume
- Evolution des dimensions projetées des défauts dans le repère de l'échantillon

L'évolution des défauts est ainsi déterminée en amont et en aval de chaque opération de mise en forme à partir de paramètres caractérisant le volume, la forme et l'orientation des cavités dans le repère lié à l'échantillon. Les dimensions projetées fournissent en effet des informations combinant l'influence de la forme et de l'orientation du défaut dans l'échantillon. L'étude de l'influence de l'orientation est limitée dans les conditions expérimentales retenues par l'utilisation de défauts globalement alignés sur le repère de l'échantillon du fait de leur processus de fabrication.

Les analyses tomographiques permettent d'accéder aux évolutions des volumes et aux évolutions des dimensions projetées après mise en forme. Les radiogrammes ne fournissent quant à eux qu'un accès aux dimensions projetées. A l'aide de ces dernières, une estimation des volumes peut être effectuée en définissant des ellipsoïdes « idéaux » possédant comme dimensions principales dans les trois directions de l'espace les dimensions projetées obtenues par les radiogrammes. Une estimation grossière des volumes obtenus expérimentalement peut ainsi être effectuée en l'absence de résultats de tomographie en faisant l'hypothèse forte que les défauts sont alignés suivant le repère de l'échantillon.

➤ Données initiales

Les données initiales de références utilisées sont générées à partir de l'analyse des tomographies. Les volumes initiaux obtenus après les traitements de seuillage et de reconstruction volumique et les dimensions projetées sont présentés dans le Tableau 4-5.

Les données de projection sont également fournies Tableau 4-6 dans le même repère par des analyses réalisées sur radiogramme. Les volumes estimés dans ce tableau correspondent aux volumes obtenus par les ellipsoïdes « idéaux ».

Les données de T1, T2 et T3 sont également fournies après la première étape de mise en forme de l'essai représentatif (E1). Ces états sont en effet les premières données obtenues par tomographie pour ces échantillons et constituent l'état initial du défaut avant la réalisation de la seconde étape de l'essai représentatif.

- Données issues de tomographies

Tableau 4-5 Dimensions projetées des défauts dans le repère lié à l'échantillon (données issues de tomographies)

Echantillon	Volume initial (tomographie) (mm ³)	Dimension projetée selon <i>X</i> (tomographie) (mm)	Dimension projetée selon <i>Y</i> (tomographie) (mm)	Dimension projetée selon <i>Z</i> (tomographie) (mm)
T1 Initial	N/A	N/A	N/A	N/A
T2 Initial	N/A	N/A	N/A	N/A
T3 Initial	N/A	N/A	N/A	N/A
T6 Initial	17.55	4.53	3.13	2.87
T8 Initial	9.52	3.30	2.81	2.27
T9 Initial	17.29	5.02	3.20	2.85
T10 Initial	22.67	3.97	3.74	3.53
T11 Initial	18.04	3.69	4.55	3.34
M43 Initial	18.56	5.55	2.56	2.86
T1 Après E1	1.57	6.72	1.00	2.10
T2 Après E1	0.91	6.00	1.86	1.76
T3 Après E1	2.89	7.39	3.50	2.00

Les dimensions projetées sont obtenues à partir des tomographies réalisées sur les échantillons assemblés de diamètre 27 mm. Les contrôles réalisés après mise en forme sont quant à eux effectués sur des échantillons déformés présentant des dimensions selon *Y* d'environ 20 mm et d'environ 29 mm selon *Z*.

- Données issues de radiogrammes

Les données issues de radiogrammes sont consignées Tableau 4-6.

Tableau 4-6 Dimensions projetées des défauts dans le repère lié à l'échantillon (données issues de radiogrammes)

Echantillon	Volume initial ellipsoïde idéal (RX) (mm ³)	Dimension projetée selon <i>X</i> (RX) (mm)	Dimension projetée selon <i>Y</i> (RX) (mm)	Dimension projetée selon <i>Z</i> (RX) (mm)
T1 Initial	17.26	4.68	2.73	2.58
T2 Initial	11.91	3.82	2.47	2.41
T3 Initial	21.44	4.84	3.51	2.41
T6 Initial	16.74	4.29	2.70	2.76
T8 Initial	7.94	3.28	2.15	2.15
T9 Initial	15.91	4.20	2.67	2.71
T10 Initial	21.07	3.65	3.32	3.32
T11 Initial	25.09	3.21	3.97	3.76
M43 Initial	N/A	N/A	N/A	N/A
T1 Après E1	0.94	6.00	0.20	1.50
T2 Après E1	0.26	5.00	0.10	1.00
T3 Après E1	0.52	5.00	0.20	1.00

La cote projetée retenue pour la longueur selon X correspond au maximum de la cote projetée selon cette direction obtenue pour les deux vues d'analyse. Une estimation du volume est fournie par la génération d'ellipsoïdes idéaux. Ces derniers possèdent leurs axes principaux alignés sur le repère de l'échantillon et de longueurs correspondant aux dimensions projetées obtenues à l'issue des radiogrammes. La génération de tels ellipsoïdes permet également d'évaluer cette méthode simplifiée de représentation de défaut pour effectuer le suivi de l'évolution des porosités (volumes et dimensions projetées) au sein de modèles numériques en champs complets.

Les dimensions projetées des radiogrammes sont obtenues directement sur les éprouvettes de fonderie avant leur usinage et leur assemblage dans les conteneurs de diamètre 27 mm. Les examens réalisés après mise en forme sont quant à eux réalisés directement sur les échantillons sans préparation spécifique (dimensions de la section selon Y d'environ 20 mm et d'environ 29 mm selon Z).

- Analyse

Les estimations de cotes projetées obtenues par radiogramme et tomographie sont proches lorsque les radiogrammes sont réalisés avant assemblage des échantillons. Les écarts relatifs absolus moyens sont en effet respectivement de 16 %, 9 % et 7 % pour les côtes projetées selon X , Y et Z . Pour les examens effectués sur les échantillons assemblés, ces écarts sont respectivement pour les directions X , Y et Z de 20 %, 90 % et de 41 %.

Les tomographies ont ainsi tendance à fournir des dimensions projetées plus importantes que celles obtenues par radiogramme. Cet effet est nettement plus prononcé lors de la réalisation des radiogrammes sur des échantillons présentant une section plus importante. Les analyses réalisées par radiogramme sont ainsi plus sensibles au niveau de contraste obtenu lors des analyses expliquant l'augmentation des écarts obtenus.

L'avantage des tomographies est également observé sur les défauts présentant des morphologies complexes avec des excroissances. Le défaut T11 présente une estimation des longueurs projetées nettement inférieure lors de l'exploitation des radiogrammes pour toutes les cotes projetées, et ce sans prendre en compte dans les résultats de tomographie l'intégralité de l'excroissance identifiée sur la cavité de cet échantillon (voir morphologie en annexe 7). L'absence de projections multiples peut en effet conduire à l'impossibilité d'observer la présence d'excroissance lors de la réalisation des analyses sur tomographie du fait de la faible épaisseur de ces dernières et du faible contraste pouvant être généré dans le plan précis sélectionné pour effectuer une des deux vues de l'examen. Cette explication est également applicable pour les écarts observés sur les cotes projetées selon Y dans le cadre des défauts ayant subi une déformation à l'étape 1. Les morphologies en annexe 7 montrent également des excroissances visibles sur les tomographies ayant pu ne pas apparaître sur les radiogrammes. L'effet est amplifié par les problématiques de contraste dues à l'augmentation de l'épaisseur de l'échantillon analysé sur ces échantillons. Ce phénomène est illustré schématiquement par la Figure 4-9.

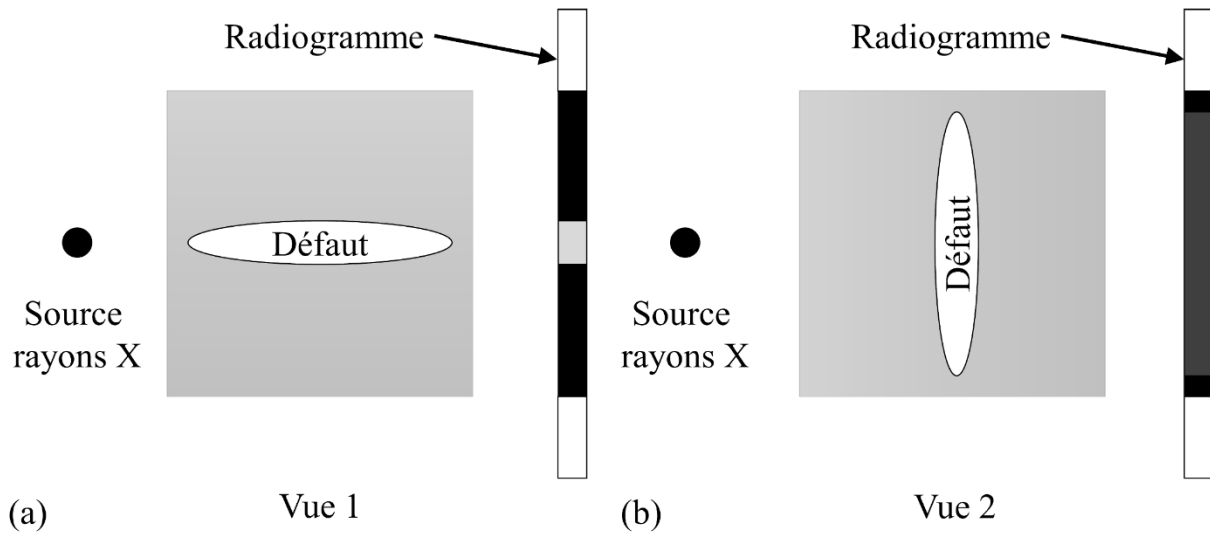


Figure 4-9 Représentation schématique d'analyse par radiogramme à deux vues, (a) cas favorable et (b) cas défavorable à l'analyse

Sur la Figure 4-9 (a), le défaut présente une épaisseur importante selon la direction du tir radio provoquant un contraste important sur les radiogrammes. Ce cas présente ainsi une morphologie favorable à la radiographie à l'inverse de la configuration de la Figure 4-9 (b). Sur cette dernière, l'épaisseur du défaut n'est pas suffisante par rapport à l'épaisseur de la section traversée pour fournir un contraste permettant une mesure précise de la dimension projetée du défaut étudié.

La méthode des « ellipsoïdes idéaux » surestime les volumes de défaut en comparaison avec ceux déterminés par tomographie. Cette surestimation est d'autant plus importante que ces défauts sont générés à partir de cotes projetées inférieures aux cotes observées au cours des tomographies. Elle s'explique par la convexité des ellipsoïdes idéaux par rapport aux géométries réelles des défauts observés. La comparaison entre morphologies idéales et réelles est abordée de manière plus détaillée en partie 4.4.1. Les différences de morphologie obtenues entre défauts idéaux et réels après déformation sont exposées Figure 4-24. On y observe notamment des différences dues à des zones potentielles de fermeture des morphologies réelles ayant conduit à la formation de cavités disjointes après la première étape de mise en forme.

L'utilisation de ces défauts idéaux dans les modèles en champs complets pour évaluer les rapports V/V_0 semble ainsi peu indiquée. Cette surestimation laisse envisager la présence dans les défauts de nombreuses excroissances ou zones concaves ne permettant pas un calcul satisfaisant de leur volume à partir de leurs seules cotes projetées. L'utilisation de ces défauts équivalents reste cependant envisageable pour obtenir une estimation de l'évolution des cotes projetées. L'impact de la non-représentation des tortuosités des défauts et le recours à une orientation des défauts idéaux alignée sur les repères des échantillons mis en forme reste toutefois à évaluer.

L'analyse des données fournies par les différentes méthodes de contrôle conduit à retenir la tomographie comme solution de référence pour estimer les cotes des défauts en amont des expérimentations de mise en forme. La tomographie permet en effet d'obtenir une représentation des volumes prenant en compte les éventuelles concavités et tortuosités des défauts. Ce procédé permet également de limiter les erreurs d'estimation des dimensions pouvant survenir lorsque les défauts présentent des dimensions réduites dans une des directions

transverses de l'échantillon. L'analyse par radiogramme a cependant montré qu'elle est apte à fournir une représentation correcte des dimensions projetées de diverses morphologies de défaut lorsque l'examen est effectué sur une section d'éprouvette proche des sections des défauts analysés limitant ainsi les problèmes de contraste. Une analyse rapide portant uniquement sur les longueurs projetées peut ainsi être envisagée afin d'évaluer la capacité d'évaluation de l'évolution de cavités à partir d'examen simplifiés en deux dimensions.

4.3.3. Résultats expérimentaux

Les résultats expérimentaux sont obtenus après mise en forme par analyse tomographique. Les données fournies permettent d'obtenir des informations sur les longueurs projetées et sur les volumes des défauts au cours de simulation uniquement pour les cas d'étude consignés dans le Tableau 4-4.

Les résultats expérimentaux concernant les essais de compression de l'échantillon M43 sont analysés séparément des échantillons mis en forme au cours de l'essai représentatif. Sur ce premier échantillon, des essais portant sur l'analyse des défauts ont été effectués afin d'évaluer l'influence des traitements des données brutes d'examen mis en œuvre. Aucun radiogramme n'a été effectué sur l'échantillon M43 mis en forme sur le plasto-dilatometre.

Concernant les essais représentatifs, deux sources d'analyse différentes ont été utilisées. Une première source a été mise en œuvre afin de fournir les états initiaux de T1 et T2 et une seconde pour tous les autres états.

- Compression sur plasto-dilatometre

Les tomographies réalisées après compression de l'échantillon M43 sont traitées afin de reconstruire une représentation volumique du défaut. Les résultats de tomographie se présentent sous la forme de plans empilés selon une direction de l'espace. Ces plans de l'épaisseur d'un voxel (défini par la résolution de l'analyse dépendant de l'échantillon utilisé, du matériau et de la source) sont constitués d'un ensemble de voxels auxquels est attribuée une nuance de gris. Les plans constituent ainsi une discrétisation de l'échantillon en plusieurs tranches dont l'analyse des niveaux de gris permet d'évaluer les dimensions des défauts. Les étapes suivantes sont par la suite appliquées pour chaque tranche de l'échantillon générée lors de l'examen :

- Débruitage des images acquises par un algorithme de débruitage par patch (non-local means) (Buades *et al.* 2005)
- Binarisation des images pour déterminer les zones internes au défaut par la méthode de seuillage d'Otsu (Otsu 1979)
- Reconstruction du défaut (combinaison des différentes images traitées)
- Lissage des frontières du défaut (moyenne sur des cubes de 6×6 voxels) (facultatif)

L'algorithme de débruitage par patch est présenté dans la littérature comme étant un des plus puissants pour la réduction de bruit généré par l'acquisition lors de tomographies (Aum *et al.* 2015). Ce type d'algorithme peut avoir cependant tendance à flouter les images aux interfaces en comparaison de l'algorithme du filtre médian (Saby 2013).

L'application d'un lissage des surfaces après reconstruction des volumes permet de réduire le crénelage pouvant être généré de manière artificielle sur les surfaces par la discrétisation spatiale de la reconstruction en voxels. L'impact de ce type de lissage peut également être étudié

en termes d'écart généré sur l'estimation des volumes initiaux. Une illustration du lissage appliqué est présentée Figure 4-10.

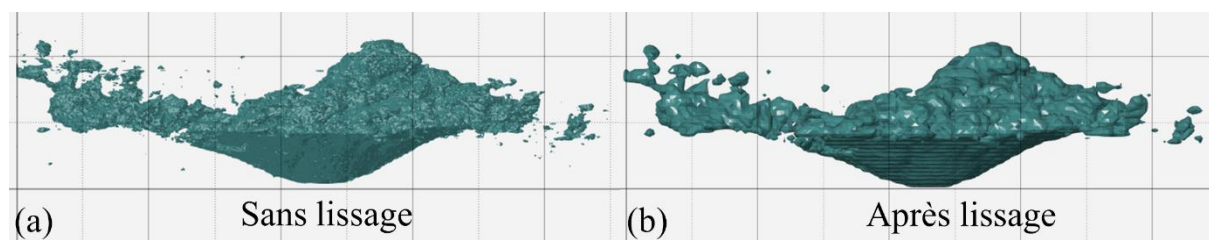


Figure 4-10 Application du traitement de lissage échantillon M43 après 4.5 mm de compression, (a) défaut sans lissage et (b) défaut après un lissage effectué sur 6 voxels (1 carreau = 0.5 mm)

Les résultats dimensionnels sont présentés Tableau 4-7. Deux niveaux de compression de l'échantillon sont présentés avec une course de 3 mm et de 4.5 mm pour une longueur initiale de 10 mm. L'échantillon a été refroidi, analysé puis réchauffé et comprimé à nouveau de 1.5 mm pour obtenir le second état de compression. Une seule reconstruction du défaut a été effectuée pour l'état initial en entrée de simulation. L'absence de repérages angulaires sur l'échantillon ne permettant pas un repositionnement précis de l'échantillon, seuls le volume et la cote projetée dans la direction X sont analysés sur ce type d'échantillon.

Tableau 4-7 Dimensions expérimentales des cavités (essai de compression sur plasto-dilatometre)

Echantillon	Volume initial (tomographie) (mm ³)	Dimension projetée selon X (tomographie) (mm)
M43 Initial	18.56	5.55
M43 après 3 mm	9.16	2.63
M43 après 3 mm (lissé)	9.81	2.65
M43 après 4.5 mm	1.65	1.10
M43 après 4.5 mm (lissé)	1.72	1.09

Les données présentes dans le Tableau 4-7 montrent une réduction significative de la hauteur du défaut et de son volume global sur la course de compression considérée comparé au volume et dimensions initiaux fournis Tableau 4-6. On peut également constater sur ces données un impact limité de la méthode de lissage utilisée pour limiter le crénelage sur l'évaluation des dimensions projetées. La méthode de lissage utilisée a cependant un impact sur l'estimation des volumes. Une augmentation de 7 % et de 4 % sont respectivement observées après lissage des surfaces. L'impact du lissage reste toutefois réduit sur le défaut M43 étudié. Cet impact réduit est la conséquence de l'utilisation de résolution d'acquisition fine (environ 5 μm) lors de la réalisation des examens tomographiques.

Ces observations mettent en évidence l'impact des filtrages appliqués lors du traitement des acquisitions de tomographie pouvant influencer la définition des contours initiaux et le lissage des surfaces. Ces données mettent également en évidence l'importance de traiter les échantillons avec une même démarche d'analyse pour pouvoir comparer les résultats obtenus de manière quantitative.

- Essai représentatif

Les examens des défauts mis en œuvre dans le cadre des essais représentatifs sont réalisés à l'aide du logiciel commercial VGStudio Max 3.4. Ce logiciel utilise une méthode de reconstruction des cavités basée sur les étapes suivantes :

- Débruitage des images (algorithme non précisé)
- Seuillage des volumes acquis (identification des cavités en fonction des niveaux de gris analysés)
- Reconstruction d'un volume à partir des volumes précédemment analysés

Les données initiales de T1, T2, T3 et M43 n'ont pas été analysées en utilisant cette approche. Les reconstructions de ces défauts ont été effectuées par un autre fournisseur dont les acquisitions brutes, la méthode de filtrage et de seuillage n'ont pas été communiquées.

Les dimensions obtenues expérimentalement au cours des différentes étapes des essais représentatifs analysés sont consignées Tableau 4-8.

Tableau 4-8 Dimensions expérimentales des cavités (essai représentatif)

Echantillon	Volume (tomographie) (mm³)	Dimension projetée selon <i>X</i> (tomographie) (mm)	Dimension projetée selon <i>Y</i> (tomographie) (mm)	Dimension projetée selon <i>Z</i> (tomographie) (mm)
T1 Initial	N/A	N/A	N/A	N/A
T2 Initial	N/A	N/A	N/A	N/A
T8 Initial	9.52	3.30	2.81	2.27
T9 Initial	17.29	5.02	3.20	2.85
T1 Après E1	1.57	6.72	1.00	2.10
T2 Après E1	0.91	6.00	1.86	1.76
T8 Après E1	2.12	4.32	1.58	2.51
T9 Après E1	2.30	6.97	1.36	2.55
T1 Après E2	1.75	8.28	0.99	1.76
T2 Après E2	1.25	7.96	1.49	1.88

L'analyse des données dans le tableau met en évidence une incohérence entre les données des échantillons T1 et T2 avant et après mise en forme lors de l'étape 2. Les volumes obtenus après mis en forme à l'étape 2 sont en effet significativement plus important que ceux obtenus avant compression. Il en est de même pour les dimensions projetées selon la direction *Z* (direction de déplacement des outillages lors de la seconde étape). Cette incohérence de volume est une des conséquences du changement de source et de traitement pour fournir les examens des dimensions des volumes. L'étude de l'évolution des défauts T1 et T2 ne pourra ainsi être réalisée que de manière qualitative.

Concernant les défauts T8 et T9, les analyses mettent en évidence une réduction des défauts entre l'état initial et l'état final avec une augmentation des dimensions projetées selon les directions *X* et *Z*, l'allongement dans cette dernière direction étant plus faible que celui selon *X*. Une réduction de la dimension projetée dans la direction de sollicitation *Y* est quant à elle

observée. Ces observations sont cohérentes avec les sollicitations appliquées au cours de la première étape de mise en forme.

Il est à noter qu'un changement de résolution a été effectué entre la tomographie à l'état initial et à l'état final pour les échantillons analysés pouvant être à l'origine d'erreurs d'estimation des dimensions plus importantes réalisées après mise en forme. Ces aspects sont abordés de manière détaillée au cours du paragraphe 4.4.2.

L'analyse des données expérimentales a ainsi mis en évidence l'importance de la réalisation d'examen de contrôles non destructifs recourant aux mêmes moyens et mêmes méthodes d'analyse pour garantir la cohérence des données expérimentales fournies. L'intérêt de l'analyse de l'évolution des dimensions des défauts et des volumes par l'intermédiaire d'indices tels que le rapport V/V_0 a ainsi pour intérêt de limiter l'impact des erreurs dues aux méthodes de reconstruction devant l'impact des défauts. Pour une utilisation des dimensions et volumes bruts, une calibration des méthodes de seuillage est à effectuer lors de chaque changement de dimension d'échantillon, de nuance mise en œuvre et de paramètre d'analyse. Ceci est nécessaire pour consolider la confiance portée dans les dimensions estimées. Ce type de calibrage peut être réalisé en combinant méthodes non destructives et analyses métallographiques évaluant le volume ou les dimensions réels du défaut analysé.

Concernant les résultats expérimentaux, les conditions expérimentales retenues permettent d'évaluer l'évolution d'une cavité au cours d'un processus de mise en forme lors de la première étape. La seconde étape peut quant à elle être analysée de manière qualitative. Une évaluation par tomographie de défauts à l'état initial et après les étapes 1 et 2 reste à effectuer pour confirmer les observations de « réouverture » constatées au cours du chapitre précédent. Le recours à des essais soumettant les échantillons T8 et T9 à des courses de déformation incomplètes pourrait également être mis en œuvre afin de valider les observations effectuées numériquement lors du changement de direction de sollicitation. Les données obtenues permettent cependant de faire un premier état des lieux des modèles numériques déployés pour évaluer l'évolution de défauts de porosités dans le cadre des essais représentatifs.

4.4. Confrontation entre expérimentations et simulations

4.4.1. Résultats de comparaison entre expérimentations et simulations

Les comparaisons entre expérimentations et simulations sont effectuées suivant plusieurs critères. Une comparaison qualitative est tout d'abord effectuée afin d'évaluer l'évolution des morphologies des défauts naturels au sein des modèles de simulation. Ce premier type de comparaison permet une évaluation de la capacité des modèles numériques à représenter l'évolution de forme présentant d'importantes tortuosités. Lors de leur fermeture, la surface interne des porosités entre en contact avec elle-même. Les comparaisons qualitatives permettront d'évaluer l'impact du type de modèle utilisé pour gérer ces contacts internes (auto-contacts).

Des comparaisons quantitatives sont ensuite réalisées entre défaut réel et simulé en évaluant l'évolution des rapports entre le volume courant et le volume initial V/V_0 et l'évaluation des rapports R_i/R_{i0} des longueurs projetées des défauts courantes et initiales.

- Comparaison qualitative

L'évaluation qualitative des modèles numériques en champs complets par rapport à des résultats expérimentaux obtenus après des analyses par tomographie est tout d'abord réalisée dans le cadre d'essais de compression menés sur plasto-dilatomètre. Pour ces essais, les données expérimentales sont obtenues à partir des tomographies réalisées sans traitement de lissage après exploitation des images acquises. L'état initial expérimental du défaut contenu dans l'échantillon M43 (données issues de tomographie) et l'état initial en simulation (après traitement de lissage et intégration) sont présentés Figure 4-11. Sur cette illustration, on peut remarquer que l'intégration des géométries de défaut dans le modèle numérique a nécessité la suppression de détails sur la surface des échantillons.

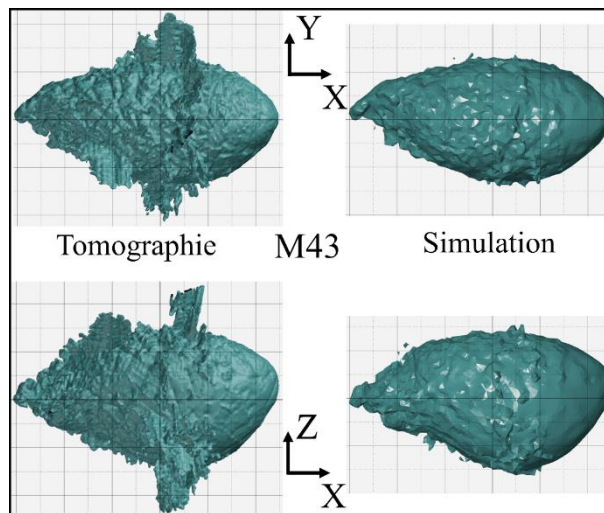


Figure 4-11 Comparisons des données initiales du défaut M43 issues de tomographie (gauche) et après intégration dans le modèle de simulation (droite) (1 carreau = 0.5 mm)

Les résultats qualitatifs consistent à comparer les profils des cavités obtenues après déformation dans les plans XY , XZ et YZ des repères des échantillons détaillés au cours du chapitre 3 paragraphe 3.2.2. La comparaison entre le défaut obtenu expérimentalement et les simulations en champs complets sont proposées après 4.5 mm de compression Figure 4-12. Sur cette illustration, les résultats expérimentaux sont affichés en rouge et les résultats de simulation sont affichés en vert.

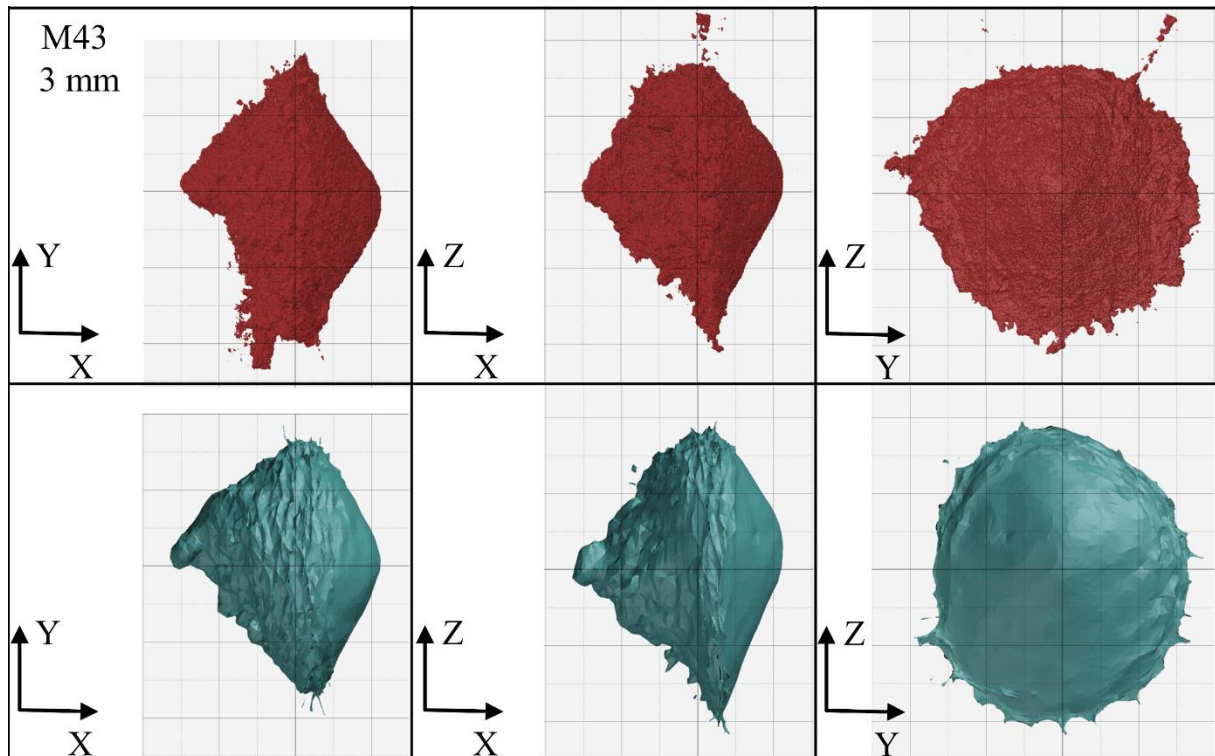


Figure 4-12 Comparaisons qualitatives de l'évolution de défauts, essai de compression plasto-dilatometre défaut M43, course de compression 3 mm (rouge, défaut expérimental, vert, défaut simulé) (1 carreau = 0.5 mm)

Les superpositions de défauts expérimentaux et simulés pour les deux états de compression sont présentées Figure 4-13. Les différents profils des défauts contenus dans M43 pour les deux états de compression sont également disponibles en détail en annexe 11.

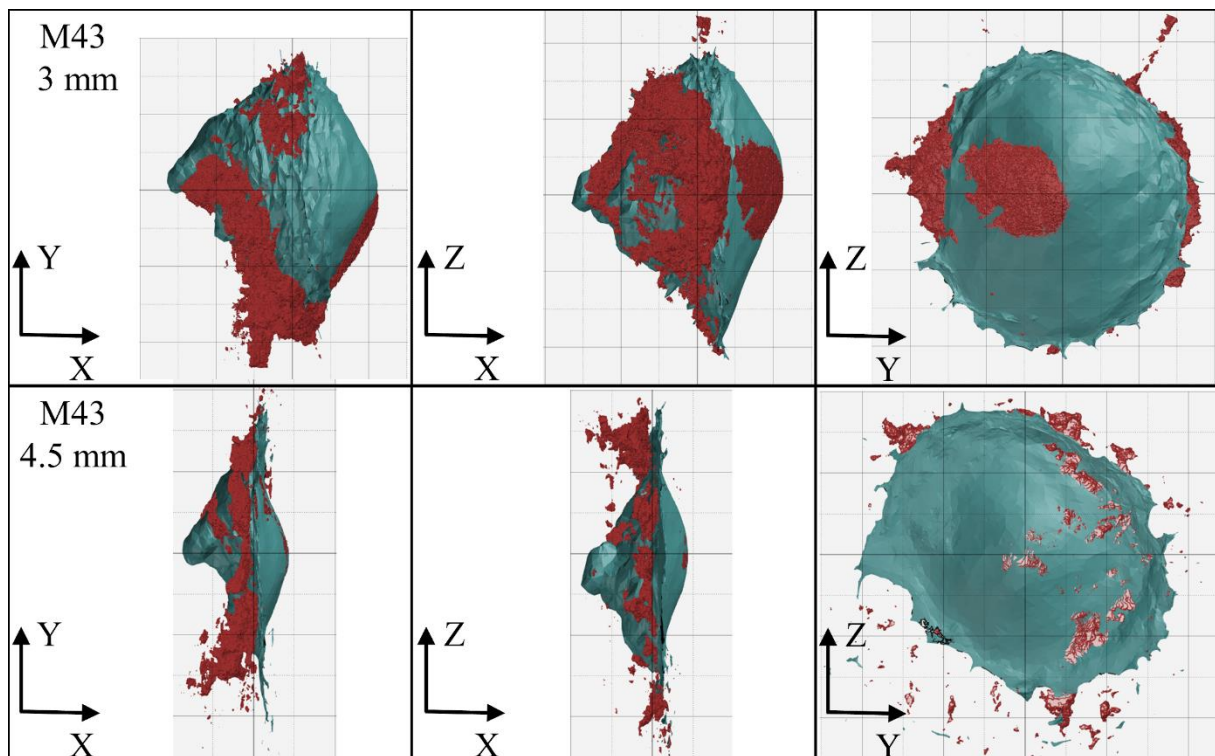


Figure 4-13 Comparaisons qualitatives de l'évolution de défauts, essai de compression plasto-dilatometre (rouge, défaut expérimental, vert, défaut simulé) (1 carreau = 0.5 mm)

Les vues suivant les plans XY et XZ fournissent une bonne correspondance entre les modèles de défauts obtenus en simulation et défauts obtenus après compression au moyen d'examens par tomographie. Le sommet observé du côté des X négatifs présente cependant une proéminence plus importante en simulation comparé aux observations expérimentales pour les deux niveaux de déformation. Des cavités résiduelles sont également observables dans les zones excentrées des images des défauts obtenus expérimentalement alors qu'elles ne sont pas observées en simulation. Ces dernières peuvent être un résultat de la simplification initiale lors de l'implémentation du défaut dans le maillage du modèle numérique (voir Figure 4-11).

Les vues suivant le plan YZ permettent quant à elles d'identifier les plus grandes disparités entre modèles numériques et représentations du défaut expérimental après compression. Les défauts expérimentaux montrent ainsi un degré de fermeture plus important dans ces vues particulièrement après 4.5 mm. Les résultats de simulation dans cette vue sont particulièrement dépendants de la gestion de l'auto-contact en simulation.

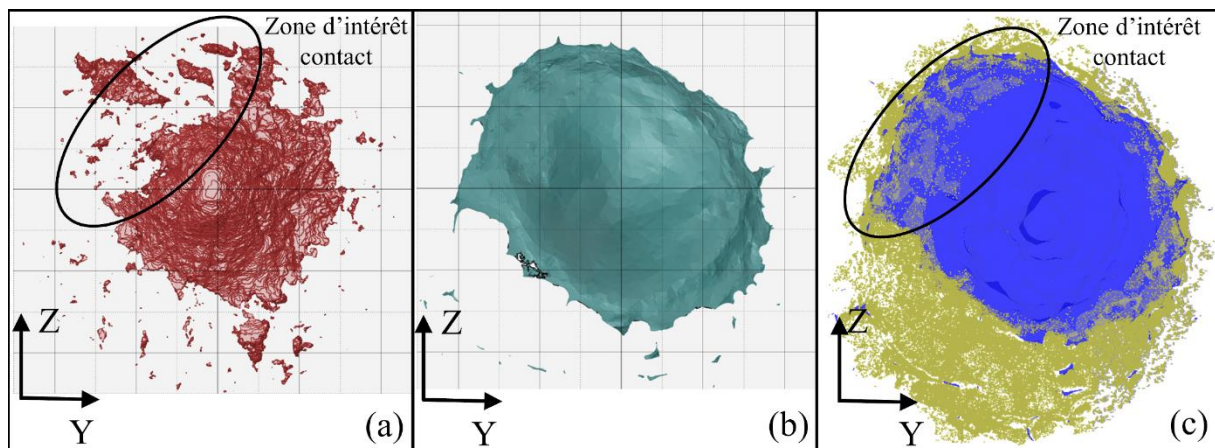


Figure 4-14 Morphologie du défaut contenu dans l'échantillon M43 après 4.5 mm de compression (a) résultats expérimentaux issus de tomographie, (b) morphologie obtenue en simulation et (c) morphologie obtenue en simulation avec représentation des zones d'auto-contact en jaune

La Figure 4-14 met en effet en évidence un écart significatif de surface projetée entre le défaut obtenu expérimentalement présenté Figure 4-14 (a) et son équivalent en simulation présenté Figure 4-14 (b). Une zone présentant une fermeture plus importante est en effet identifiée sur le défaut expérimental et mis en évidence par une ellipse matérialisant la zone d'intérêt pour l'analyse de l'auto-contact. Un début de mise en contact est cependant observable sur le modèle de simulation (voir Figure 4-14 (c), zone d'intérêt mise en évidence) laissant envisager un état de fermeture intermédiaire en simulation avant la fermeture finale et la disparition de la cavité dans ce secteur. Les autres disparités peuvent quant à elle être des conséquences de la simplification de la géométrie réalisée lors de l'intégration du défaut dans le modèle de simulation.

De manière générale, la morphologie des défauts semble plus comprimée selon la direction X à l'état expérimental. Les modèles numériques sous-estiment ainsi la fermeture du défaut. Les évolutions morphologiques conservent cependant des facteurs de forme similaires en expérimentation et en simulation. Un mécanisme de fermeture progressant depuis les bordures extérieures des défauts et perpendiculairement à la direction de sollicitation est également observable par la simulation et expérimentalement comme le montre l'évolution de la zone

d'auto-contact matérialisée en jaune observé sur le défaut après 3 mm (Figure 4-15 (a)) et 4.5 mm (Figure 4-15 (b)) de course.

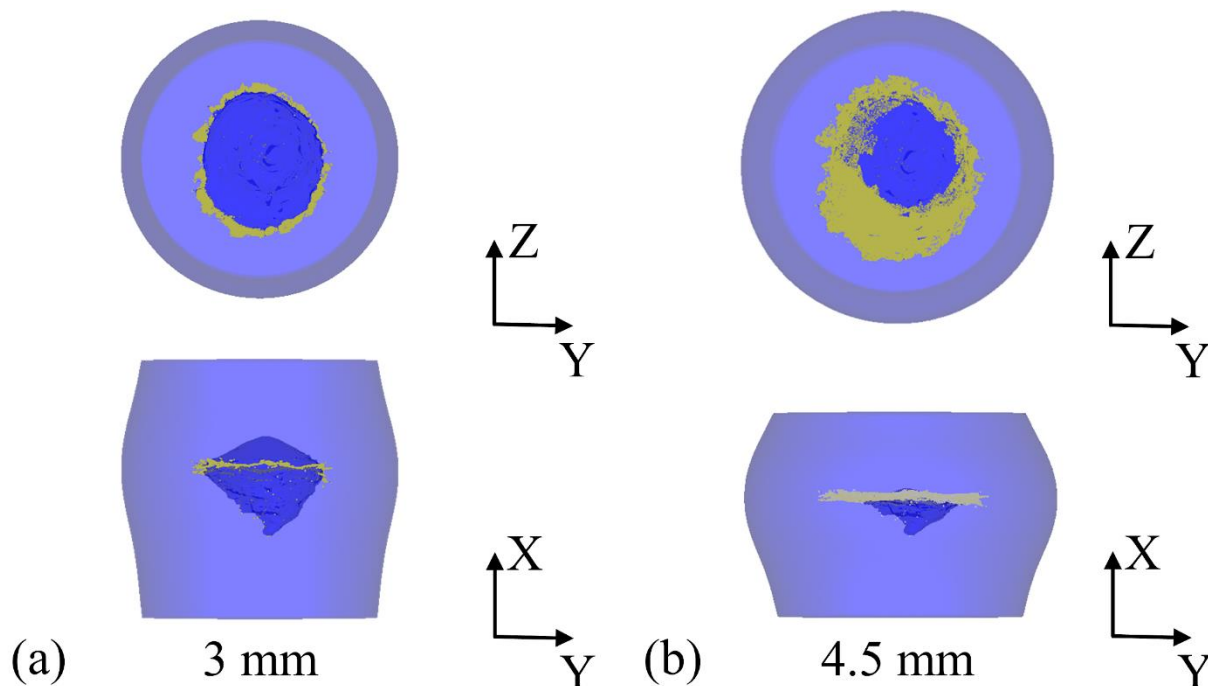


Figure 4-15 Evolution de la zone d'auto-contact du défaut contenu dans l'échantillon M43 en simulation après (a) 3 mm de course de compression et (b) 4.5 mm de course de compression

Pour rappel, l'échantillon ne possédant pas de repère, son repositionnement angulaire autour de l'axe X est effectué de manière qualitative afin d'obtenir visuellement la meilleure correspondance entre le profil numérique et mesuré. De ce fait, les dimensions selon les directions Y et Z ne sont pas comparées.

Concernant l'essai représentatif, les observations sont réalisées suivant les plans XY , XZ et YZ du repère lié à l'échantillon (défini en annexe 3). Les défauts aux états initiaux sont présentés bruts de tomographie et après intégration dans le modèle de simulation Figure 4-16.

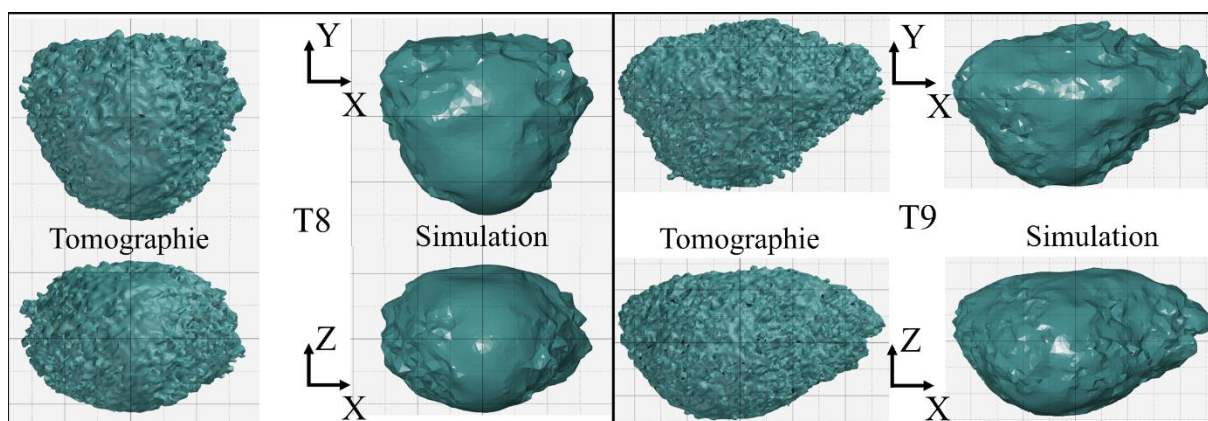


Figure 4-16 Comparaisons des données initiales des défauts T8 et T9 issues de tomographie (gauche) et après intégration dans le modèle de simulation (droite) (1 carreau = 0.5 mm)

Les comparaisons sont dans un premier temps mises en œuvre pour la première étape de mise en forme des échantillons T8 et T9.

Les trois vues utilisées pour la comparaison sont présentées Figure 4-17 avec une superposition des données expérimentales (en rouge) et des données de simulation (en vert) pour les défauts T8 et T9. Pour plus de détails, on pourra se référer aux projections détaillées en annexe 11.

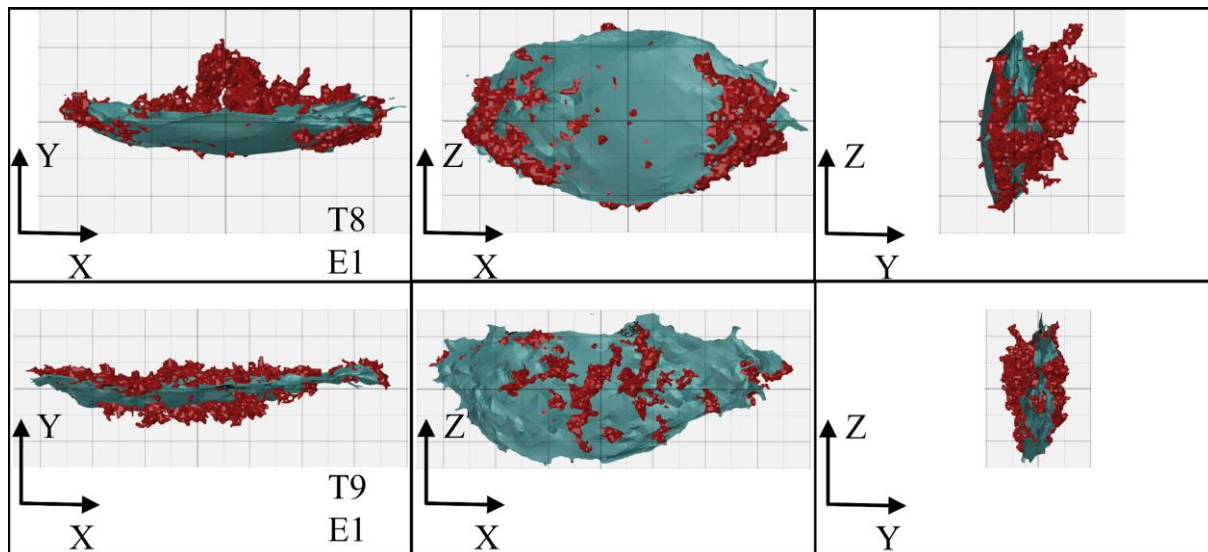


Figure 4-17 Comparaisons qualitatives de l'évolution de défauts, essai représentatif, première étape (rouge, défaut expérimental, vert, défaut simulé) (1 carreau = 0.5 mm)

Le défaut T8 obtenu en simulation présente une bonne correspondance morphologique dans le plan XZ avec les estimations expérimentales comme le montre la Figure 4-18.

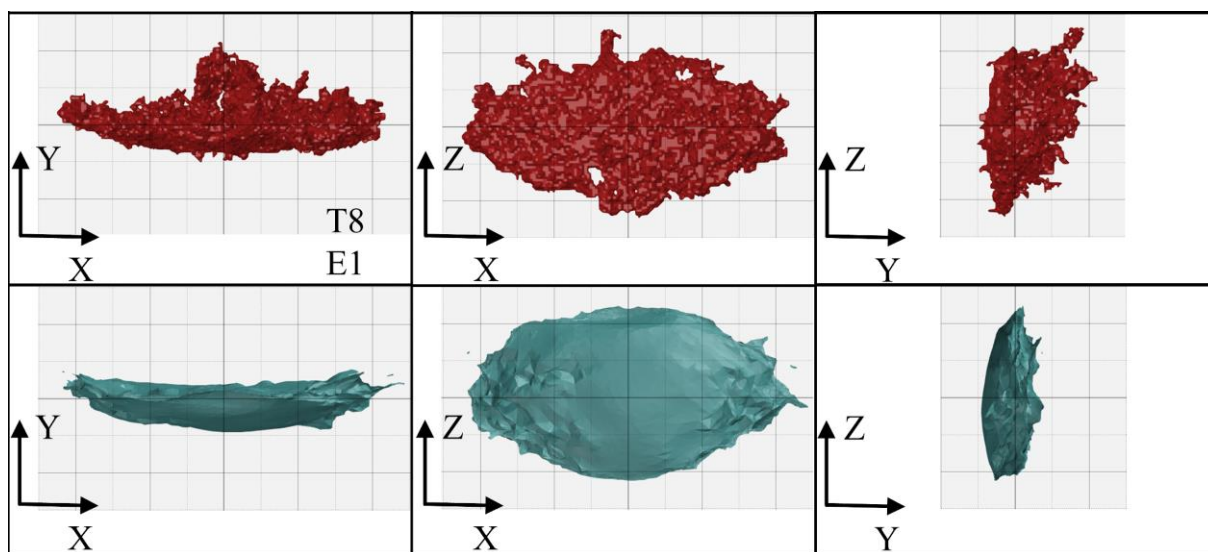


Figure 4-18 Comparaison qualitative de l'évolution du défaut contenu dans l'échantillon T8, essai représentatif, première étape (rouge, défaut expérimental, vert, défaut simulé) (1 carreau = 0.5 mm)

La correspondance de morphologie dans la direction Y est quant à elle réduite. Une excroissance présente du côté des Y positifs n'est en effet pas prise en compte sur la géométrie initiale en simulation. Les irrégularités observées sur cette excroissance peuvent laisser supposer qu'elles résultent du filtrage mis en œuvre au cours du traitement tomographique, leur volume pouvant ainsi être surévalué. Ces irrégularités sont les conséquences des bruitages des contours des défauts observés sur les tomographies n'ayant pas été atténués par les traitements. Les

conséquences de ces bruitages sont également observables en considérant l'état de surface obtenu sur l'intégralité de la peau des défauts étudiés.

Concernant le défaut contenu dans l'échantillon T9, une bonne correspondance est également obtenue pour la vue XZ considérée (voir Figure 4-19). Une fermeture plus importante est cependant observée expérimentalement (côté X positifs).

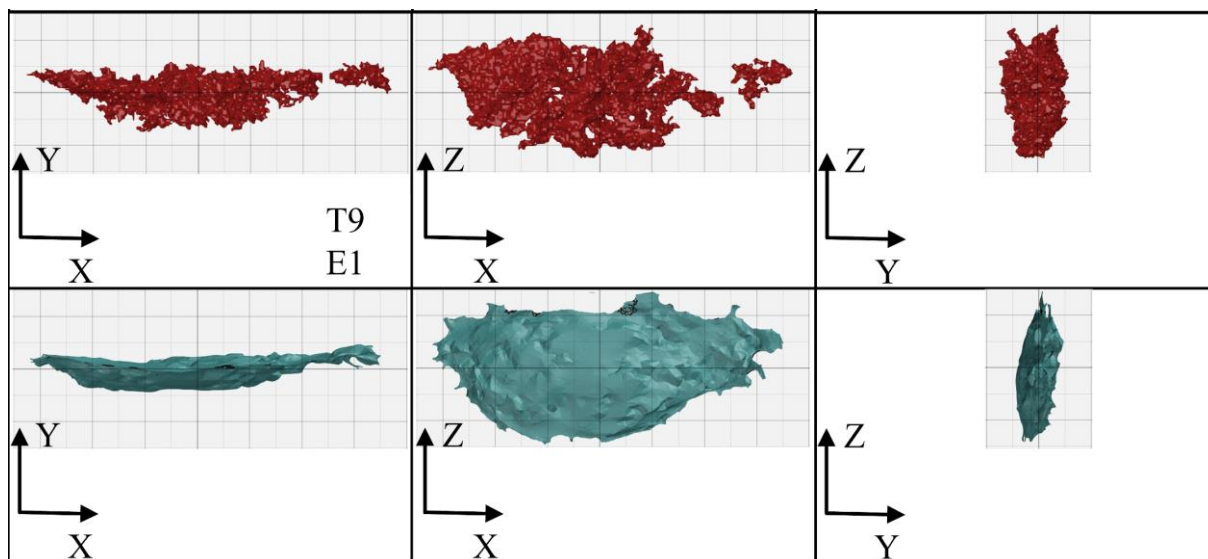


Figure 4-19 Comparaison qualitative de l'évolution du défaut contenu dans l'échantillon 98, essai représentatif, première étape (rouge, défaut expérimental, vert, défaut simulé) (1 carreau = 0.5 mm)

L'effet du filtrage de l'analyse est cependant une nouvelle fois observable comme l'illustre l'irrégularité des surfaces obtenues sur les géométries de défauts expérimentales. Une différence notable est ainsi observable pour les dimensions des défauts selon l'axe Y avec un écart toutefois plus réduit entre simulation et expérimentation comparé aux observations réalisées sur T8.

Malgré les différences observées selon la direction Y , les modèles de simulation en champs complets reproduisent les morphologies de défauts avec un bon niveau de fidélité notamment sur la répartition globale des volumes des cavités selon les coordonnées du repère de l'échantillon.

En ce qui concerne les échantillons T1 et T2 mis en forme au cours de la seconde étape. Les états initiaux en tomographie et en simulation sont présentés Figure 4-20.

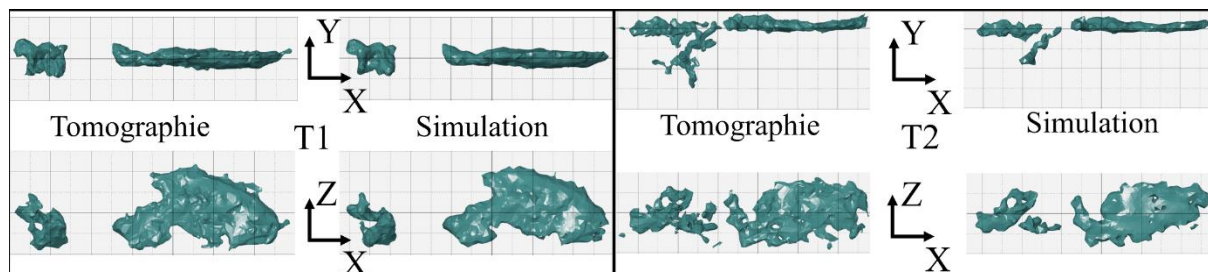


Figure 4-20 Comparaisons des données initiales des défauts T1 et T2 issues de tomographie (gauche) et après intégration dans le modèle de simulation (droite) (1 carreau = 0.5 mm)

Les morphologies obtenues en simulation et expérimentalement pour le défaut T1 sont présentées Figure 4-21. Le bruit d'analyse est une nouvelle fois observé sur le défaut obtenu expérimentalement présentant un état de surface irrégulier.

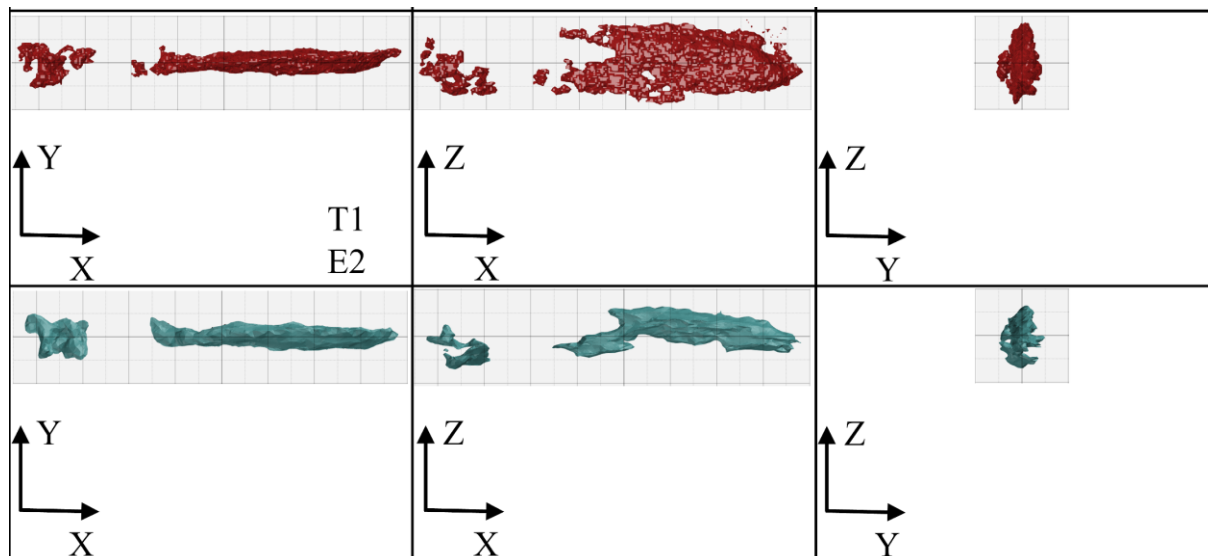


Figure 4-21 Comparaison qualitative de l'évolution du défaut contenu dans l'échantillon T1, essai représentatif, première étape (rouge, défaut expérimental, vert, défaut simulé) (1 carreau = 0.5 mm)

Les comparaisons sont quant à elles illustrées Figure 4-22 pour les défauts T1 et T2. Pour plus de détails, on pourra se référer aux profils détaillés en annexe 11.

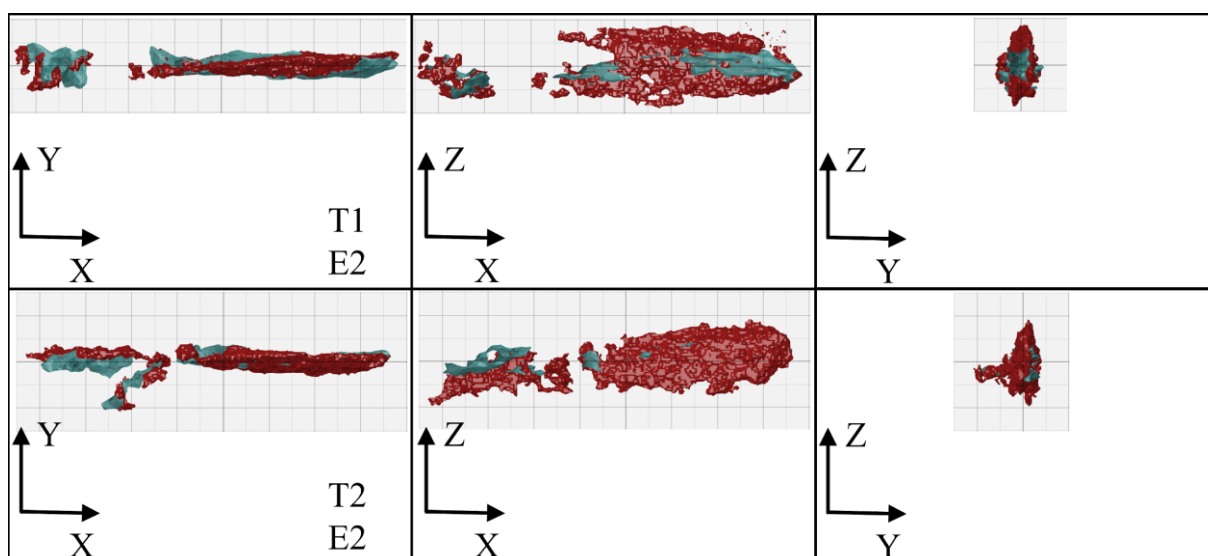


Figure 4-22 Comparaisons qualitatives de l'évolution de défauts, essai représentatif, seconde étape (rouge, défaut expérimental, vert, défaut simulé) (1 carreau = 0.5 mm)

Pour les trois vues considérées, les morphologies et les dimensions mesurées et simulées correspondent globalement. Des fermetures plus importantes sont tout de même observées expérimentalement. Les différences observées notamment selon la direction Z et dans le plan XZ viennent principalement de différences de traitement des tomographies entre les états obtenus avant et après la déformation. L'analyse réalisée après mise en forme aurait tendance à surestimer les volumes dans l'échantillon par rapport aux méthodes d'analyse utilisées pour l'état initial. Cette surestimation peut une nouvelle fois être une conséquence du traitement de

filtrage des données de tomographie, en témoigne l'irrégularité des surfaces obtenues. L'évolution numérique des morphologies est donc globalement fidèle aux observations expérimentales. Les observations effectuées mettent également en évidence l'influence des traitements de tomographie sur l'interprétation des résultats.

Les modèles numériques en champs complets fournissent ainsi une bonne représentation de l'évolution morphologique des cavités. Le traitement des acquisitions tomographiques semble cependant influencer de manière non négligeable les résultats fournis.

L'absence de réalisation d'essais enchaînant les deux premières étapes de mise en forme ne permet également pas d'identifier une éventuelle influence du cycle thermique sur l'évolution des cavités et notamment la tenue des cicatrises obtenues pouvant être à l'origine de réouverture lors du changement de direction de mise en forme.

- Comparaison quantitative

Une première analyse quantitative concerne l'évaluation de la méthode de modélisation des cavités par des ellipsoïdes idéaux. Cette démarche vise à étudier la possibilité de modéliser explicitement de façon simplifiée l'évolution de cavités par l'analyse des rapports R_i/R_{i0} des longueurs projetées des défauts. Les volumes ne sont donc pas comparés étant donné les écarts d'estimation de l'état initial des cavités (voir paragraphe 4.3.2). L'évaluation est menée sur la première étape de mise en forme des échantillons T1, T2 et T3. L'état initial des cavités est fourni par des radiogrammes et l'état final est fourni par la réalisation de tomographies avec une résolution d'analyse de 25 μm . Les dimensions initiales des défauts obtenues par analyse des radiogrammes sont présentées Tableau 4-6. Les données de tomographies après la première étape sont présentées Tableau 4-5.

Une comparaison portant sur l'évolution des rapports des grandeurs projetées obtenues expérimentalement pour les défauts T1, T2 et T3 et sur des modèles numériques en champs complets utilisant des ellipsoïdes idéaux est présentée Tableau 4-9.

Tableau 4-9 Comparaisons des ratios d'évolution des dimensions projetées des défauts (essai représentatif, modèles de simulation en champs complets utilisant des ellipsoïdes idéaux)

ID	R_x/R_{x0} Exp.	R_x/R_{x0} Sim. (idéal)	Ecart Relatif (%)	R_y/R_{y0} Exp.	R_y/R_{y0} Sim. (idéal)	Ecart Relatif (%)	R_z/R_{z0} Exp.	R_z/R_{z0} Sim. (idéal)	Ecart Relatif (%)
T1 E1	1.44	1.35	-6.1%	0.37	0.15	-59.0%	0.81	0.99	21.9%
T2 E1	1.57	1.36	-13.3%	0.75	0.14	-81.4%	0.73	0.98	33.9%
T3 E1	1.53	1.36	-10.8%	1.00	0.28	-72.0%	0.83	0.98	18.5%

Une mauvaise estimation des rapports des grandeurs projetées expérimentales est obtenue lors du recours à des défauts idéaux. Cette mauvaise estimation est en particulier observable sur les grandeurs selon Y avec une surestimation de la réduction de ces grandeurs obtenues en simulation de l'ordre de 60 % à 80 %. L'ellipsoïde idéal est présenté Figure 4-23 pour le défaut T1 en comparaison de sa morphologie réelle. Sur cette illustration, le défaut idéal est matérialisé en violet et le défaut réel obtenu en tomographie est représenté en vert.

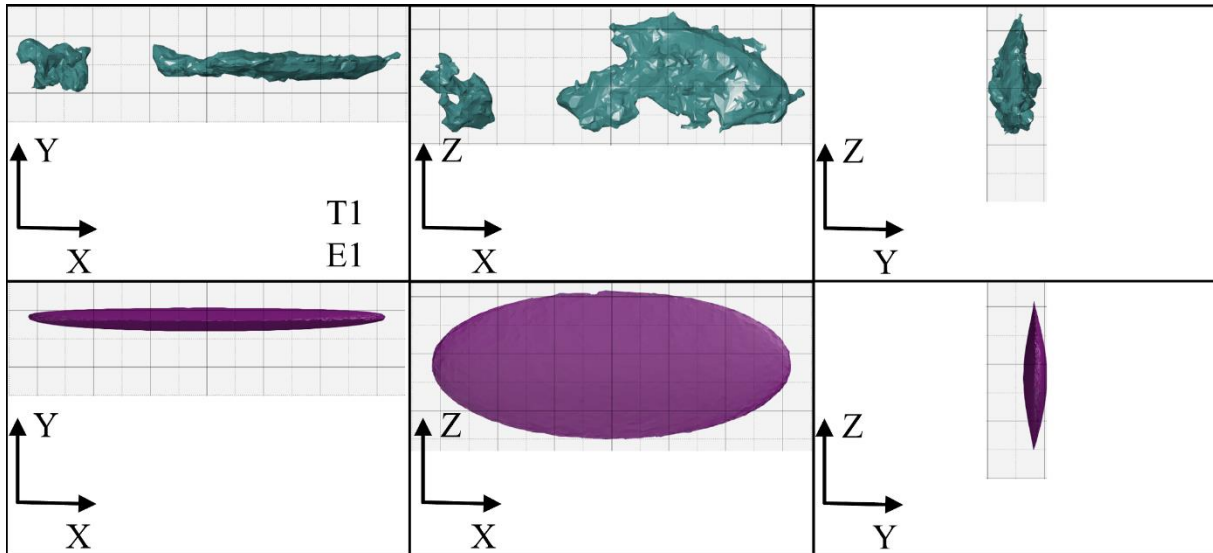


Figure 4-23 Evaluation de la méthode de modélisation par défaut « idéal », essai représentatif, première étape (vert, défaut réel, violet, défaut idéal) (échantillon T1) (1 carreau = 0.5 mm)

Concernant les autres défauts, la superposition entre défaut réel et défaut idéal est disponible Figure 4-24.

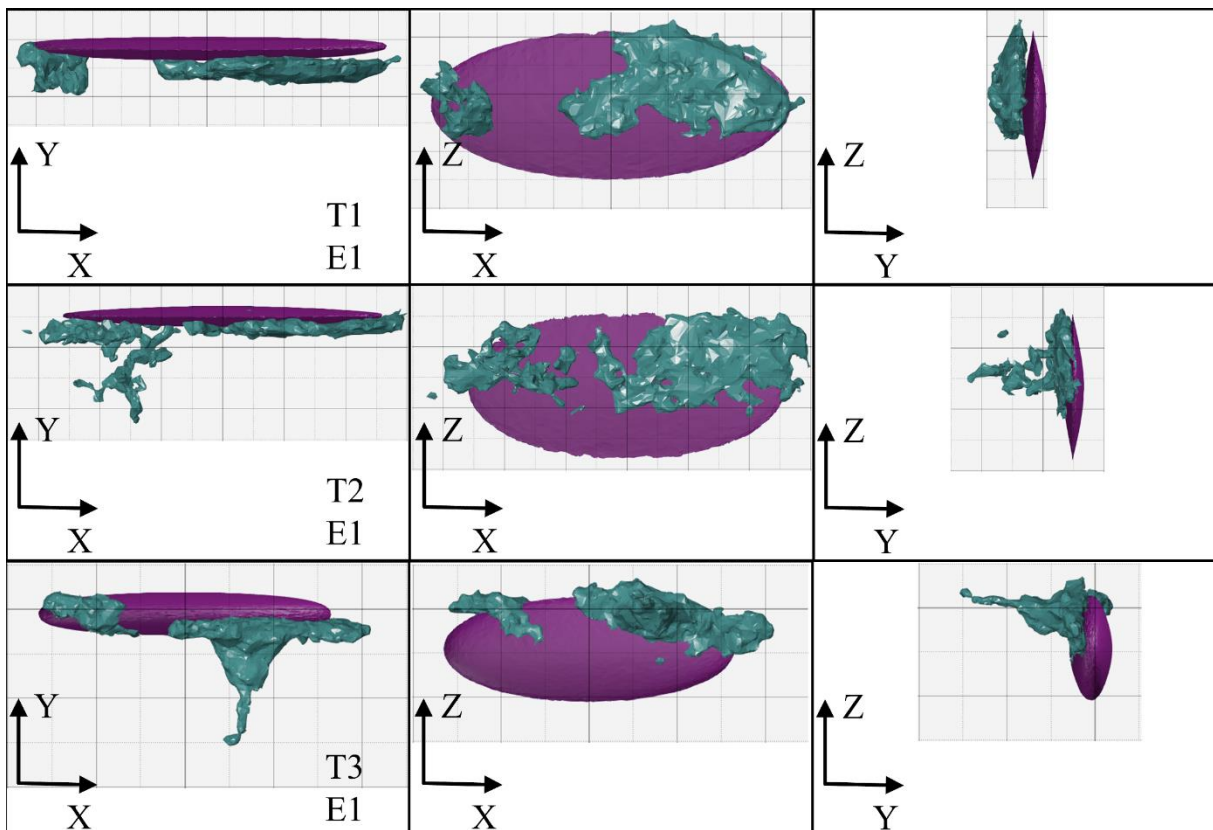


Figure 4-24 Evaluation de la méthode de modélisation par défauts « idéaux », essai représentatif, première étape (vert, défaut réel, violet, défaut idéal) (1 carreau = 0.5 mm)

Des illustrations détaillées sont disponibles en annexe 12 pour les défauts T1, T2 et T3.

Concernant les autres rapports des grandeurs projetés, les dimensions suivant X et Z ont respectivement un allongement sous-estimé de l'ordre de 10 % et surestimé de l'ordre de 20 à 30 % par les simulations de l'étape 1.

Les analyses quantitatives portent par la suite sur l'évolution de cavités modélisées par l'intégration de leur géométrie obtenue par tomographie au sein de modèles numériques présentés au cours du chapitre 3 partie 3.3.2. Les évolutions des rapports V/V_0 et des rapports R_i/R_{i0} des longueurs projetées des défauts sont ainsi utilisés comme critères de comparaison entre les modèles numériques et les expérimentations. Les défauts expérimentaux sont évalués par rapport à leur état initial. Les défauts obtenus sur les modèles de simulation sont comparés aux dimensions numériques initiales obtenues après l'intégration. Ceci permet de faire abstraction des variations de volume induites par le processus d'intégration des géométries issues de tomographies dans le modèle numérique.

Les premières comparaisons quantitatives des modèles explicites portent sur l'échantillon M43 déformé à deux niveaux différents (3 mm et 4.5 mm de course) sur plasto-dilatometre à 1200 °C et 20 s⁻¹. Pour ces expérimentations, seuls les volumes et la longueur projetée du défaut suivant l'axe de l'échantillon sont étudiés. Les critères de comparaison quantitatifs sont fournis Tableau 4-10.

Tableau 4-10 Comparaisons des ratios d'évolution des défauts (essai de compression)

ID	V/V_0 Exp.	V/V_0 Sim. (réel)	Ecart Relatif (%)	R_X/R_{X0} Exp.	R_X/R_{X0} Sim. (réel)	Ecart Relatif (%)
M43 (3 mm)	0.49	0.58	18.2	0.47	0.50	5.9
M43 (4.5 mm)	0.09	0.11	28.0	0.20	0.24	19.9

Les modèles numériques de l'essai représentatif sous-estiment globalement la fermeture des défauts. Une bonne correspondance est cependant obtenue à 3 mm entre les rapports de longueurs projetées R_X/R_{X0} avec un écart relatif inférieur à 10 %. L'évaluation du rapport V/V_0 reste quant à elle acceptable (écart inférieur à 20 %). Cet écart sur le volume est d'autant plus acceptable que l'estimation des volumes sont très sensible au traitement des résultats d'analyse tomographique comme mis en évidence paragraphe 4.3.3. Le faible volume obtenu en fin de déformation a également tendance à rendre l'influence de ces erreurs plus importante sur les écarts relatifs mesurés et expliquent l'augmentation de ces derniers à cet instant de compression.

Les écarts relatifs portant sur les longueurs projetées, moins sensibles aux erreurs de mesure, ont également tendance à augmenter avec la réduction du défaut. Les écarts sur les rapports des longueurs projetées et sur les volumes sont respectivement d'environ 20 % et 30 %. Ces derniers mettent ainsi en évidence les difficultés de modélisation des dernières étapes de fermeture des défauts à l'aide de modélisation en champs complets.

L'illustration Figure 4-25 présentant le positionnement des rapports expérimentaux V/V_0 et R_i/R_{i0} par rapport à leur estimation expérimentale montre cependant une bonne corrélation entre données expérimentales et données simulées.

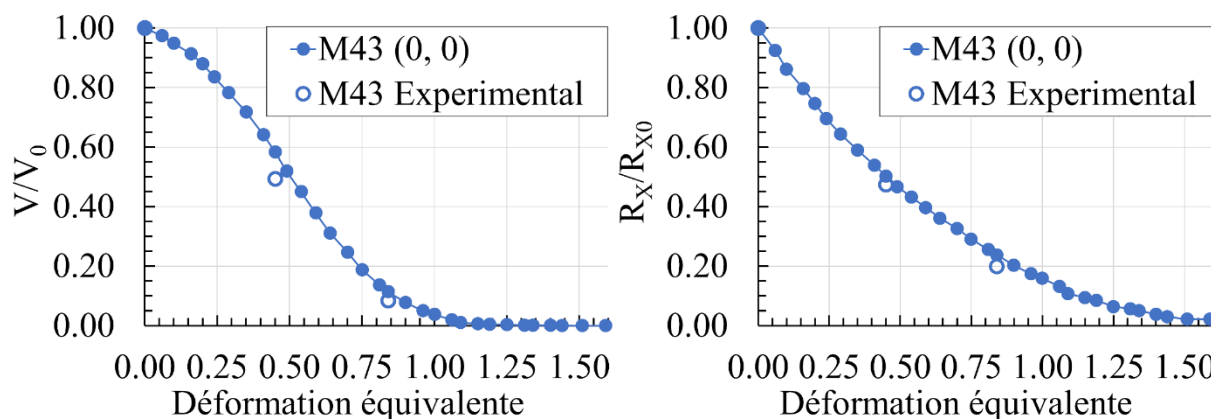


Figure 4-25 Comparaisons des critères d'évaluation quantitatifs (essai de compression, modèles de simulation en champs complets utilisant des représentations des morphologies réelles de défauts)

Les analyses quantitatives suivantes concernent les échantillons T8 et T9 mis en forme au cours de la première étape de l'essai représentatif. Les défauts sont évalués par l'évolution des rapports V/V_0 et des rapports R_i/R_{i0} des longueurs projetées des défauts. Sur le plan expérimental, l'état initial et final des défauts est obtenu par tomographie réalisée avec des résolutions de 35 μm . Un état initial et final du défaut est ainsi fourni. L'état initial des simulations est quant à lui obtenu à partir de la reconstruction numérique du défaut initial après son lissage et sa simplification en vue de son intégration au modèle numérique (voir chapitre 3 partie 3.3.2.).

Les résultats d'estimation des ratios volumiques sont tout d'abord consignés Tableau 4-11.

Tableau 4-11 Comparaisons des ratios d'évolution des volumes de défauts (essai représentatif, modèles de simulation en champs complets utilisant des représentations des morphologies réelles de défauts)

ID	V/V_0 Exp.	V/V_0 Sim. corrigée (réel)	Ecart Relatif (%)
T8 E1	0.22	0.28	24.2
T9 E1	0.13	0.19	40.4

Les fermetures obtenues par les modèles de simulation présentent des écarts relatifs importants au niveau des rapports volumiques comparés. Une sous-estimation des fermetures obtenues par les modèles de simulation est en effet observée. Ces écarts importants peuvent être la conséquence d'une forte réduction des volumes de défaut sur la première étape de mise en forme conduisant à l'obtention de volumes résiduels faibles en fin d'étape. Ces volumes réduits ont pour effet d'amplifier l'influence des différences de rapports volumiques observées sur les écarts relatifs. Les rapports volumiques obtenus présentent toutefois des rapports V/V_0 proches entre simulations et expérimentations avec une différence de 0.06 obtenue entre les indices pour les deux défauts analysés.

Concernant les données relatives aux longueurs projetées, les rapports après déformation sont présentés Tableau 4-12.

Chapitre 4 : Etude expérimentale de l'évolution de porosités

Tableau 4-12 Comparaisons des ratios d'évolution des dimensions projetées des défauts (essai représentatif, modèles de simulation en champs complets utilisant des représentations des morphologies réelles de défauts)

ID	R_X/R_{X0}	R_X/R_{X0}	Ecart Relatif (%)	R_Y/R_{Y0}	R_Y/R_{Y0}	Ecart Relatif (%)	R_Z/R_{Z0}	R_Z/R_{Z0}	Ecart Relatif (%)
	Exp.	Sim. corrigée (réel)		Exp.	Sim. corrigée (réel)		Exp.	Sim. corrigée (réel)	
T8 E1	1.31	1.41	7.7	0.56	0.3	-46.2	1.11	1.03	-6.4
T9 E1	1.39	1.35	-3.0	0.43	0.29	-32.5	0.89	1.03	14.7

Une bonne corrélation est obtenue pour les dimensions selon les directions X et Z avec des écarts relatifs inférieurs à 15 %. Un écart significatif est de nouveau observé selon la direction Y correspondant à la direction de déformation. Cette dimension étant la plus petite mesurée, on peut s'attendre à obtenir les incertitudes de mesures les plus importantes dans cette direction. Les rapports dimensionnels mesurés et ceux obtenus en simulation sont présentés Figure 4-26 pour les défauts T8 et T9 au cours de la première étape de mise en forme.

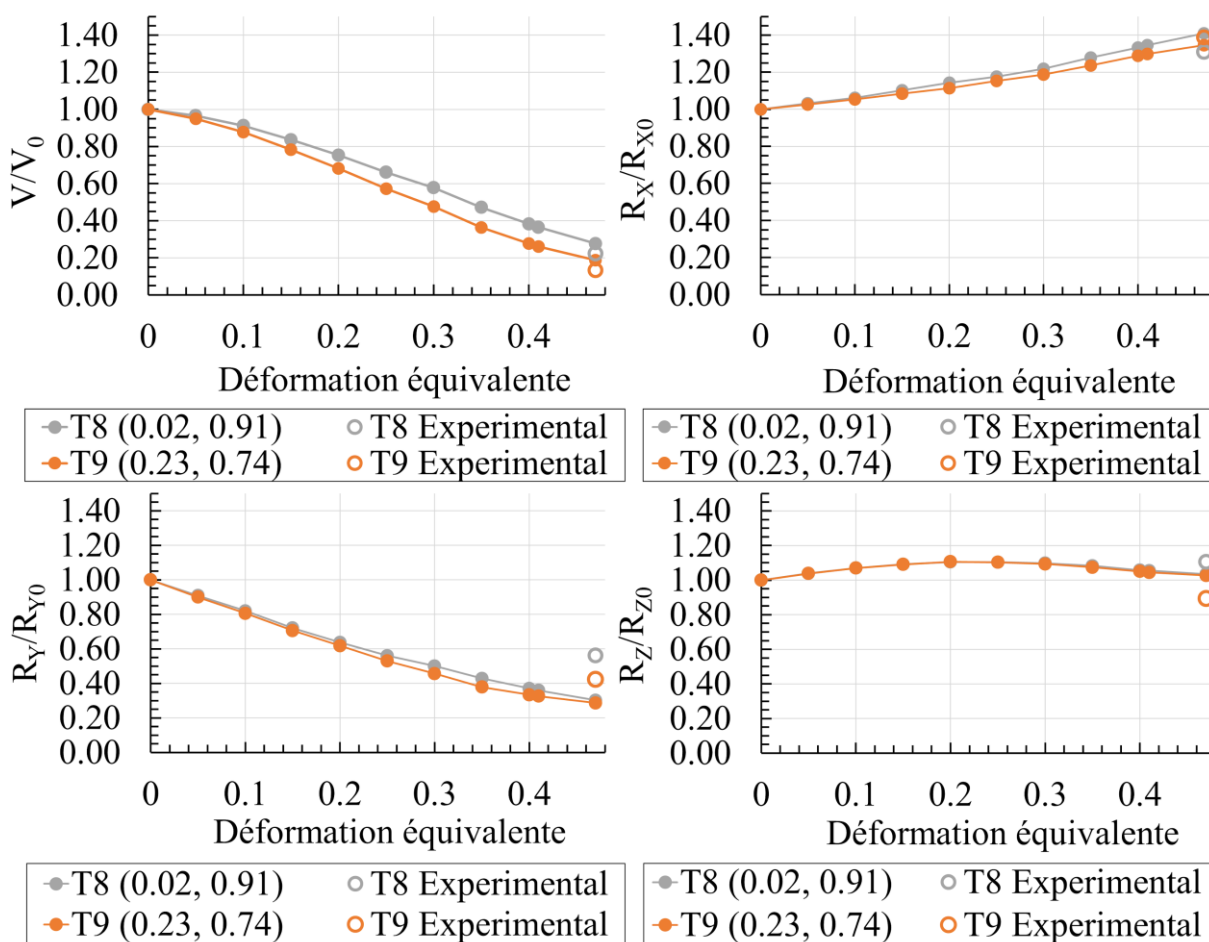


Figure 4-26 Comparaisons des critères d'évaluation quantitatifs (essai représentatif, étape 1)

Sur ces illustrations, l'évolution du rapport R_z/R_{z0} présente une forme particulière avec un maximum obtenu pour une déformation équivalente comprise entre 0.15 et 0.25. La diminution de la largeur du défaut suivant Z (direction perpendiculaire à la direction de mise en forme) peut s'expliquer par une limitation d'écoulement de la matière dans cette direction du fait de la forme de l'outillage. La forme « ronde » de la matrice permet de contenir l'écoulement latéral de la matière en particulier en fin de mise en forme.

Les données quantitatives présentent ainsi une correspondance jugée acceptable entre modèle expérimental et modèle de simulation pour l'essai de compression et pour l'essai représentatif. Les cotes projetées des défauts et les réductions mesurées présentent une bonne concordance. Les données sur les volumes présentent quant à eux des écarts nécessitant une analyse plus approfondie des moyens de mesure.

4.4.2. Discussion

- Confrontation entre morphologies simulées et expérimentales

Les résultats obtenus avec des ellipsoïdes idéaux reconstruits à partir des dimensions projetées des défauts présentent certains écarts importants avec les mesures par tomographie. Les écarts suivant l'axe de l'échantillon sont relativement faibles (6 à 13 % sur les trois échantillons analysés), mais ceux selon les deux autres dimensions (selon **Y** et **Z**) sont plus importants, de l'ordre respectivement de 19 à 34 % et de 59 % à 82 % (voir Tableau 4-9). L'utilisation de radiogramme pour alimenter des modèles numériques en champs complets permettant une estimation rapide de l'évolution de cavités à l'aide de géométrie simplifiée ne peut ainsi être envisagée qu'avec prudence. Le recours à des tomographies fournissant une représentation volumique des cavités est ainsi justifié dans le cadre de l'analyse par simulation de l'évolution de porosités. L'utilisation de radiogrammes dans des vues supplémentaires pourrait cependant fournir des informations sur l'orientation initiale du défaut et permettre d'enrichir la définition des ellipsoïdes idéaux et améliorer ainsi les prédictions.

Les résultats qualitatifs montrent de bonnes correspondances morphologiques entre les défauts simulés et les tomographies. La gestion des auto-contacts du défaut permet ainsi d'obtenir une fermeture conforme aux fermetures expérimentales. Des essais enchaînant les deux étapes de mise en forme permettront de valider le modèle d'auto-contact lors d'un changement de direction de sollicitation. Pour cela, la seconde étape pourrait être réalisée avec des interruptions afin d'attester l'augmentation du volume prédite par les simulations (voir chapitre 3 partie 3.4.2).

On remarque également la présence de surfaces présentant d'importantes aspérités pouvant trouver leur origine dans le bruit de mesure obtenu au niveau des résultats de tomographie. Ces surfaces bruitées suggèrent ainsi des difficultés dans l'obtention de contours nets des défauts analysés par les traitements de filtrage appliqués pouvant conduire à des erreurs d'estimation du volume et de la morphologie des cavités.

Les résultats suggèrent une influence non négligeable des traitements des données brutes de tomographie pouvant conduire à des erreurs d'estimation du volume ou des dimensions du défaut. Les grandeurs projetées sont en effet affectées de manière marginale avec des erreurs d'estimation dues aux erreurs de seuillage de l'ordre de la dimension d'un voxel. Une erreur de l'ordre d'un voxel appliquée sur l'intégralité des contours causée par un filtrage trop permissif ou trop restrictif a quant à lui un effet significatif sur les volumes estimés. L'ajout et le retrait

d'un voxel sur le volume expérimental sont illustrés sur le défaut de l'échantillon T8 Figure 4-27. Sur cette illustration, le volume expérimental possède une surface extérieure noire et une surface intérieure bleu ciel. L'enveloppe interne du défaut lorsqu'un voxel est ajouté sur la surface initiale est présentée en vert. Inversement, l'enveloppe interne représentant un retrait d'un voxel est présentée en rouge.

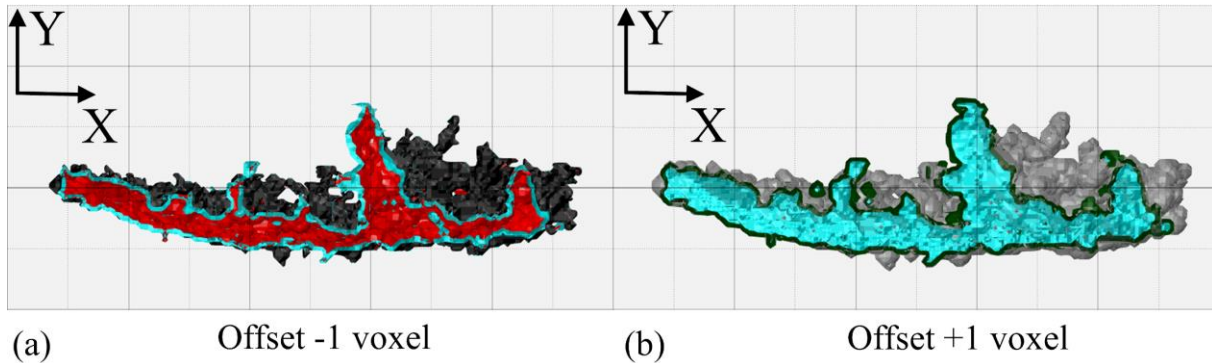


Figure 4-27 Effets du seuillage sur le volume du défaut de l'échantillon T8 (surface interne bleu ciel), (a) retrait d'un voxel sur la surface du défaut (surface interne rouge) et (b) ajout d'un voxel (surface interne verte) (1carreau = 0.5 mm)

On peut ainsi constater l'effet négligeable des erreurs de filtrage sur l'estimation des cotes projetées. Les conséquences portant sur les volumes sont quant à elles exposées dans le Tableau 4-13 pour les échantillons cadre de l'étude expérimentale.

Tableau 4-13 Estimation des écarts maximums et minimums effectués sur les volumes représentatifs de l'influence du filtrage des résultats de tomographie

Echantillon	Taille voxel (μm)	Volume (mm)	Volume (mm) (offset -1 voxel)	Ecart relatif (%)	Volume (mm) (offset +1 voxel)	Ecart relatif (%)
T8 Après étape 1	35	2.12	1.11	-47.6%	3.24	52.8%
T9 Après étape 1	35	2.30	1.1	-52.2%	3.8	65.2%
T1 Après étape 2	35	1.75	1.09	-37.7%	2.57	46.9%
T2 Après étape 2	35	1.25	0.65	-48.0%	1.99	59.2%
M43 3 mm	6.6	9.16	8.83	-3.6%	9.52	3.9%
M43 4.5 mm	5	1.65	1.53	-7.3%	1.78	7.9%

On remarque dans un premier temps qu'une dégradation de la résolution d'analyse se traduisant par l'utilisation de voxels plus grands a pour conséquence une majoration des erreurs maximales et minimales pouvant être réalisées lors du traitement des données de tomographie. Pour un même échantillon ayant des résolutions d'analyse comparables (échantillon M43), la progression de la fermeture du défaut permet d'identifier dans un second temps une progression de l'erreur d'estimation des volumes. L'erreur d'estimation des volumes est ainsi d'autant plus grande que le volume de défaut se réduit par rapport aux voxels utilisés.

L'obtention de données quantitatives portant sur les volumes nécessite ainsi une phase de calibration des méthodes de traitement pour caractériser la capacité de représentation des volumes expérimentaux. L'utilisation de sources permettant une diminution de la résolution

d'analyse est également un axe potentiel d'amélioration pour consolider les résultats d'estimation des volumes.

Les intervalles d'erreurs obtenus dans le Tableau 4-13 représentent des conditions extrêmement défavorables de surestimation ou de sous-estimation des dimensions des défauts sur l'intégralité de leur enveloppe. De plus les surfaces obtenues expérimentalement utilisées comme état initial de l'analyse présentent des états de surfaces comportant de nombreuses aspérités conséquences du bruit d'acquisition lors des tomographies. La tortuosité des défauts sont ainsi potentiellement amplifiées et les rapports surfaces sur volume des porosités sont également amplifiés ayant pour conséquence d'augmenter l'étendue des intervalles d'erreur. Une analyse théorique réalisée sur une porosité sphérique et ellipsoïdale (voir annexe 13) confirme cependant une tendance à l'augmentation de l'erreur de mesure lors de l'augmentation de la taille des voxels et lors de la réduction des dimensions du défaut.

Les défauts reconstitués après tomographie présentent également des excroissances non observées en simulation pouvant être la conséquence d'artefacts de mesure ou de traitement. Ces excroissances sont en partie responsables des erreurs importantes observées lors de la comparaison des dimensions projetées. Par exemple, pour le défaut T8, les excroissances suivant Y identifiées expérimentalement (voir Figure 4-18) dégradent les résultats de comparaison effectuée selon cette direction. Bien que ne représentant qu'une part réduite du volume total de la cavité mesurée, la suppression de ces excroissances sur le défaut contenu dans l'échantillon T8 a pour conséquence de diminuer son volume total de 5.7 %. L'écart d'estimation du rapport V/V_0 entre simulation et expérimentation évolue de ce fait de 24.2 % (voir Tableau 4-11) à 31.7 % lorsque ces excroissances sont ignorées. L'amélioration de la reproduction des dimensions selon Y sur le modèle de simulation serait ainsi réalisée au détriment de la qualité de reproduction des variations volumiques. L'écart observé resterait toutefois dans un intervalle d'erreur admissible en simulation. Inversement, le défaut de l'échantillon T9 a pu voir son volume expérimental sous-évalué par la présence de zones fines interprétées comme refermées expérimentalement (voir Figure 4-19). Dans ce cas de figure, les écarts relatifs observés par rapport à la situation réelle du volume du défaut peuvent être augmentés par cette accentuation de la fermeture. La sensibilité des résultats de comparaisons aux traitements tomographiques, mise en évidence par ces dernières constatations, souligne une nouvelle fois le besoin de calibration des analyses par tomographie pour en réduire les incertitudes.

Les écarts obtenus sur les dimensions transverses (Z pour l'étape 1 et Y pour l'étape 2) suggèrent également un axe d'amélioration possible sur le coefficient de frottement utilisé pouvant influencer l'estimation des volumes obtenus en simulation. D'autres incertitudes expérimentales portent également sur la thermique des échantillons, les dispersions expérimentales pouvant avoir un impact non négligeable sur les résultats expérimentaux.

Une étude numérique de sensibilité au frottement et aux échanges thermiques (portant sur les temps d'attente initiaux et les coefficients d'échanges thermiques) peut ainsi être menée sur un modèle en champs complets avec intégration explicite d'un défaut à morphologie réelle. Cette approche menée sur des défauts sphériques idéaux a mis en évidence un impact non négligeable du frottement et des échanges thermiques sur l'évolution de défauts au cours de l'essai représentatif complet (Pondaven *et al.* 2019). L'évaluation de l'impact des conditions thermiques et tribologiques servirait à estimer les incertitudes numériques sur le calcul du

rapport V/V_0 , ceci sur des morphologies de défauts réels. Cette évaluation permettrait de définir la précision avec laquelle déterminer les coefficients de frottement et d'échanges thermiques pour une incertitude sur le rapport V/V_0 donnée. Ceci déterminera la nécessité ou pas d'améliorer la maîtrise de ces paramètres pendant l'essai et d'en identifier une modélisation précise pour alimenter les simulations.

Les modèles de simulation en champs complets fournissent une bonne reproduction de l'évolution morphologique des cavités au cours de la mise en forme. Sur le plan quantitatif, l'estimation des évolutions de défauts présente également une bonne correspondance avec les mesures par tomographie. Une calibration des méthodes de contrôles apparaît toutefois nécessaire lors de l'introduction de nouvelles dimensions de défauts et d'échantillon ou le déploiement de nouvelles nuances sur l'essai représentatif. L'objectif serait de disposer d'une méthode de filtrage et de reconstruction des défauts limitant les erreurs d'estimation des cavités fournissant ainsi une évaluation des défauts fiabilisée. La dégradation des résultats obtenus lors de l'analyse de défauts dont les dimensions finales sont réduites par rapport à la résolution d'analyse met une nouvelle fois en évidence les difficultés de suivi et de validation des modèles en champs complets dans les dernières phases de fermeture. Le recours à des analyses destructives telles que des coupes métallographiques pourrait permettre de valider certaines observations et consolider la méthode de reconstruction utilisée.

- Critères d'évaluation de la fermeture des cavités

Les résultats d'évolution des défauts obtenus sur les modèles en champs complets sont confrontés à des résultats d'estimation des champs d'intégrale hydrostatique et de déformation équivalente afin d'effectuer une évaluation de critères d'évolution en champs moyens sur les processus de mise en forme analysés.

Concernant les essais de compression, les échantillons présentent des rapports de dimension de la cavité initiale sur la dimension initiale de l'échantillon h_0/H_0 de 0.55 ayant pour conséquence d'influencer de manière non négligeable la répartition des champs thermomécaniques observés en absence de cavités. L'hypothèse communément utilisée de non-perturbation des champs de sollicitation macroscopiques par la porosité n'est ainsi pas vérifiée pour cet essai.

Dans le cadre de l'essai représentatif, la population de défauts utilisée présente des rapports h_0/H_0 compris entre 0.1 et 0.2. Ces dimensions relatives réduites permettent ainsi d'assurer une perturbation des champs moins importante que dans l'essai de compression et constituent un des intérêts de l'essai représentatif. Ce rapport est également compris dans les intervalles rencontrés dans le cadre d'études expérimentales sur l'évolution de porosités de la littérature (Feng et Cui 2015) (voir annexe 1).

L'évolution des champs de déformation équivalente et l'évolution de l'intégrale hydrostatique sont tout d'abord confrontée à l'évolution du défaut M43 lors de l'essai de compression sur plasto-dilatomètre pour deux états de compression (3 mm et 4.5 mm de course de compression). Les résultats de cartographie présentés Figure 4-28 et Figure 4-29 illustrent les champs de déformation et d'intégrale hydrostatique obtenus sur un modèle en champs moyens de l'échantillon M43 (illustration supérieure) et une illustration de ces mêmes champs sur le modèle en champs complets avec une représentation explicitement du défaut. Ces illustrations présentent des coupes longitudinales des échantillons mis en forme.

Sur ces deux illustrations, on peut tout d'abord constater des champs fortement perturbés par la présence du défaut dans l'échantillon résultant de l'utilisation d'un défaut présentant une taille relative élevée par rapport aux dimensions de l'échantillon. Cette perturbation confirme les observations réalisées lors du précédent chapitre mettant en évidence le caractère macroscopique du défaut par rapport aux dimensions de l'échantillon. L'observation de la forme globale de l'échantillon mis en forme met également en évidence l'influence de la cavité sur la déformation macroscopique de l'échantillon.

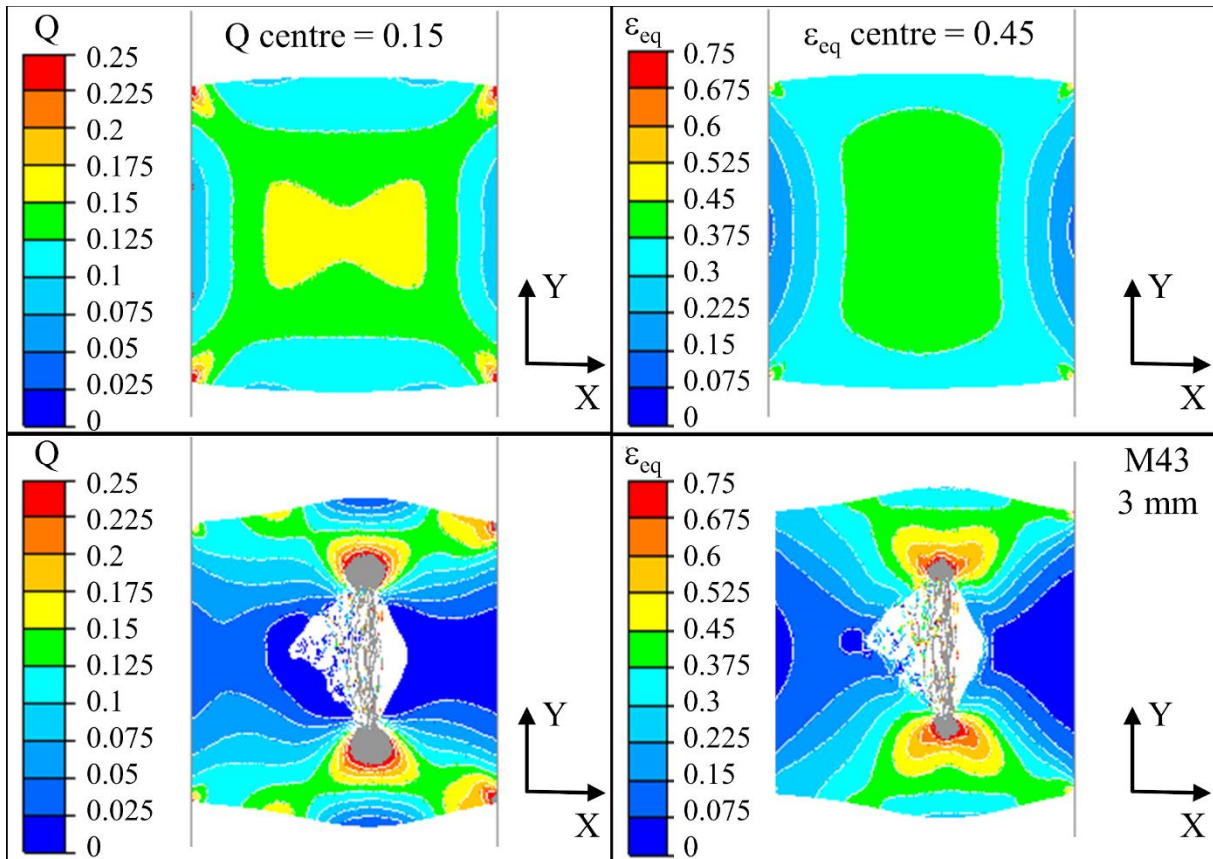


Figure 4-28 Champs de déformation et d'intégrale hydrostatique (sans défaut et au voisinage de M43, essai de compression 3 mm)

La simulation en champs moyens prédit des valeurs d'intégrale hydrostatique Q supérieures à 0.21 au cœur de l'échantillon pour la mise à forme lors d'une course de 4.5 mm (Figure 4-29). Passé ce seuil de déformation, une fermeture de la cavité est attendue selon les résultats présentés dans la littérature au cours du premier chapitre (Kakimoto *et al.* 2010).

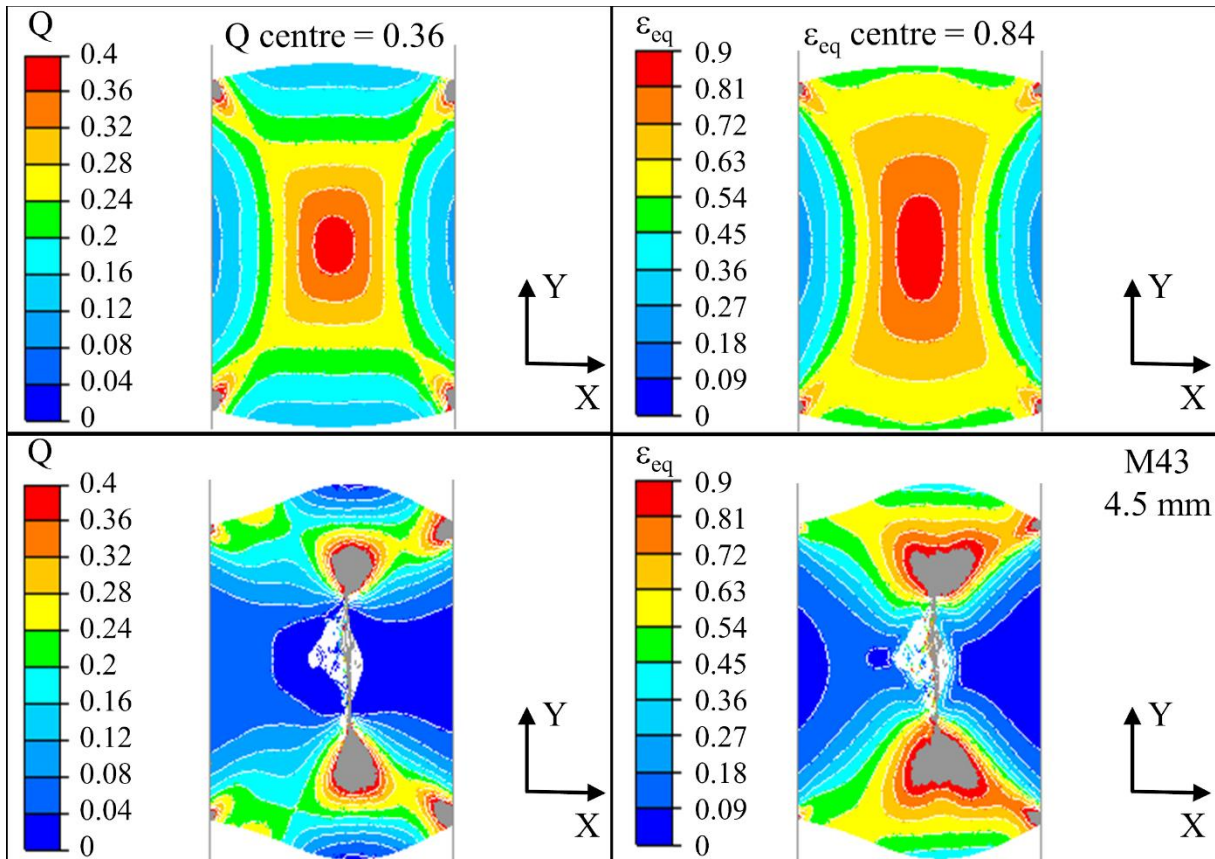


Figure 4-29 Champs de déformation et d'intégrale hydrostatique (sans défaut et au voisinage de M43, essai de compression 4.5 mm)

La cartographie de répartition de Q montre cependant une concentration des valeurs de $Q > 0.21$ à cœur de l'échantillon ne représentant qu'une faible zone où le défaut est localisé. De plus, la présence du défaut influence de manière importante la répartition des champs observés. L'influence de la dimension du défaut par rapport aux dimensions des échantillons est ainsi un facteur prépondérant sur les estimations pouvant être effectuées sur les modèles en champs moyens. Il est ainsi important de déployer de tels modèles dans le cadre de défaut présentant des dimensions projetées faibles devant les dimensions de l'échantillon mis en forme. Les modélisations en champs complets ne présentent quant à elles pas de difficultés à modéliser l'évolution de défauts dans de telles conditions. L'utilisation de l'essai d'écrasement sur plastodilatometre peut ainsi servir pour déterminer les dimensions de discrétisations volumiques et les modèles d'auto-contact adapté à la modélisation explicite de défaut en présentant un cas de validation simple à mettre en œuvre. Les dimensions réduites de l'échantillon permettent de mettre en œuvre des contrôles par tomographie avec de faibles résolutions réduisant ainsi les erreurs de mesure de son volume et de sa morphologie. Les dimensions réduites de l'échantillon ne permettent cependant pas d'évaluer la pertinence de critères en champs moyens ni d'en identifier les paramètres à partir de l'observation expérimentale de la fermeture du défaut.

Concernant les échantillons mis en forme lors des essais représentatifs, les champs de déformation équivalente et d'intégrale hydrostatique Q sont présentés pour l'étape 1 et pour l'étape 2 de mise en forme Figure 4-30 et Figure 4-31. Ces deux illustrations sont focalisées sur des coupes transversales des échantillons dans la zone de mise en forme dans le plan défini par la direction longitudinale de l'échantillon et par la direction de mise en forme. Sur ces deux

illustrations, les cartographies des modèles sans représentation explicite du défaut sont présentées dans la partie supérieure.

On peut dans un premier temps constater que la répartition des champs thermomécaniques dans les échantillons mis en forme n'est influencée que localement par la modélisation explicite des défauts. Les hypothèses d'application des critères d'évolution de défauts sont ainsi respectées pour ces opérations de mise en forme. Les maximums de déformation et d'intégrale hydrostatique sont cependant identifiés de manière localisée au cœur des échantillons. L'utilisation de cette unique valeur pour calibrer la configuration initiale des essais est ainsi réduite à une zone très limitée longitudinalement dans l'échantillon et peut ainsi limiter l'interprétation des fermetures des cavités présentant des allongements importants. La variation de Q reste cependant limitée dans les zones actives de l'outillage identifiable sur les coupes par l'empreinte des enclumes de mise en forme.

Concernant l'interprétation des valeurs de champs observées, les résultats du modèle en champs moyens de l'étape 1 en configuration 2 de l'essai représentatif (voir description des conditions de mise en forme partie 4.3.1.) présentés Figure 4-30 ne montrent pas de niveaux de déformation équivalente ou d'intégrale hydrostatique dépassant les seuils respectifs de 0.6 et 0.21 identifiés comme garantissant une fermeture totale des défauts. Aucune fermeture de défaut n'est également observée sur les modèles en champs complets.

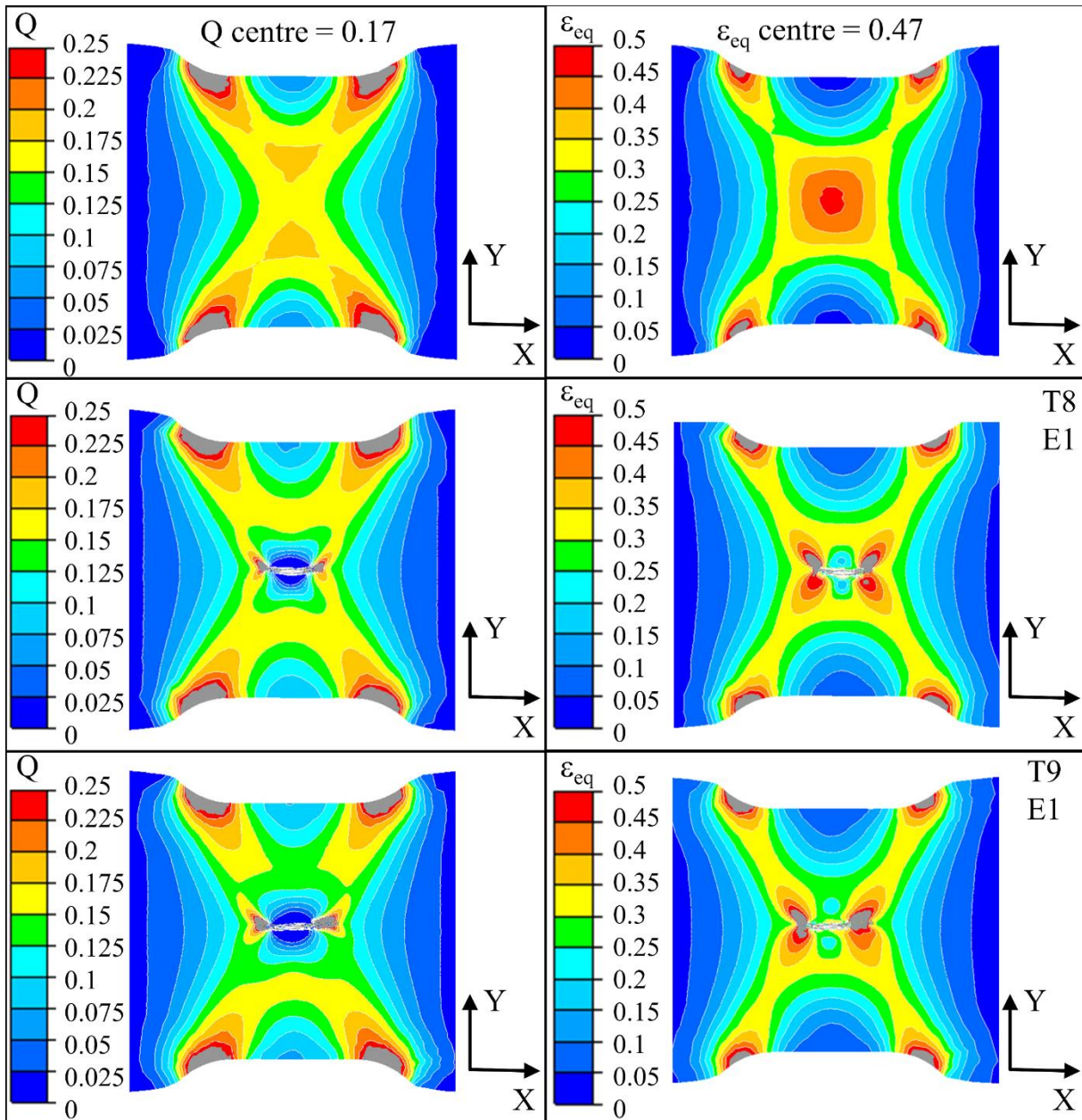


Figure 4-30 Champs de déformation et d'intégrale hydrostatique (sans défaut et au voisinage de T8 et de T9, essai représentatif étape 1)

Ces seuils sont quant à eux dépassés au cours de la seconde étape de mise en forme (configuration 1 de l'essai) comme illustré Figure 4-31. Les défauts T1 et T2 observés expérimentalement et sur les modèles de simulation à représentation explicite n'ont cependant pas montré de fermetures des cavités. Les seuils de 0.6 et 0.21 de déformation équivalente et d'intégrale hydrostatique sont en effet dépassés sur le cumul des sollicitations effectué sur les deux étapes de mise en forme dans l'intégralité de la zone contenant les défauts T1 et T2. Les valeurs obtenues sans cumul des sollicitations des opérations précédentes ne dépassent cependant pas ces seuils.

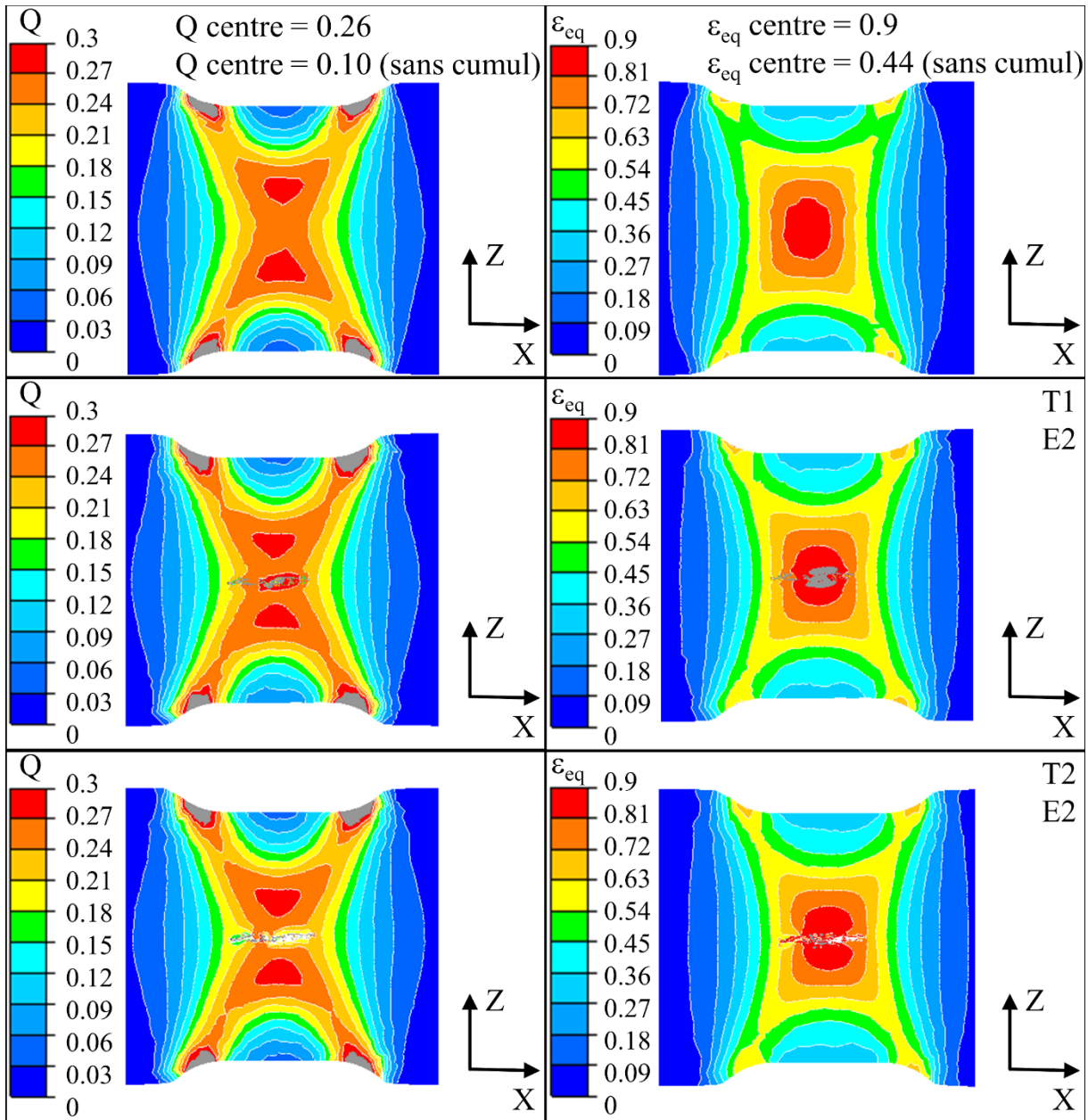


Figure 4-31 Champs de déformation et intégrale hydrostatique (sans défaut et au voisinage de T1 et de T2, essai représentatif étape 2)

Ces observations mettent ainsi en évidence la limitation des critères à seuil et leur aspect non prédictif lors de leur extension à des chemins thermomécaniques différents des conditions ayant servi à leurs identifications. L'application des changements de direction de déformation apparaît comme un critère essentiel de représentativité des procédés de mise en forme vis-à-vis de la fermeture de porosités. L'évaluation, étape de mise en forme par étape de mise en forme, de l'amplitude d'évolution des champs thermomécaniques pilotant la fermeture de porosité est ainsi nécessaire pour reproduire un trajet de sollicitation.

La confrontation entre simulation en champs complets et modélisation en champs moyens a ainsi montré l'influence de la taille relative des défauts étudiés par rapport aux dimensions des échantillons sur l'estimation des champs et sur l'écoulement de la matière pouvant limiter la capacité d'interprétation des modèles en champs moyens évaluant l'évolution de défauts macroscopiques. La réalisation d'essai représentatif présentant des dimensions d'échantillons

plus importantes a ainsi montré leur intérêt par rapport à des essais réalisés sur plasto-dilatomètre.

L'essai réalisé sur plasto-dilatomètre permet cependant d'identifier les paramètres de mise en données des modèles numériques explicites dans des conditions de sollicitations simplifiées et dans des conditions expérimentales mieux contrôlées. Il présente ainsi un caractère complémentaire à l'essai représentatif pouvant quant à lui reproduire des caractéristiques essentielles du chemin thermomécanique du procédé étudié (dans le cas présent du laminage à chaud) vis-à-vis de la fermeture de porosité. Il permet d'évaluer les performances des modèles en champs moyens et d'en identifier expérimentalement les paramètres. Il peut également aider à fixer des valeurs seuil de l'intégrale hydrostatique traduisant la fermeture des porosités pour le procédé étudié (laminage à chaud de barres pour les présents travaux).

Pour améliorer la représentativité de l'essai, il peut être envisagé, compte tenu de la taille des porosités produites dans les éprouvettes de fonderie, de relever le facteur d'échelle. En passant d'une échelle 1/10^{ème} à une échelle 1/5^{ème} par exemple, on augmente le rapport entre la taille de l'échantillon et celle de la porosité et on réduit la perturbation des champs thermomécaniques par le défaut. L'identification des paramètres des modèles en champs moyens en serait améliorée.

4.5. Conclusions

L'objectif du présent chapitre a été de mettre en œuvre l'essai de compression et l'essai représentatif et d'en confronter les résultats avec ceux de la simulation numérique.

L'essai représentatif a été adapté pour intégrer des défauts naturels dans des structures brutes de coulée continue. Ces adaptations ont nécessité une modification des échantillons mis en forme et la mise en place d'un protocole pour maîtriser la position initiale de la porosité dans les outillages de mise en forme.

Différents moyens d'examen non destructifs ont été mis en place pour caractériser la géométrie de la porosité. Leur évaluation a permis de mettre en avant l'intérêt de la tomographie devant les méthodes 2D d'examen radiographique. Cette dernière permet d'avoir une représentation 3D de la porosité et notamment de son volume, son orientation et sa morphologie. Les modélisations simplifiées ayant recours à des examens en 2D ont également montré leurs limitations en comparaison avec des résultats expérimentaux issus d'examens non destructifs en 3D.

D'un point de vue qualitatif, les morphologies obtenues en simulation concordent bien avec les mesures par tomographie. En particulier, les zones d'auto-contact sont correctement prédites par le modèle.

Les résultats quantitatifs ont mis en évidence des écarts acceptables entre expérimentation et simulation. Concernant les dimensions projetées, les prédictions dans les directions perpendiculaires à la mise en forme sont correctes. En revanche, les dimensions obtenues parallèlement à la direction de mise en forme présentent des écarts importants. Ceux-ci peuvent être la conséquence des traitements de reconstruction des cavités après tomographie. Des artefacts de mesure (liés à la résolution) peuvent être à l'origine de la génération d'excroissances perturbant le relevé des dimensions projetées. Ces dernières peuvent également être influencées par le bruit de mesure. La réduction des dimensions du défaut avec la

déformation en lien avec la résolution des tomographies amplifie les incertitudes de mesure. Une calibration des méthodes d'examen et de reconstruction des défauts peut limiter ces dernières.

Les résultats du modèle en champs complets de l'essai représentatif ainsi validé ont été confrontés aux résultats de la simulation sans porosité pour évaluer la perturbation des champs thermomécaniques macroscopiques provoquée par le défaut. Ceci permet d'évaluer la capacité du modèle en champs complets à identifier les paramètres de modèles d'évolution en champs moyens. Les résultats obtenus montrent une faible perturbation due à la porosité. Celle-ci pourrait tout de même être davantage réduite par une augmentation du facteur d'échelle de l'essai évoluant d'un rapport actuel de $1/10^{\text{ème}}$ à, par exemple, un rapport de $1/5^{\text{ème}}$.

Concernant l'essai représentatif, l'évaluation d'enchaînement d'étapes de mise en forme reste également à effectuer. La réalisation de mises en forme interrompues est notamment nécessaire pour confirmer l'augmentation des volumes de cavité observée numériquement en début de deuxième étape. L'impact des refroidissements entre deux étapes de mise en forme est également à déterminer.

Conclusion générale et perspectives

Conclusion

Ces travaux de thèse ont été consacrés à la fermeture de porosités en laminage à chaud de barres. L'objectif à long terme est de caractériser la capacité d'une gamme de laminage à fermer les porosités présentes initialement en sortie d'un processus de coulée continue. Cette caractérisation est réalisée par la simulation du procédé industriel en intégrant des modèles de fermeture de porosité. Ces derniers nécessitent toutefois une identification à partir d'expérimentations. Les installations industrielles de laminage ne permettent pas la réalisation d'essais *in situ*. Les essais sur les simulateurs thermomécaniques tels que les machines Gleeble® permettent cette identification, mais dans des conditions de mise en forme peu représentatives des conditions industrielles. Par exemple, il y est difficile de reproduire les changements de direction de déformation.

Les objectifs de ces travaux de thèse étaient la mise en place d'une méthodologie de caractérisation et de modélisation de la fermeture de porosités en laminage. Cette méthodologie est basée sur la confrontation d'un essai représentatif ou « simulateur expérimental » reproduisant dans un échantillon les caractères essentiels de l'évolution de porosités au cours du laminage avec un modèle numérique en champs complets. L'exploitation de ce dernier servira à alimenter des modèles en champs moyens ou à définir des critères garantissant la fermeture pour des processus de mise en forme spécifiques.

Dans un premier temps, l'étude bibliographique portant sur le phénomène de fermeture de porosités et sa modélisation a permis d'identifier comme caractères essentiels l'état de contrainte (triaxialité), la déformation et l'alternance des directions de déformation. La nature des porosités présentes dans les blooms, vides, sans oxyde en surface et présentant des tortuosités joue également un rôle essentiel.

Un essai représentatif développé lors d'une thèse antérieure (Chevalier 2016) dans le cadre général de l'étude du laminage à chaud a été adapté à l'étude spécifique de la fermeture de porosité. Un échantillon intégrant des défauts de coulée naturels a été mis en œuvre. Celui-ci est constitué d'un matériau brut de coulée contenant une porosité obtenue par le même processus physique qu'en coulée continue.

Les modèles numériques nécessitent la caractérisation du comportement rhéologique du matériau brut de coulée. Ceci a fait l'objet du deuxième chapitre. L'observation de la structure d'un bloom laisse envisager un comportement potentiellement anisotrope et hétérogène. En conséquence, une campagne expérimentale sur plasto-dilatometre a été mise en œuvre. Les résultats n'ont fait apparaître aucune hétérogénéité ni anisotropie significative. Il a été décidé de modéliser le comportement par un unique modèle rhéologique isotrope. Différentes lois de comportement et différentes méthodes d'identification ont été testées. La prise en compte des spécificités de comportement du matériau brut, présentant notamment un pic de contrainte en début de déformation, a conduit à sélectionner un modèle d'Hensel-Spittel à 9 paramètres intégrant un seuil et un modèle de Quelennec.

Une modélisation en champs complets a été mise en place en intégrant la géométrie « réelle » de défauts et son ellipsoïde équivalent défini par la méthode mise en œuvre par Saby *et al.* (Saby *et al.* 2013). Les géométries réelles sont issues de tomographies et sont traitées en vue de leur

Conclusion générale et perspectives

intégration dans la simulation numérique. Ce traitement réduit certains détails morphologiques et impacte le volume global. La simulation en champs complets intègre un modèle d'auto-contact unilatéral collant pour gérer les repliements de la surface interne de la porosité. Cette stratégie de modélisation est évaluée dans un premier temps avec l'essai de compression sur plasto-dilatomètre. La simulation avec la géométrie réelle a montré une diminution du volume de la porosité avec une fermeture progressant depuis la périphérie de la cavité. La même simulation avec l'ellipsoïde équivalent présente la même évolution de volume sur une grande partie de la déformation. Seuls les derniers stades présentent des différences avec une fermeture du défaut réel obtenue pour une déformation plus importante. La simulation en champs complets de l'essai représentatif montre une légère augmentation du volume de la porosité lors du changement de direction de déformation. Ceci a montré l'influence du facteur de forme de la porosité vis-à-vis de la direction de sollicitation. L'évolution d'une porosité lors d'une étape de mise en forme va dépendre de son facteur de forme et de son orientation obtenus à l'issue de l'opération précédente.

Les modèles en champs complets ont été confrontés à des essais expérimentaux. Dans un premier temps, l'essai de compression sur plasto-dilatomètre a montré que les évolutions de volume et des dimensions projetées simulées présentent une bonne correspondance avec les mesures par tomographie. La morphologie de la porosité et les zones d'auto-contact sont également bien prédites. Les résultats obtenus avec l'essai représentatif confirment les performances du modèle en champs complets. Ceci doit toutefois être nuancé par les limitations des mesures par tomographies. En effet, les incertitudes de mesure, en particulier lorsque les dimensions de la porosité se rapprochent de la résolution de la tomographie, peuvent influencer significativement les résultats expérimentaux.

Perspectives

En premier lieu, il est nécessaire de consolider la méthode expérimentale développée par une calibration des moyens de contrôle non destructifs afin de réduire les incertitudes de mesures dues aux moyens d'analyse. La maîtrise des incertitudes de l'essai de représentatif est également nécessaire pour pouvoir être déployé sur une plus grande population d'échantillons et disposer de résultats obtenus dans des conditions répétables.

Dans un second temps, les essais représentatifs avec enchaînement des étapes de mise en forme doivent être réalisés. La deuxième étape pourra être interrompue pour valider l'augmentation de volume en début de déformation constatée en simulation. Des essais enchaînés utilisant une seule chauffe devraient également être mis en œuvre pour évaluer l'impact des refroidissements. Par exemple, l'application du second chargement immédiatement après la première étape peut favoriser la réouverture des auto-contacts.

Des essais sont prévus avec des éprouvettes de fonderie réalisées avec la même nuance que celle qui a été caractérisée. De même l'essai représentatif dans sa configuration approchant au mieux les sollicitations du laminage industriel de la nuance étudiée sera déployé pour améliorer son degré de représentativité.

La comparaison de la simulation de l'essai représentatif en champs complets et sans porosité a montré une faible perturbation des champs thermomécaniques macroscopiques par la présence du défaut. Celle-ci pourrait être réduite encore par une augmentation du facteur d'échelle, actuellement fixé à $1/10^{\text{ème}}$, à une valeur de $1/5^{\text{ème}}$ par exemple. Cette non-perturbation est

Conclusion générale et perspectives

essentielle pour se situer dans les conditions d'application d'un modèle en champs moyens et permettre une comparaison entre modèles en champs moyens et en champs complets.

La fermeture géométrique des porosités est une première étape, il est nécessaire de caractériser également les derniers stades de fermeture et la cicatrisation. On pourrait envisager une exploitation de l'essai représentatif et de ses alternances de direction de mise en forme. Il reste pour ce faire à lever des contraintes liées au suivi expérimental des auto-contacts pour en identifier les fermetures et les réouvertures. Les porosités obtenues dans les éprouvettes à défaut naturel ne sont pas aujourd'hui suffisamment répétables pour permettre une étude paramétrique sur les seules conditions de mise en forme.

En dernier lieu, le modèle en champs complets pourra être utilisé pour générer un ensemble de données qui pourra être utilisé pour identifier des modèles d'évolution en champs moyens. La qualification de modèles existants pourra également être effectuée sur ces cas de sollicitation.

Pour étendre la démarche à d'autres procédés de mise en forme que le laminage de barres, il peut être envisagé de passer à d'autres formes de matrices standardisées (vé, plats ...) élargissant les plages de déformation, de triaxialité accessibles.

Les difficultés expérimentales liées à la maîtrise de la position des échantillons entre les outillages en particulier lors des changements d'étape pourraient être en partie résolues par la mise en œuvre d'un laminoir à retour. Celui-ci permet d'avoir une grande zone de régime établi en sollicitation permettant de s'affranchir des contraintes de position axiale de la porosité. Cette solution limite les possibilités d'extrapolation à des procédés autres que le laminage.

Conclusion générale et perspectives

Bibliographie

Aliaga, C. 2000 Simulation numérique par éléments finis en 3D du comportement thermomécanique au cours du traitement thermique d'aciers : application à la trempe de pièces forgées ou coulées, Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

ASM International 2002 Failures Related to Casting, (« ASM Handbook » Failure Analysis and Prevention).

Aum, J., J.-H. Kim & J. Jeong 2015 « Effective speckle noise suppression in optical coherence tomography images using nonlocal means denoising filter with double Gaussian anisotropic kernels », *Applied Optics* 54.13 : D43-D50. doi : 10.1364/AO.54.000D43.

Banaszek, G. & A. Stefanik 2006 « Theoretical and laboratory modelling of the closure of metallurgical defects during forming of a forging », *Journal of Materials Processing Technology* 177.1 : 238-242. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2006.04.023.

Barboza, J. A. P. 2004 Traitement de contact entre corps déformables et calcul parallèle pour la simulation 3D du forgeage multicorps, Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Baruchel, J., J.-Y. Buffière, E. Maire, P. Merle & G. Peix 2000 X-Ray Tomography in Material Science, Paris : Hermes Science.

Bay, N. 1983 « Mechanisms producing metallic bonds in cold welding », *Welding Journal* (Miami, Fla) 62.5 : 137. s-142. s.

Béchet, S. & L. Beaujard 1955 « Nouveau réactif pour la mise en évidence micrographique du grain austénitique des aciers trempés ou trempés-revenus », *Revue de Métallurgie* 52.10 : 830-836. doi : 10.1051/metal/195552100830.

Buades, A., B. Coll & J.-M. Morel 2005 « A Non-Local Algorithm for Image Denoising », 2005 IEEE Computer Society Conference on Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR'05) 2 : 60-65. doi : 10.1109/CVPR.2005.38.

Budiansky, B., J. W. Hutchinson & S. Slutsky 1982 « Void Growth and Collapse in Viscous Solids », in *Mechanics of Solids*, Oxford : Pergamon : 13-45. doi : 10.1016/B978-0-08-025443-2.50009-4.

Bunge, H.-J. 1982 *Texture Analysis in Materials Science: Mathematical Methods*, Butterworth & Co.

Chbihi, A., P.-O. Bouchard, M. Bernacki & D. Pino Muñoz 2017 « Influence of Lode angle on modelling of void closure in hot metal forming processes », *Finite Elements in Analysis and Design* 126 : 13-25. doi : 10.1016/j.finel.2016.11.008.

Chen, K., Y. T. Yang, K. J. Liu & G. J. Shao 2010 « Simulation of Void Defect Evolvement during the Forging of Steel Ingot », *Advanced Materials Research*. doi : 10.4028/www.scientific.net/AMR.97-101.3079.

Bibliographie

- Chen, M.-S. & Y. C. Lin 2013 « Numerical simulation and experimental verification of void evolution inside large forgings during hot working », *International Journal of Plasticity* 49 : 53-70. doi : 10.1016/j.ijplas.2013.02.017.
- Chevalier, D. 2016 Contribution à la compréhension du couplage thermomécanique en laminage à chaud sur l'évolution des défauts de coulée, Thèse de doctorat, Arts et Métiers Campus de Metz.
- Chevalier, D., P. Cezard, L. Langlois & R. Bigot 2015 « Modelization of the Rolling Mill with a FE Code », *Key Engineering Materials* 651-653 : 291-296. doi : 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.291.
- Choné, J. 2004 « Coulée continue de l'acier Outils et défauts », *Techniques de l'ingénieur Élaboration des métaux ferreux base documentaire : TIB367DUO.ref. article : m7811*.
- Choudhary, S. K. & A. Ghosh 1994 « Morphology and Macrosegregation in Continuously Cast Steel Billets », *ISIJ International* 34.4 : 338-345. doi : 10.2355/isijinternational.34.338.
- Christiansen, P., P. A. F. Martins & N. Bay 2016 « Friction Compensation in the Upsetting of Cylindrical Test Specimens », *Experimental Mechanics* 56.7 : 1271-1279. doi : 10.1007/s11340-016-0164-z.
- Derby, B. 1992 « Dynamic recrystallisation: The steady state grain size », *Scripta Metallurgica et Materiala* 27.11 : 1581-1585. doi : 10.1016/0956-716X(92)90148-8.
- Duan, X. & T. Sheppard 2004 « The influence of the constitutive equation on the simulation of a hot rolling process », *Journal of Materials Processing Technology* 150.1 : 100-106. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2004.01.026.
- Duva, J. M. & J. W. Hutchinson 1984 « Constitutive potentials for dilutely voided nonlinear materials », *Mechanics of Materials* 3.1 : 41-54. doi : 10.1016/0167-6636(84)90013-9.
- Ebrahimi, R. & A. Najafizadeh 2004 « A new method for evaluation of friction in bulk metal forming », *Journal of Materials Processing Technology* 152.2 : 136-143. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2004.03.029.
- El Mehtedi, M., F. Gabrielli & S. Spigarelli 2014 « Hot workability in process modeling of a bearing steel by using combined constitutive equations and dynamic material model », *Materials and Design* 53 : 398-404. doi : 10.1016/j.matdes.2013.07.055.
- Ervasti, E. & U. Ståhlberg 2005 « Void initiation close to a macro-inclusion during single pass reductions in the hot rolling of steel slabs: A numerical study », *Journal of Materials Processing Technology* 170.1-2 : 142-150. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2005.04.117.
- Evans, R. W. & P. J. Scharning 2001 « Axisymmetric compression test and hot working properties of alloys », *Materials Science and Technology* 17.8 : 995-1004. doi : 10.1179/026708301101510843.
- Faini, F., A. Attanasio & E. Ceretti 2018 « Experimental and FE analysis of void closure in hot rolling of stainless steel », *Journal of Materials Processing Technology* 259 : 235-242. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2018.04.033.

Bibliographie

Fayolle, S. 2008 Modélisation numérique de la mise en forme et de la tenue mécanique des assemblages par déformation plastique : application au rivetage auto-poinçonneur, Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Feng, C. & Z. Cui 2015 « A 3-D model for void evolution in viscous materials under large compressive deformation », *International Journal of Plasticity* 74 : 192-212. doi : 10.1016/j.ijplas.2015.06.012.

Feng, C., Z. Cui, M. Liu, X. Shang, D. Sui & J. Liu 2016 « Investigation on the void closure efficiency in cogging processes of the large ingot by using a 3-D void evolution model », *Journal of Materials Processing Technology* 237 : 371-385. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.030.

Gholamzadeh, A. & A. Karimi Taheri 2009 « The prediction of hot flow behavior of Al-6%Mg alloy », *Mechanics Research Communications* 36.2 : 252-259. doi : 10.1016/j.mechrescom.2008.06.011.

Goetz, R. L. & S. L. Semiatin 2001 « The adiabatic correction factor for deformation heating during the uniaxial compression test », *Journal of Materials Engineering and Performance* 10.6 : 710-717. doi : 10.1361/105994901770344593.

Gupta, A., S. Goyal, K. A. Padmanabhan & A. K. Singh 2015 « Inclusions in steel: micro–macro modelling approach to analyse the effects of inclusions on the properties of steel », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 77.1-4 : 565-572. doi : 10.1007/s00170-014-6464-5.

Gurson, A. L. 1977 « Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media », *Journal of Engineering Materials and Technology* 99.1 : 2-15. doi : 10.1115/1.3443401.

Han, Y., G. Liu, D. Zou, R. Liu & G. Qiao 2013 « Deformation behavior and microstructural evolution of as-cast 904L austenitic stainless steel during hot compression », *Materials Science and Engineering: A* 565 : 342-350. doi : 10.1016/j.msea.2012.12.043.

Harris, N., D. Shahriari & M. Jahazi 2017 « Development of a fast converging material specific void closure model during ingot forging », *Journal of Manufacturing Processes* 26.Supplement C : 131-141. doi : 10.1016/j.jmapro.2017.02.021.

Hauri, J., M. Graf, B. Awiszus & R. Kawalla 2018 « Closing of shrinkage cavities by means of open-die forging », *Materials Science Forum* 918 MSF : 77-84. doi : 10.4028/www.scientific.net/MSF.918.77.

He, A., G. Xie, H. Zhang & X. Wang 2013 « A comparative study on Johnson-Cook, modified Johnson-Cook and Arrhenius-type constitutive models to predict the high temperature flow stress in 20CrMo alloy steel », *Materials and Design* 52 : 677-685. doi : 10.1016/j.matdes.2013.06.010.

He, M. Y. & J. W. Hutchinson 1981 « The penny-shaped crack and the plane strain crack in an infinite body of power-law material », *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME* 48.4 : 830-840. doi : 10.1115/1.3157742.

Bibliographie

Hensel, A. & T. Spittel 1978 Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.

Hibbe, P. & G. Hirt 2019 « Analysis of the Bond Strength of Voids Closed by Open-Die Forging », *International Journal of Material Forming*. doi : 10.1007/s12289-019-01474-7.

Hor, A., F. Morel, J.-L. Lebrun & G. Germain 2013 « An experimental investigation of the behaviour of steels over large temperature and strain rate ranges », *International Journal of Mechanical Sciences* 67 : 108-122. doi : 10.1016/j.ijmecsci.2013.01.003.

Huang, K. & R. E. Logé 2016 « A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials », *Materials & Design* 111 : 548-574. doi : 10.1016/j.matdes.2016.09.012.

Johnson, G. R. & W. H. Cook 1983 « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures », *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics* : 541-3.

Joo, S.-H., J. Jung, M. S. Chun, C. H. Moon, S. Lee & H. S. Kim 2014 « Finite element and experimental analysis of closure and contact bonding of pores during hot rolling of steel », *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* 45.9 : 4002-4011. doi : 10.1007/s11661-014-2319-9.

Kakimoto, H., T. Arikawa, Y. Takahashi, T. Tanaka & Y. Imaida 2010 « Development of forging process design to close internal voids », *Journal of Materials Processing Technology* 210.3 : 415-422. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2009.09.022.

Keife, H. & U. Ståhlberg 1980 « Influence of pressure on the closure of voids during plastic deformation », *Journal of Mechanical Working Technology* 4.2 : 133-143. doi : 10.1016/0378-3804(80)90031-5.

Kim, Y., J. Cho & W. Bae 2011 « Efficient forging process to improve the closing effect of the inner void on an ultra-large ingot », *Journal of Materials Processing Technology* 211.6 : 1005-1013. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.001.

Kukuryk, M. 2019 « Experimental and FEM analysis of void closure in the hot cogging process of tool steel », *Metals* 9.5. doi : 10.3390/met9050538.

Laasraoui, A. & J. J. Jonas 1991 « Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates », *Metallurgical Transactions A* 22.7 : 1545-1558. doi : 10.1007/BF02667368.

Lee, Y. S., S. U. Lee, C. J. Van Tyne, B. D. Joo & Y. H. Moon 2011 « Internal void closure during the forging of large cast ingots using a simulation approach », *Journal of Materials Processing Technology* 211.6 : 1136-1145. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.017.

Lesoult, G. 1989 « Solidification Macrostructures et qualité des produits », *Techniques de l'ingénieur Étude des métaux et des alliages: état métallique base documentaire: TIB345DUO.ref. article : m59*.

Li, X., C. Liebsch, G. Hirt & J. Lohmar 2020 « Modelling of void healing in hot rolling due to recrystallization », *Production Engineering* 14.1 : 43-52. doi : 10.1007/s11740-019-00938-8.

Bibliographie

- Li, Y. P., E. Onodera, H. Matsumoto & A. Chiba 2009 « Correcting the stress-strain curve in hot compression process to high strain level », *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* 40.4 : 982-990. doi : 10.1007/s11661-009-9783-7.
- Lin, Y. C., M.-S. Chen & J. Zhong 2008 « Constitutive modeling for elevated temperature flow behavior of 42CrMo steel », *Computational Materials Science* 42.3 : 470-477. doi : 10.1016/j.commatsci.2007.08.011.
- Lin, Y. C. & X.-M. Chen 2011 « A Critical Review of Experimental Results and Constitutive Descriptions for Metals and Alloys in Hot Working », *Materials & Design* 32.4 : 1733-1759. doi : 10.1016/j.matdes.2010.11.048.
- Linxe, D. 2017 « Maîtrise de l'impact des défauts en fonderie : QualiCAST® la solution pour mieux dimensionner et fiabiliser les pièces de fonderie en présence de défauts », *La revue Forge Fonderie* 7 : 48-52.
- Luo, C. & U. Ståhlberg 2001 « Deformation of inclusions during hot rolling of steels », *Journal of Materials Processing Technology* 114.1 : 87-97. doi : 10.1016/S0924-0136(01)00576-3.
- Maire, E., J.-Y. Buffière, L. Salvo, J. J. Blandin, W. Ludwig & J. M. Létang 2001 « On the application of X-ray microtomography in the field of materials science », *Advanced Engineering Materials* 3.8 : 539-546. doi : 10.1002/1527-2648(200108)3:8<539::AID-ADEM539>3.0.CO;2-6.
- Maire, E. & P. J. Withers 2014 « Quantitative X-Ray Tomography », *International Materials Reviews* 59.1 : 1-43. doi : 10.1179/1743280413Y.0000000023.
- Nakasaki, M., I. Takasu & H. Utsunomiya 2006 « Application of hydrostatic integration parameter for free-forging and rolling », *Journal of Materials Processing Technology* 177.1 : 521-524. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2006.04.102.
- Nalawade, R. S., A. J. Puranik, G. Balachandran, K. N. Mahadik & V. Balasubramanian 2013 « Simulation of hot rolling deformation at intermediate passes and its industrial validity », *International Journal of Mechanical Sciences* 77 : 8-16. doi : 10.1016/j.ijmecsci.2013.09.017.
- Otsu, N. 1979 « Threshold Selection Method from Gray-Level Histograms », *IEEE Trans Syst Man Cybern SMC-9.1* : 62-66. doi : 10.1109/tsmc.1979.4310076.
- Park, C. Y. & D. Y. Yang 1996 « A study of void crushing in large forgings I: Bonding mechanism and estimation model for bonding efficiency », *Journal of Materials Processing Technology* 57.1 : 129-140. doi : 10.1016/0924-0136(95)02055-1.
- Pondaven, C., L. Langlois, R. Bigot & D. Chevalier 2020 « FEM-Based Methodology for the Design of Reduced Scale Representative Experimental Testing Allowing the Characterization of Defect Evolution during Hot Rolling of Bars », *Metals* 10.8 : 1035. doi : 10.3390/met10081035.
- Pondaven, C., L. Langlois, D. Chevalier & R. Bigot 2019 « Finite elements method modelling of void closure during multi directional hot forming of steel », *AIP Conference Proceedings* 2113.1 : 040004. doi : 10.1063/1.5112538.

Bibliographie

- Puchi, E. S., M. H. Staia & C. Villalobos 1997 « On the Mechanical Behavior of Commercial-Purity Aluminum Deformed under Axisymmetric Compression Conditions », *International Journal of Plasticity* 13.8 : 723-742. doi : 10.1016/S0749-6419(97)00029-6.
- Puchi-Cabrera, E. S., J. D. Guérin, M. Dubar, L. Dubar & A. Dubois 2016 « A novel approach for modeling the flow stress curves of austenite under transient deformation conditions », *Materials Science and Engineering A* 673 : 660-670. doi : 10.1016/j.msea.2016.07.093.
- Puchi-Cabrera, E. S., J.-D. Guérin, J. G. La Barbera-Sosa, J. C. Álvarez-Hostos, P. Moreau, M. Dubar & L. Dubar 2019 « Friction Correction of Austenite Flow Stress Curves Determined under Axisymmetric Compression Conditions », *Experimental Mechanics*. doi : 10.1007/s11340-019-00492-5.
- Queleennec, X., N. Bozzolo, J. J. Jonas & R. Loge 2011 « A New Approach to Modeling the Flow Curve of Hot Deformed Austenite », *ISIJ International* 51.6 : 945-950. doi : 10.2355/isijinternational.51.945.
- Queleennec, X. & J. J. Jonas 2012 « Simulation of austenite flow curves under industrial rolling conditions using a physical dynamic recrystallization model », *ISIJ International* 52.6 : 1145-1152. doi : 10.2355/isijinternational.52.1145.
- Ragab, A. R. 2004 « Application of an extended void growth model with strain hardening and void shape evolution to ductile fracture under axisymmetric tension », *Engineering Fracture Mechanics* 71.11 : 1515-1534. doi : 10.1016/S0013-7944(03)00216-9.
- Rice, J. R. & D. M. Tracey 1969 « On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields* », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17.3 : 201-217. doi : 10.1016/0022-5096(69)90033-7.
- Roebuck, B., J. D. Lord, M. Brooks, M. S. Loveday, C. M. Sellars & R. W. Evans 2006 « Measurement of flow stress in hot axisymmetric compression tests », *Materials at High Temperatures* 23.2 : 59-83. doi : 10.1179/mht.2006.005.
- Saby, M. 2013 Compréhension et modélisation des mécanismes de refermeture de porosité dans les procédés de mise en forme des métaux à chaud, Thèse de doctorat, Paris, ENMP.
- Saby, M., M. Bernacki, E. Roux & P.-O. Bouchard 2013 « Three-dimensional analysis of real void closure at the meso-scale during hot metal forming processes », *Computational Materials Science* 77.Supplement C : 194-201. doi : 10.1016/j.commatsci.2013.05.002.
- Saby, M., P.-O. Bouchard & M. Bernacki 2015a « Void closure criteria for hot metal forming: A review », *Journal of Manufacturing Processes* 19 : 239-250. doi : 10.1016/j.jmapro.2014.05.006.
- Saby, M., P.-O. Bouchard & M. Bernacki 2015b « A geometry-dependent model for void closure in hot metal forming », *Finite Elements in Analysis and Design* 105 : 63-78. doi : 10.1016/j.finel.2015.07.003.
- Sakai, T. & J. J. Jonas 1984 « Overview no. 35 Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations », *Acta Metallurgica* 32.2 : 189-209. doi : 10.1016/0001-6160(84)90049-X.

Bibliographie

- Sellars, C. M. & W. J. McTegart 1966 « On the mechanism of hot deformation », *Acta Metallurgica* 14.9 : 1136-1138. doi : 10.1016/0001-6160(66)90207-0.
- Sofuoglu, H. & J. Rasty 1999 « On the measurement of friction coefficient utilizing the ring compression test », *Tribology International* 32.6 : 327-335. doi : 10.1016/S0301-679X(99)00055-9.
- Ståhlberg, U. & H. Keife 1992 « A study of hole closure in hot rolling as influenced by forced cooling », *Journal of Materials Processing Technology* 30.1 : 131-135. doi : 10.1016/0924-0136(92)90043-R.
- Ståhlberg, U., H. Keife, M. Lundberg & A. Melander 1980 « A study of void closure during plastic deformation », *Journal of Mechanical Working Technology* 4.1 : 51-63. doi : 10.1016/0378-3804(80)90005-4.
- Tanaka, M., S. Ono & M. Tsuneno 1986 « Factors contributing to crushing of voids during forging », *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.* 27.306 : 927-934.
- Transvalor 2019 « Documentation Forge ® NxT 3.0 ».
- Tvergaard, V. 1982 « On localization in ductile materials containing spherical voids », *International Journal of Fracture* 18.4 : 237-252. doi : 10.1007/BF00015686.
- Venet, G. 2019 Identification paramétrique sur moyens industriels du comportement thermomécanique en forgeage à chaud, Thèse de doctorat, Arts et Métiers Campus de Metz.
- Wang, A., P. F. Thomson & P. D. Hodgson 1996 « A study of pore closure and welding in hot rolling process », *Journal of Materials Processing Technology* 60.1 : 95-102. doi : 10.1016/0924-0136(96)02313-8.
- Wang, B., J. Zhang, C. Xiao, W. Song & S. Wang 2015 « Analysis of the evolution behavior of voids during the hot rolling process of medium plates », *Journal of Materials Processing Technology* 221 : 121-127. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2015.02.012.
- Wang, P., Z. Zhang, Z.-P. Tie, M. Qi, P. Lan, S.-X. Li, Z.-B. Yang & J.-Q. Zhang 2019 « Initial transfer behavior and solidification structure evolution in a large continuously cast bloom with a combination of nozzle injection mode and M-EMS », *Metals* 9.10. doi : 10.3390/met9101083.
- Yu, H., H. Bi, X. Liu, L. Chen & N. Dong 2009 « Behavior of inclusions with weak adhesion to strip matrix during rolling using FEM », *Journal of Materials Processing Technology* 209.9 : 4274-4280. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2008.11.004.
- Zener, C. & J. H. Hollomon 1944 « Effect of strain rate upon plastic flow of steel », *Journal of Applied Physics* 15.1 : 22-32. doi : 10.1063/1.1707363.
- Zerilli, F. J. & R. W. Armstrong 1987 « Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations », *Journal of Applied Physics* 61.5 : 1816-1825. doi : 10.1063/1.338024.
- Zhang, D.-W. & H. Ou 2016 « Relationship between Friction Parameters in a Coulomb–Tresca Friction Model for Bulk Metal Forming », *Tribology International* 95 : 13-18. doi : 10.1016/j.triboint.2015.10.030.

Bibliographie

Zhang, L., W. Shen, C. Zhang, Q. Xu & Y. Cui 2017 « Numerical simulation of different types of voids closure in large continuous casting billet during multi-pass stretching process », *Procedia Engineering* 207 : 532-537. doi : 10.1016/j.proeng.2017.10.817.

Zhang, Q., L. Niu, Z. Liang, M. Cao & T. Zhou 2020 « A porosity closure model considering stress triaxiality ratio and Lode stress parameter », *Journal of Materials Processing Technology* 286. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2020.116824.

Zhang, X. & Z. Cui 2009 « Theoretical Study of Void Closure in Nonlinear Plastic Materials », *Applied Mathematics and Mechanics* 30.5 : 631. doi : 10.1007/s10483-009-0509-7.

Zhang, X.-X., Z.-S. Cui, W. Chen & Y. Li 2009 « A criterion for void closure in large ingots during hot forging », *Journal of Materials Processing Technology* 209.4 : 1950-1959. doi : 10.1016/j.jmatprotec.2008.04.051.

Zhou, P. & Q. Ma 2017 « Dynamic Recrystallization Behavior and Constitutive Modeling of As-Cast 30Cr2Ni4MoV Steel Based on Flow Curves », *Metals and Materials International* 23.2 : 359-368. doi : 10.1007/s12540-017-6538-7.

5. Annexes

Annexe 1 : Démarches expérimentales d'analyse de fermeture de porosités

Dans cette annexe sont présentées les différentes campagnes expérimentales développées dans le cadre de l'étude du phénomène de fermeture de porosités. H et W désignent respectivement la hauteur et la largeur des échantillons et L leur longueur. Les défauts utilisés dans les expérimentations sont présentés par le ratio de la dimension du défaut sur la dimension de l'échantillon utilisé dans la première direction de sollicitations effectué au cours des mises en forme expérimentales.

Défauts naturels

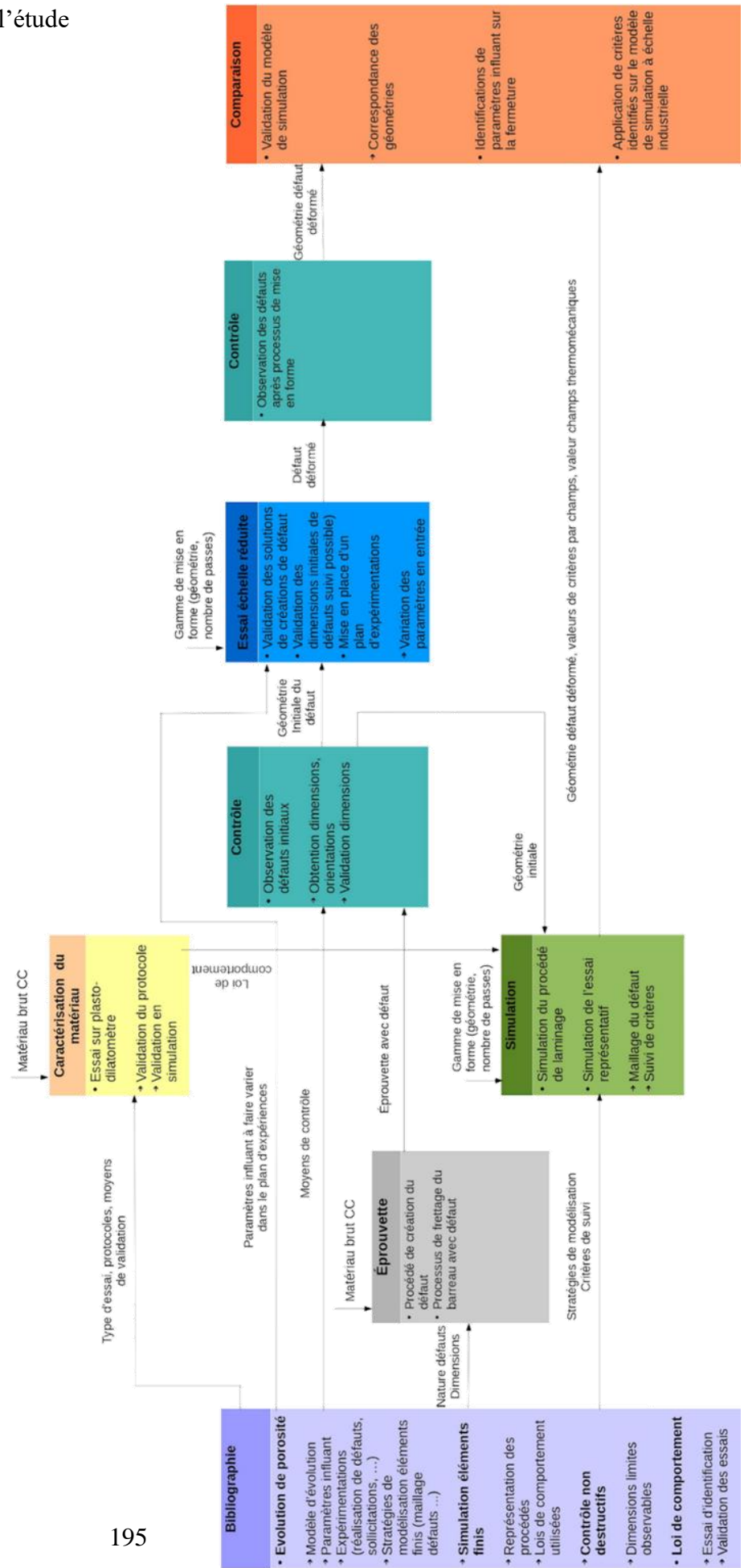
Source	Matériau	Forme	Echantillon HxWxL (mm)	Ratio dimension défaut/dimension échantillon (dans la direction de la sollicitation)	Directions de sollicitation	Procédé étudié	Type d'essai
(Faini <i>et al.</i> 2018)	Acier	Aléatoire	280x340x100 340x240x100	-	Unidir.	Laminage (Plat)	III
(Hauri <i>et al.</i> 2018)	Acier	Aléatoire	H=165	-	Unidir.	Forgeage libre (mono et multi- passe)	III
(Lee <i>et al.</i> 2011)	Acier	Aléatoire	Ø90x200	Environ 0.07-0.32	Deux directions orth.	Forgeage libre (deux passes)	II
(Saby 2013)	Acier	Aléatoire	40x40x100 10x10	-	Unidir.	Forgeage libre, déformation plane	I
(Zhang <i>et al.</i> 2020)	Alu.	Aléatoire	Ø6x9	-	Unidir.	Refoulement	I

Annexes

Défauts artificiels

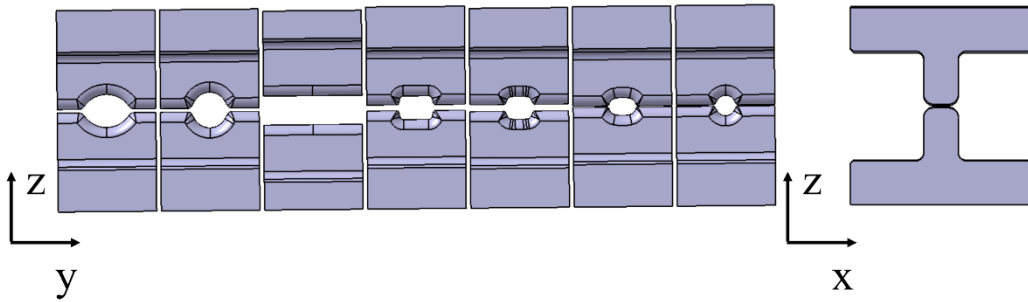
Source	Matériau	Forme	Echantillon HxWxL (mm)	Ratio dimension défaut/dimension échantillon (dans la direction de la solicitation)	Directions de solicitation	Procédé étudié	Type d'essai
(Banaszek et Stefanik 2006)	Acier	Cylindre	Ø80	0.025-0.5	Unidir. et deux directions orthogonales	Forgeage libre (forme complexe d'enclume)	II
(Chen <i>et al.</i> 2010)	Acier	Cylindre	Ø25x40	0.05	Unidir.	Compression	I
(Chen et Lin 2013)	Acier	Sphère	50x50x120	0.04-0.06	Unidir.	Forgeage libre	I
(Feng et Cui 2015)	Plomb	Sphère/ ellipsoïde	70x70x150	0.07-0.14	Unidir. /Deux directions orthogonales	Etirage	II
(Feng <i>et al.</i> 2016)	Acier	Sphère	50x45x88	0.08	Unidir. /Deux directions orthogonales	Forgeage libre	II
(Hibbe et Hirt 2019)	Acier	Sections circulaires	Ø8	-	Unidir.	Compression puis traction à chaud	II
(Joo <i>et al.</i> 2014)	Acier	Cylindre (sections circulaire et elliptiques)	16x50x300	0.031-0.25	Unidir.	Laminage	I
(Kakimoto <i>et al.</i> 2010)	Alu.	Cylindre	-	0.007-0.13	Unidir.	Refolement	I
(Kakimoto <i>et al.</i> 2010)	Plomb	Cylindre	Ø40x35 35x35x36	0.05-0.057	Unidir.	Etirage multi- passe	II
(Kim <i>et al.</i> 2011)	Plomb	Sphère	-	-	Directions alternées entre étapes du processus	Refolement puis étirage	II
(Kukuryk 2019)	Acier	Cylindre	Ø80x200	0.05-0.2	Deux directions orthogonales	Etirage multi passes (3), (forme complexe d'enclume)	II
(Nakasaki <i>et al.</i> 2006)	Plasticine	Cylindre	95x75x200	0.11	Unidir.	Forgeage libre Laminage passe unique	I
(Nakasaki <i>et al.</i> 2006)	Plasticine	Cylindre	80x60x200	0.125	Deux directions orthogonales	Laminage multi- passes	II
(Park et Yang 1996)	Acier	Cylindre	Ø100x80	0.1	Unidir.	Forgeage contenu	I
(Ståhlberg <i>et al.</i> 1980)	Cire	Sections carrée et circulaire	-	-	Unidir.	Déformation plane	I
(Ståhlberg et Keife 1992)	Acier	Cylindre	Section max. 410x410x1500 Section min. 320x320x1500	0.07-0.09	Unidir.	Laminage (plat)	I
(Wang <i>et al.</i> 1996)	Acier	Cylindre	20x150x80 12x150x80 8.57x150x70	0.042-0.06	Unidir.	Laminage (plat)	I
(Wang <i>et al.</i> 2015)	Acier	Cylindre	90x75x250	0.089	Unidir.	Laminage (plat)	I

Annexe 2 : Démarche détaillée de l'étude

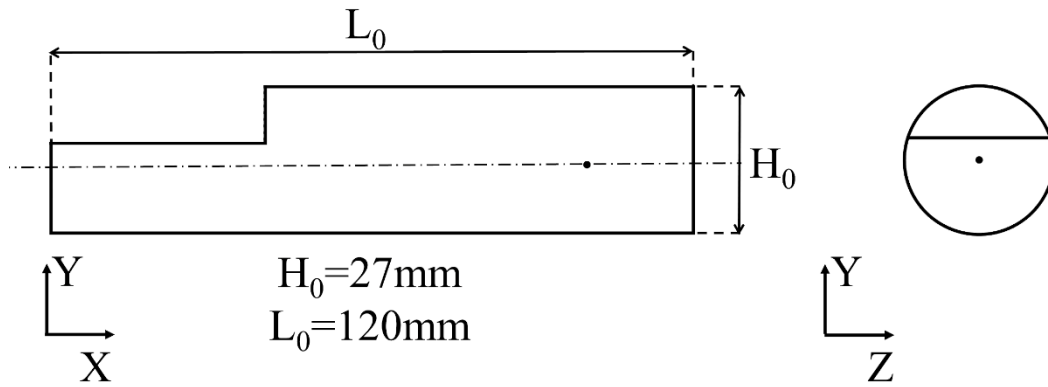


Annexe 3 Repères liés à l'essai représentatif

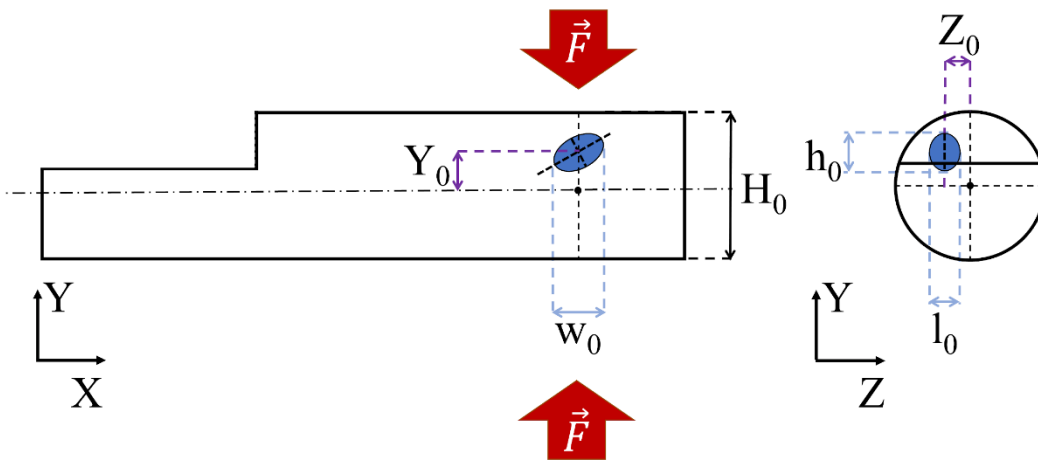
Repère lié à l'outillage de l'essai représentatif



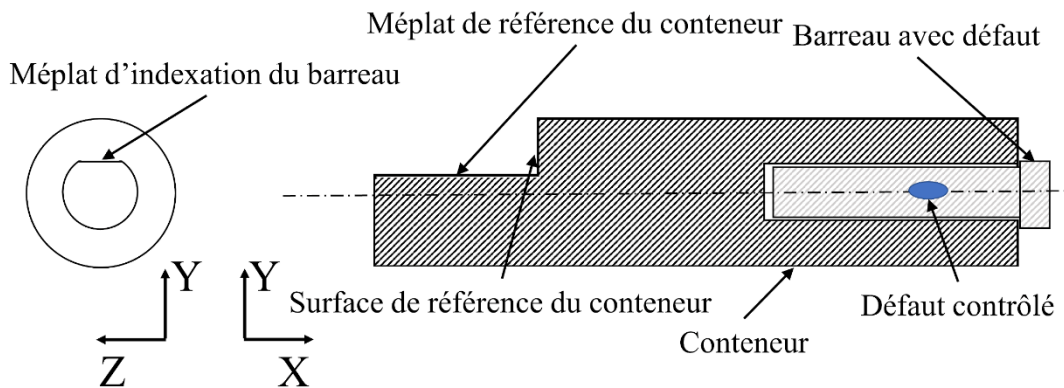
Repère lié à l'échantillon de l'essai représentatif



Repère lié de positionnement d'un défaut, étape 1 de l'essai représentatif



Repère lié à l'échantillon de l'essai représentatif (détails des éléments)



Annexe 4 Méthodologie de définition de l'essai représentatif

➤ Caractérisation numérique d'un procédé industriel

La mise en place d'un essai représentatif développée dans le cadre des travaux de thèse de Damien Chevalier (Chevalier 2016) s'appuie sur une gamme de mise en forme utilisée sur un laminoir industriel en train continu. L'analyse et la modélisation de ce procédé permettent d'obtenir une référence de chemins thermomécaniques rencontrés dans les barres mises en forme. Cette modélisation est réalisée à l'aide du logiciel élément finis Forge® NxT 3.0 dont les principales caractéristiques sont présentées en détail au sein du chapitre 3.

Le processus étudié consiste à mettre en forme des barres de diamètre 130 mm à partir de blooms bruts de coulée continue courbe de diamètre 270 mm. Chaque étape est caractérisée lors de ce processus par une direction de la réduction de section de la barre perpendiculaire à la direction de l'étape précédente. Lors de la mise en forme, la barre déformée est également engagée simultanément entre les rouleaux de laminage de plusieurs étapes successives. C'est le cas notamment entre de l'étape E1 à E2, de l'étape E3 à E9 et de l'étape E10 à E13.

Le procédé est étudié numériquement sur les 13 premières étapes de mise en forme dont les propriétés sont présentées Tableau 5-1. Les levées désignent dans ce tableau l'entrefer utilisé entre deux rouleaux d'une étape de laminage.

Tableau 5-1 Paramètres de mise en forme, laminage industriel

Etape de mise en forme	E1	E2	E3	E4	E5	E6	E7	E8	E9	E10	E11	E12	E13
Levée (mm)	25	25	190	39	46	12	11	12	12	10	5	11	9

Le modèle numérique du processus utilise une approche exploitant uniquement le régime stationnaire de déformation obtenu au cours du laminage (Chevalier *et al.* 2015). Cette approche présentée Figure 5-1 permet de réduire les temps de calcul utilisés. Seuls 300 mm de la barre déformée sont prélevés dans une zone non influencée par le cylindre ou par le refroidissement non uniforme aux extrémités de la barre. Cette zone prélevée est ensuite dilatée numériquement et transférée dans l'étape suivante.

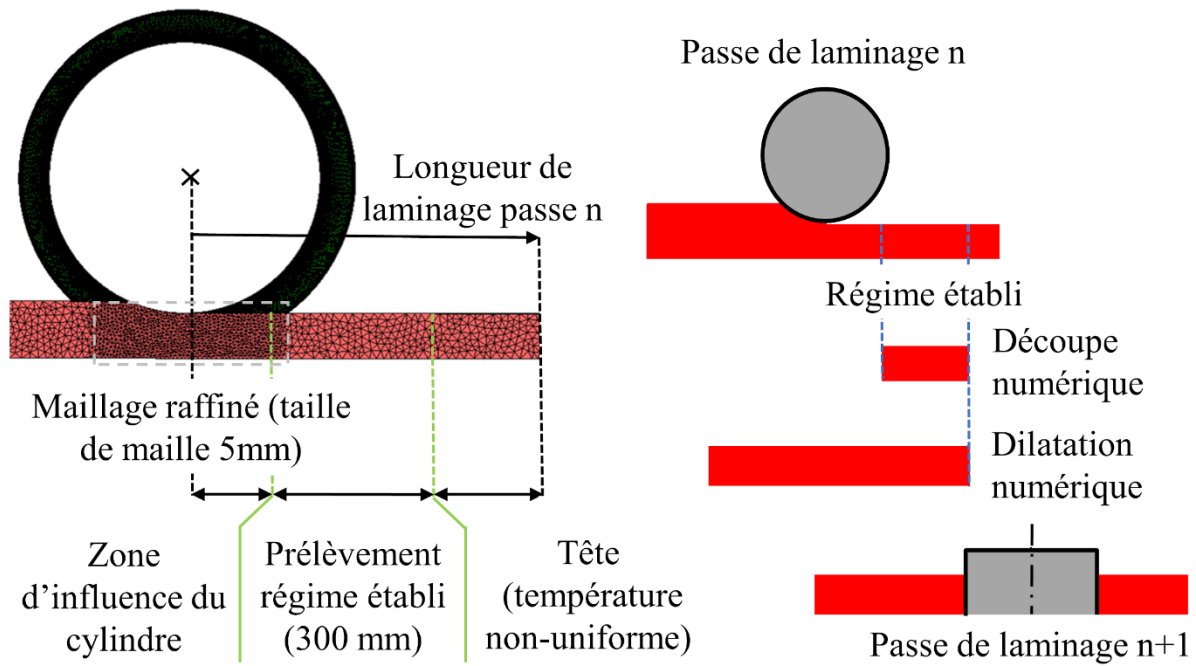


Figure 5-1 Modélisation numérique du laminoir industriel

La modélisation du comportement à chaud du matériau, un modèle d'Hensel-Spittel à cinq paramètres de la nuance mise en forme présent dans la base de données du logiciel Forge NxT 3.0 est utilisé. Les résultats présentés sont réalisés dans le cadre de la mise en forme d'une nuance 41Cr4 dont les paramètres de la loi d'Hensel-Spittel sont présentés Tableau 5-2. Les différents modèles rhéologiques sont abordés de manière détaillée au cours du chapitre 2.

Tableau 5-2 Paramètres de la loi d'Hensel-Spittel 41Cr4

A	m1	m2	m3	m4
1620.466	-0.00277	-0.17424	0.1541	-0.06497

Le maillage est raffiné dans la zone de déformation entre les cylindres. Une taille de maille a été sélectionnée à la suite d'une étude de convergence menée sur les valeurs de couple de la première étape. Le frottement est quant à lui modélisé par un modèle de Coulomb limité Tresca avec un coefficient restant constant au cours du laminage. Les paramètres de frottement et de transfert thermique utilisé par le modèle numérique réalisé sur Forge® NxT 3.0 sont quant à eux identifiés en confrontant les résultats de couple de et température du modèle avec des mesures effectuées sur l'installation industrielle. Cette méthode utilisée par Nalawade et al. (Nalawade *et al.* 2013) permet ainsi en faisant varier les coefficients d'échange thermique et de frottement à retenir les paramètres du modèle permettant d'obtenir un bon compromis entre reproduction des couples et reproduction des températures de surface. Les paramètres ainsi retenus sont consignés Tableau 5-3.

Tableau 5-3 Paramètres de frottement et d'échange thermique du modèle du laminoir

Paramètres	Valeur de référence
Echange thermique avec le milieu extérieur	$10 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$
Echange thermique avec les outillages	$10\,000 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$
Coefficients de frottement μ/m	0.4/0.8

Les résultats de comparaison entre couples et températures mesurées avec les valeurs simulées sont présentés Figure 5-2.

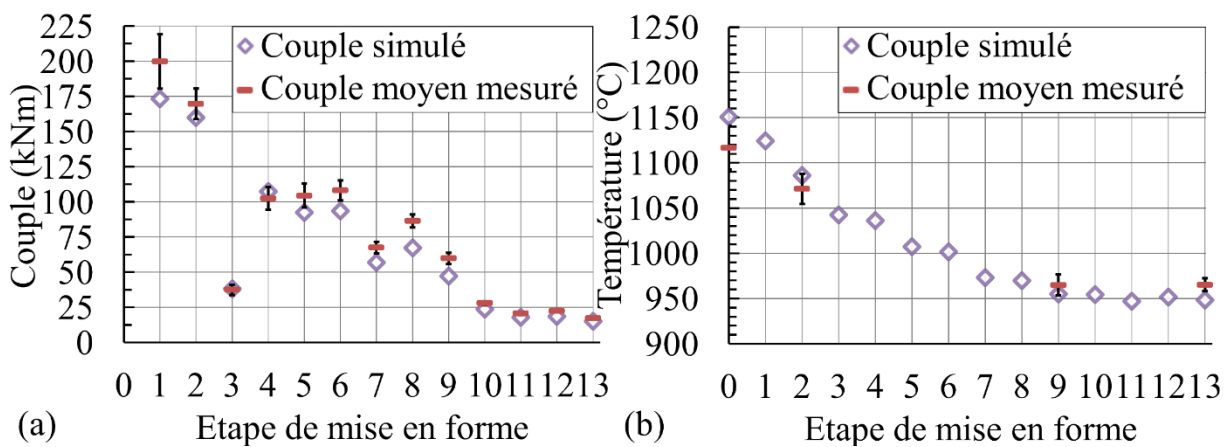


Figure 5-2 (a) Comparisons entre couple mesuré et simulé (b) comparaison entre températures mesurées et simulées sur le modèle numérique du laminoir

La comparaison des couples Figure 5-2 (a) présente une bonne reproduction des variations de tendance des couples simulés par rapport aux mesures. Les couples sont cependant globalement surestimés en simulations notamment pour les étapes 1, 6, 7, 8 et 9 avec un écart relatif maximum observé de 22 % pour l'étape 8 avec un écart relatif absolu moyen de 9 % observé sur les 7 premières étapes de mise en forme sur lequel est basé l'essai de mise en forme. Concernant les températures, les valeurs présentées Figure 5-2 (b) présentent une bonne correspondance entre simulations et mesures.

Un modèle de simulation d'un processus industriel a ainsi été mis en place et permet d'obtenir des informations sur l'évolution interne de champs thermomécaniques. L'accès à ces derniers permet de fixer un chemin thermomécanique de référence à reproduire dans le cadre de l'étude de l'évolution de défauts de coulée au cours de processus de mise en forme.

➤ Développement initial de l'essai représentatif

Le dimensionnement de l'essai représentatif a été sélectionné parmi différents essais de mise en forme élémentaires (bi poinçonnement, refoulement, étirage, forgeage libre avec des matrices de forme). Les critères de comparaison entre ces procédés ont porté d'une part sur la capacité de reproduction des champs thermomécaniques cités précédemment ainsi que sur

l'aptitude de l'essai de permettre une alternance des directions de mise en forme au cours de l'essai.

L'essai permettant de satisfaire au mieux les critères de sélection est l'essai ayant recours à un procédé de forgeage libre avec des matrices de forme (Chevalier 2016).

L'objectif visé est de reproduire les champs thermomécaniques de référence sélectionner pour étudier l'évolution de défauts de porosités et d'inclusion. Les paramètres retenus sont ainsi adaptés en particulier pour l'analyse de l'évolution d'inclusions et sont les suivants :

- Pression hydrostatique
- Déformation (dans les directions (x, y, z) du repère de l'essai représentatif cf. annexe 3)
- Température
- Vitesse de déformation

L'évolution de défauts de porosités est en effet lié à leur indice de malléabilité défini par le rapport de la contrainte d'écoulement de l'inclusion sur celle du matériau constituant la matrice contenant l'inclusion (Luo et Ståhlberg 2001). Des inclusions plus dures que le matériau les entourant ont en effet tendance à générer des décohésions à l'interface. L'évolution de ces décohésions est quant à elle influencée par l'état de contrainte obtenu au voisinage de l'inclusion (Ervasti et Ståhlberg 2005). A l'inverse, des inclusions plus ductiles que les matrices les contenant ont tendance à se déformer de la même manière que le matériau les contenant. Dans ce dernier cas, l'interface inclusion et matrice reste ainsi solidaire au cours de la mise en forme (Ervasti et Ståhlberg 2005). Les paramètres susceptibles d'influencer le comportement rhéologique des inclusions sont ainsi de premier ordre dans l'étude de leur évolution au cours d'un processus de mise en forme et ont été privilégiés à la triaxialité ou à l'intégrale hydrostatique dans le cadre d'une analyse s'intéressant à la fois à l'évolution de porosités et d'inclusions.

L'essai à matrice de forme développé fait ainsi appel à des enclumes reproduisant sur une presse verticale les morphologies des gravures des cylindres des sept premières opérations du procédé industriel à une échelle de $1/10^{\text{ème}}$. Cette transition d'échelle permet à la fois d'augmenter le nombre d'opérations pouvant être modélisées dans l'encombrement disponible de la presse verticale, de conserver une section d'éprouvette suffisamment importante pour obtenir une inertie thermique permettant de limiter la chute de température en fin d'essai et de posséder une section d'éprouvette permettant le recours à des contrôles non destructifs. Lors des opérations de mise en forme, l'échantillon d'un diamètre de 27 mm pour une longueur de 120 mm est manipulé par un robot de forgeage permettant d'alterner les directions de mise en forme et de positionner les échantillons. A la fin des étapes de mise en forme, l'échantillon présente une section d'environ 15 mm de diamètre (146 mm à la sortie de l'opération pour le processus industriel). L'outillage de l'essai représentatif est présenté Figure 5-3 (a) ainsi qu'un échantillon en cours de mise en forme Figure 5-3 (b).

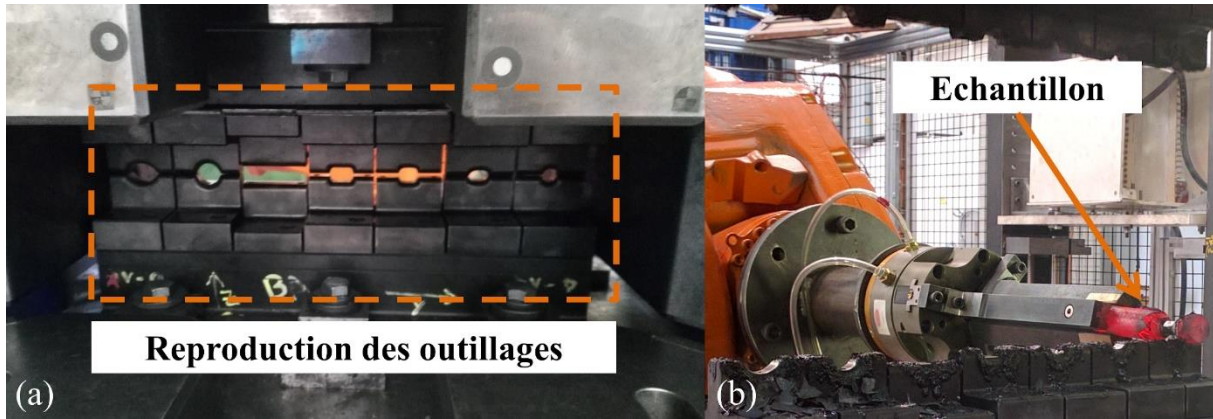


Figure 5-3 (a) Outillage de l'essai représentatif reproduisant les gravures des cylindres de laminage (b) Echantillon en cours de mise en forme

Les levées entre cylindres de laminage Tableau 5-1 sont reproduites à une échelle $1/10^{\text{ème}}$ dans la configuration initiale de l'essai représentatif par la distance entre l'outillage supérieur et l'outillage inférieur lorsque le déplacement de la presse est à son point mort bas. Les distances retenues présentées Tableau 5-4 sont obtenues à 0.5 mm près pour des raisons techniques. Chaque étape de mise en forme de l'essai peut cette distance modifiée de manière indépendante.

Tableau 5-4 Configuration initiale de l'essai représentatif

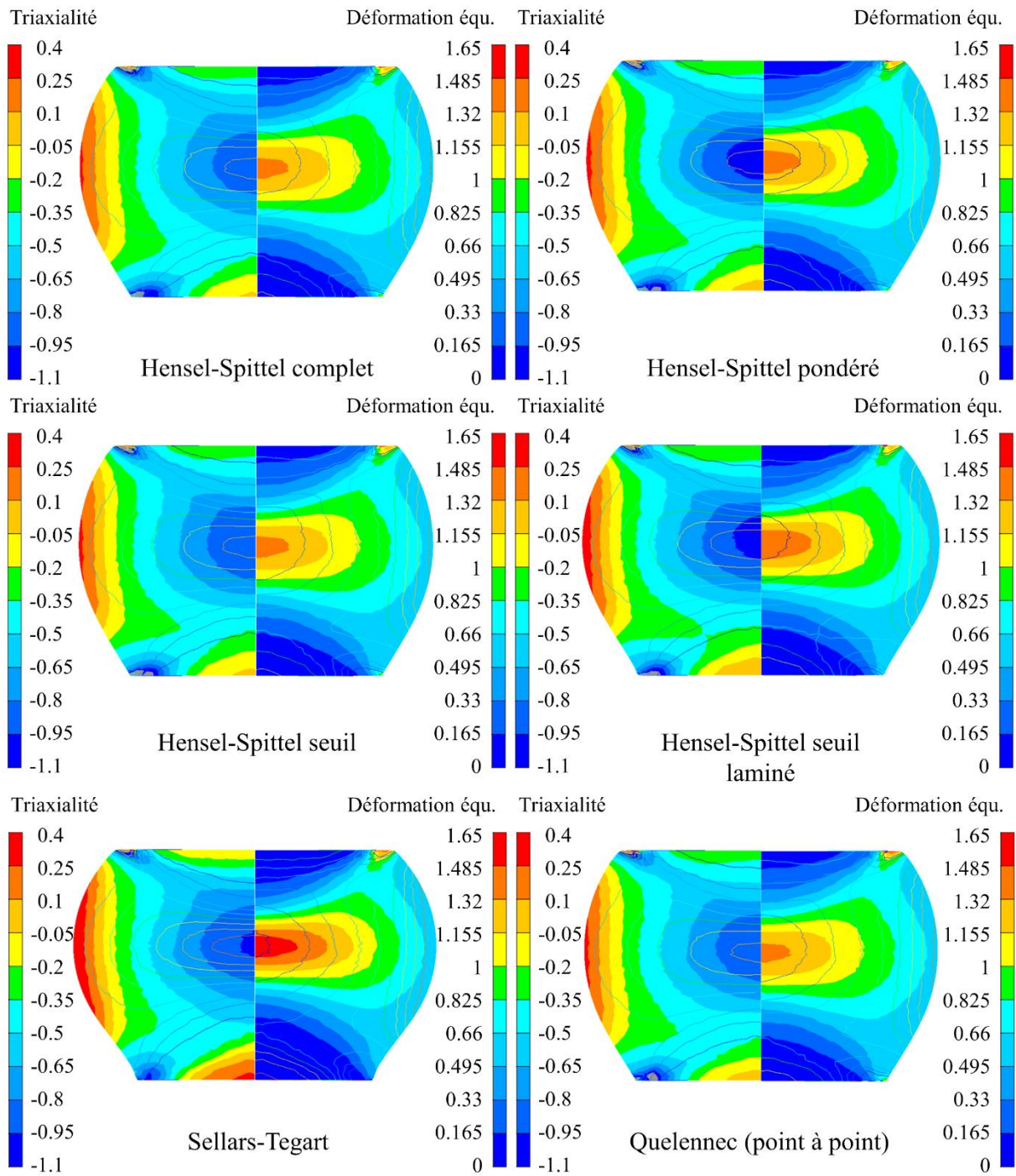
Etape de mise en forme	E1	E2	E3	E4	E5	E6	E7
Distance entre outillage supérieur et inférieur (mm)	2.5	2.5	19	4	4.5	1	1

Cet essai en configuration initiale est réalisé en l'absence de préchauffage des outillages et de lubrification sur les parties actives en contact avec les échantillons mis en forme. La modification des levées entre outillages ainsi que des conditions de chauffe ou de lubrification utilisées lors de l'essai permettent ainsi d'intervenir sur les valeurs des champs thermomécaniques obtenus à cœur de l'échantillon et d'améliorer le degré de représentativité de l'essai en lien avec le phénomène étudié.

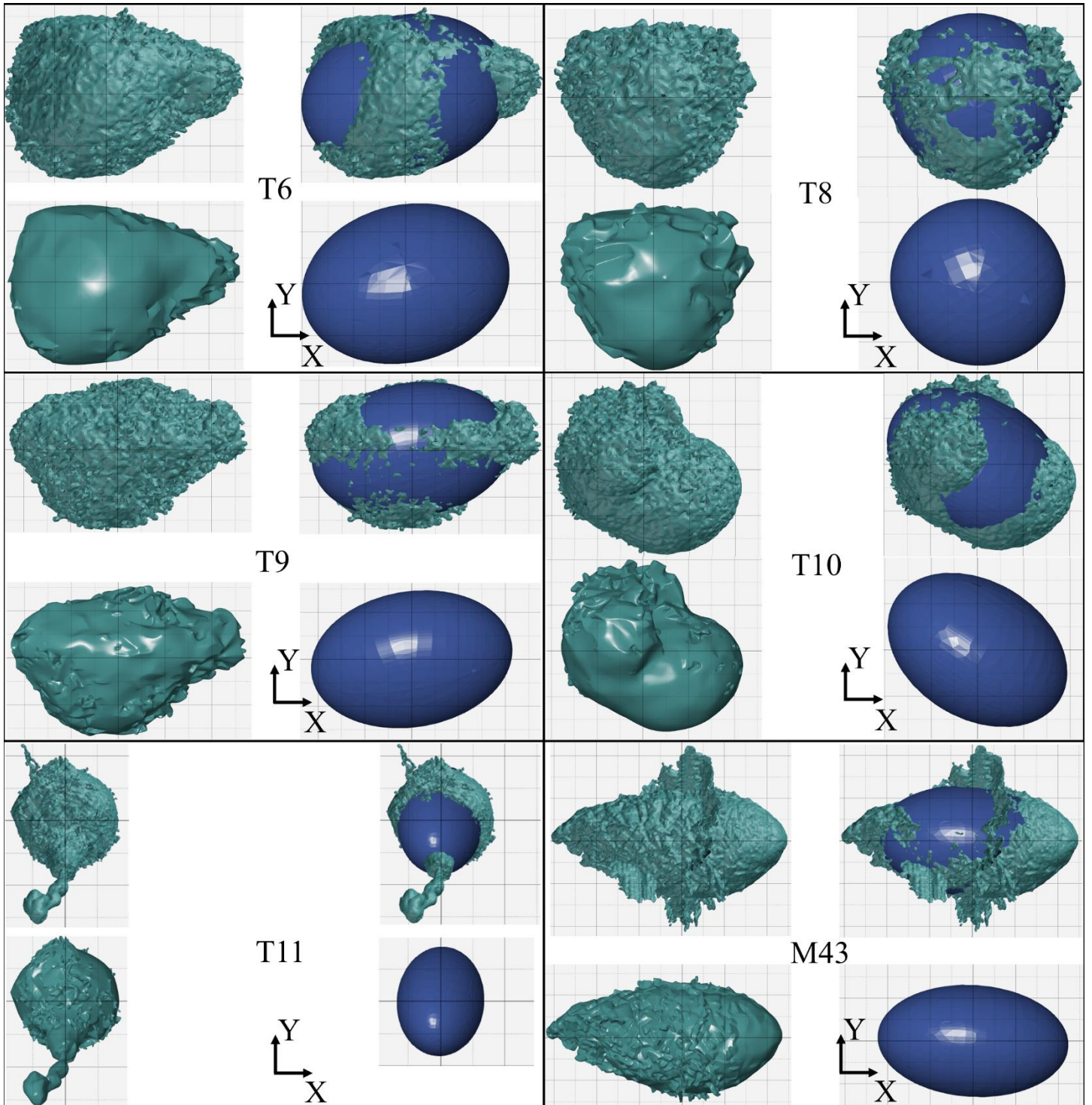
Annexe 5 Conditions retenues et conditions réalisées de caractérisation de la nuance 25MnCrS4

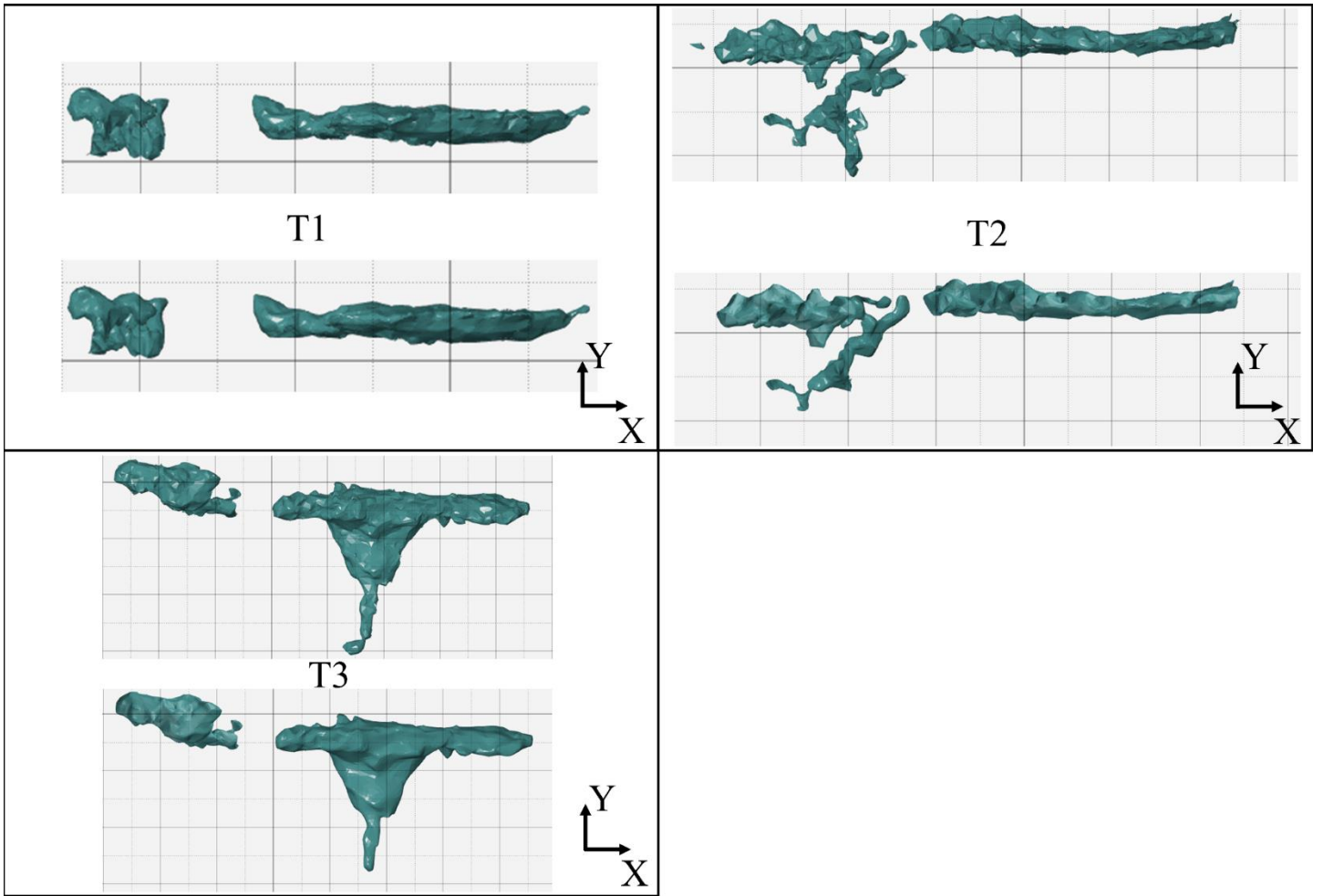
T(°C)	Sens	Zone 1												Zone 2												Zone 3							
		Longitudinal				Orthoradial				Longitudinal				Radial				Longitudinal				Orthoradial				Longitudinal		Orthoradial					
		Retenus	Réalisés	Idéal		Retenus	Réalisés	Idéal		Retenus	Réalisés	Idéal		Retenus	Réalisés	Idéal		Retenus	Réalisés	Idéal		Retenus	Réalisés	Idéal		Retenus	Réalisés	Idéal		Retenus	Réalisés	Idéal	
950	0,01/s	3	4	3	0	3	3	3	0	3	3	3	0	3	3	3	0	3	3	3	0	3	3	3	0	2	3	3	0	3	3	0	
	1/s	3	3	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	10/s	3	4	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	20/s	3	4	3	3	3	3	3	3	3	3	3	4	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	3	
1000	0,01/s	3	5	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	4	3	0	3	0		
	1/s	3	3	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	10/s	2	4	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	20/s	3	4	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3	3	3	0	3	0	0	
1100	0,01/s	1	5	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	3	3	0	3	0		
	1/s	3	3	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	10/s	3	4	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	20/s	3	3	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3	3	3	0	3	0	0	
1250	0,01/s	3	5	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	4	3	0	3	0		
	1/s	3	3	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	10/s	3	3	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	
	20/s	3	3	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3	3	3	0	3	0	0	
Sous Total		45	60	48	3	3	3	3	10	13	12	11	17	17	12	12	3	3	3	3	3	3	3	3	19	26	24	3	3	3	3		
Total																																	

Annexe 6 Essai de compression : triaxialité et déformation en fonction du modèle rhéologique



Annexe 7 Comparaisons entre défauts issus de tomographie, défauts ayant subi un traitement de lissage et de simplification en vue de l'intégration aux modèles de simulations et défauts équivalents (en bleu)





Annexe 8 Dimensions et propriétés initiales des défauts équivalents définis

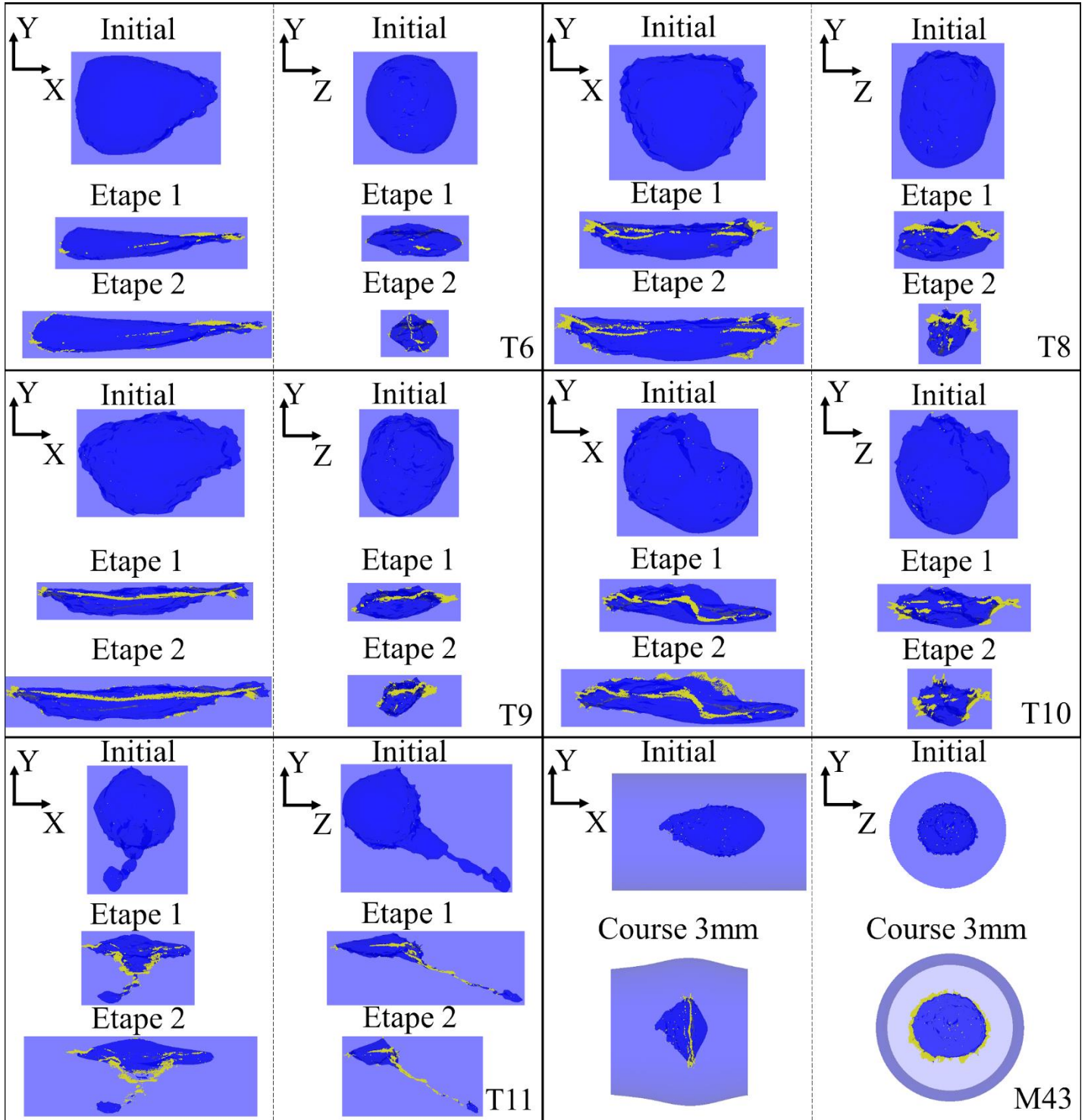
Echantillon	Défaut équivalent Demi-axe a (mm)	Défaut équivalent Demi-axe b (mm)	Défaut équivalent Demi-axe c (mm)	Ratio b/a	Ratio c/a	Défaut équivalent Euler ϕ_1 (°)	Défaut équivalent Euler ϕ (°)	Défaut équivalent Euler ϕ_2 (°)	β (°)	p1	p2	p3	Volume (mm ³)	Volume en simulation (mm ³)
T6-Initial	1.36	1.53	2.03	1.13	1.49	-76.14	86.81	105.08	14.22	0.07	0.87	0.06	17.67	17.74
T8-Initial	1.12	1.40	1.47	1.25	1.31	-104.89	89.93	80.99	14.89	0.02	0.91	0.07	9.58	9.63
T9-Initial	1.31	1.49	2.17	1.14	1.66	-80.49	94.30	61.50	10.43	0.23	0.74	0.03	17.61	17.71
T10-Initial	1.45	1.63	2.09	1.12	1.44	-120.62	84.09	-24.79	31.13	0.58	0.17	0.26	20.84	20.81
T11-Initial	1.32	1.40	2.33	1.06	1.77	-9.30	32.73	47.29	84.99	0.25	0.47	0.28	18.04	17.69
M43-Initial	1.31	1.51	2.24	1.15	1.71	86.52	92.55	-3.24	4.31	0.00	0.00	0.99	18.56	17.77

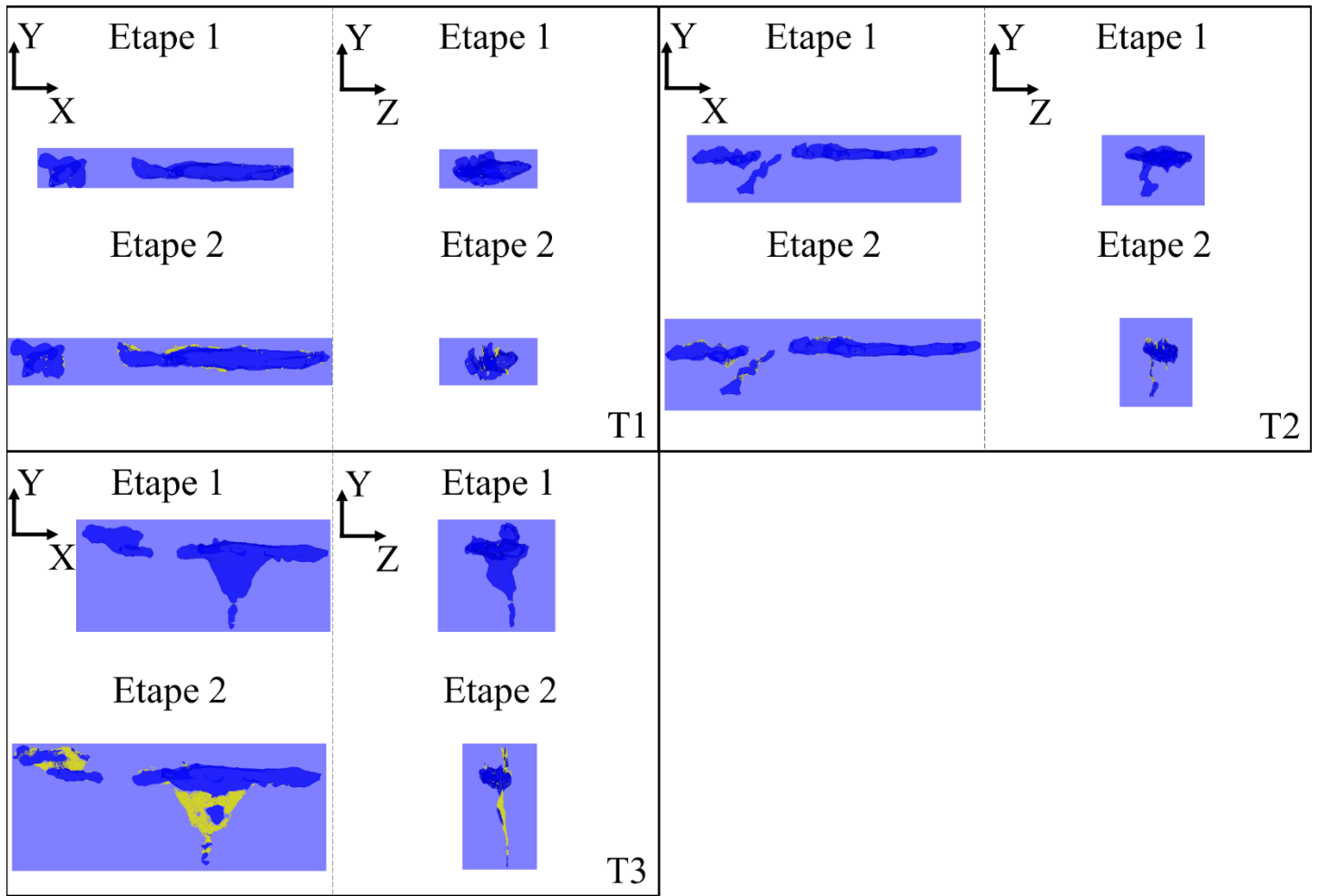
Annexe 9 Dimensions des défauts au cours des étapes de mise en forme

Echantillon	Eprouvette	Volume initial (tomographie) (mm ³)	Volume initial (simulation) (mm ³)	Dimension projetée selon X (mm)	Dimension projetée selon Y (mm)	Dimension projetée selon Z (mm)	S _x	S _y	S _z	h ₀ /h ₀	h ₀ /w ₀	h ₀ /H ₀	Décentrage sur Y Y ₀ (mm)	Décentrage sur Z Z ₀ (mm)
T1 Après étape 1	M13	1.57	1.47	6.72	1.00	2.10	4.34	0.23	0.54	2.10	0.31	0.07	0.56	-0.85
T2 Après étape 1	M21	0.91	0.79	6.00	1.86	1.76	3.31	0.48	0.45	0.95	0.29	0.06	-0.23	-0.67
T3 Après étape 1	M33	2.89	2.75	7.39	3.50	2.00	2.69	0.75	0.37	0.57	0.27	0.07	-1.29	-0.51
T6 Initial	M44	17.55	17.70	4.53	3.13	2.87	1.51	0.85	0.75	1.09	0.69	0.12	-0.25	0.77
T8 Initial	M12	9.52	9.58	3.30	2.81	2.27	1.30	1.01	0.74	1.24	0.85	0.10	-0.04	0.27
T9 Initial	M14	17.29	17.67	5.02	3.20	2.85	1.66	0.81	0.69	1.12	0.64	0.12	0.64	0.59
T10 Initial	M23	22.67	20.76	3.97	3.74	3.53	1.09	1.00	0.92	1.06	0.94	0.14	0.30	0.73
T11 Initial	M24	18.04	17.69	3.69	4.55	3.34	0.94	1.29	0.81	1.36	1.23	0.17	-0.08	0.25
M43 Initial	M43	18.56	17.67	5.55	2.56	2.86	2.05	0.61	0.71	2.17	1.94	0.55	N/A	N/A
T6 Après étape 1*	M44		5.74	5.89	1.06	3.04	2.88	0.24	0.87	2.87	0.52	0.11		
T8 Après étape 1*	M12		3.50	4.38	1.01	2.40	2.57	0.30	0.89	2.38	0.55	0.08		
T9 Après étape 1*	M14		4.69	6.46	1.04	2.97	3.22	0.22	0.79	2.86	0.46	0.10		
T10 Après étape 1*	M23		6.00	5.16	1.27	3.84	2.02	0.28	1.19	3.02	0.74	0.13		
T11 Après étape 1*	M24		5.02	4.23	1.65	4.67	1.34	0.37	1.59	2.83	1.10	0.16		
T1 Après étape 2*	M13		0.92	8.06	1.00	1.36	6.83	0.21	0.30	1.36	0.17	0.06		
T2 Après étape 2*	M21		0.52	7.61	1.42	0.89	6.59	0.33	0.20	1.60	0.19	0.06		
T3 Après étape 2*	M33		0.95	9.22	3.59	0.97	4.05	0.70	0.15	3.71	0.39	0.16		
T6 Après étape 2*	M44		4.33	7.43	1.22	1.54	5.40	0.27	0.36	0.79	0.16	0.05		
T8 Après étape 2*	M12		2.33	5.68	1.16	1.10	5.01	0.34	0.32	1.05	0.20	0.05		
T9 Après étape 2*	M14		3.45	8.05	1.23	1.62	5.64	0.25	0.35	0.76	0.15	0.05		
T10 Après étape 2*	M23		4.55	6.62	1.51	2.11	3.66	0.35	0.52	0.71	0.23	0.07		
T11 Après étape 2*	M24		3.92	5.26	1.60	2.46	2.59	0.41	0.72	0.65	0.30	0.07		

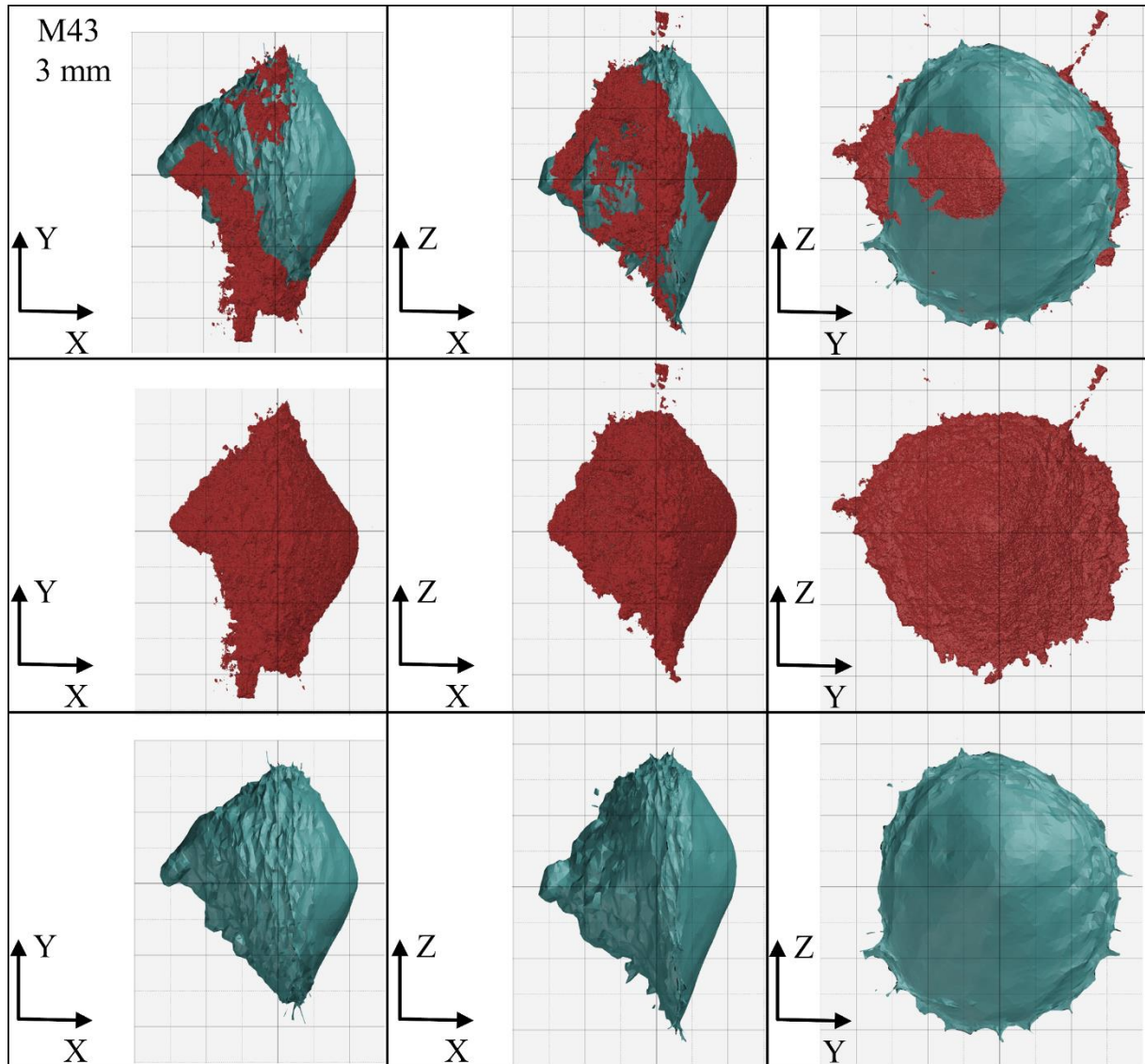
* Données issues de simulation

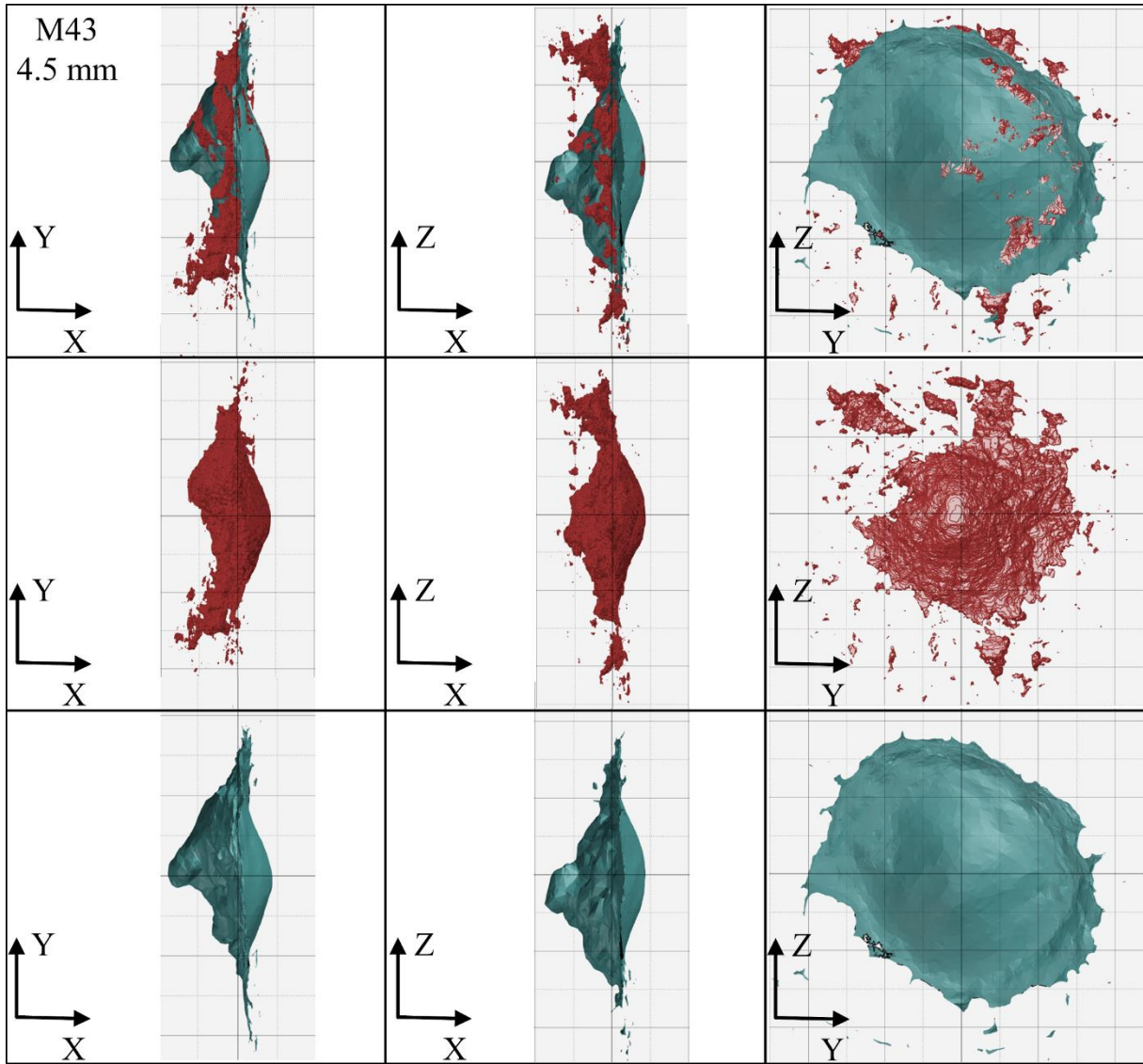
Annexe 10 Mise en évidence des zones d'auto-contact des défauts (en jaune) au cours des étapes de mise en forme



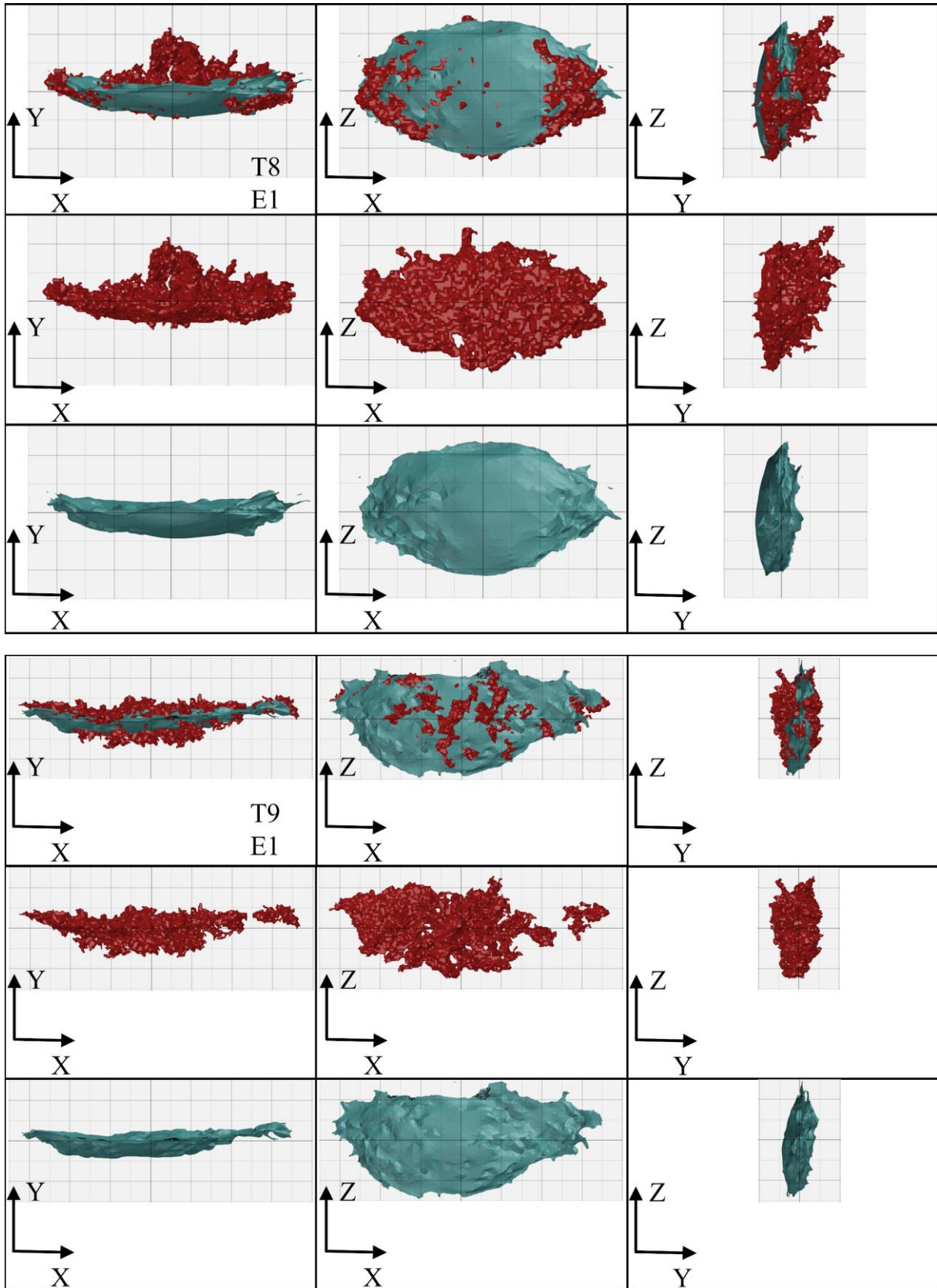


Annexe 11 Comparaisons entre morphologies expérimentales de défauts (en rouge) et morphologies simulées (en vert)

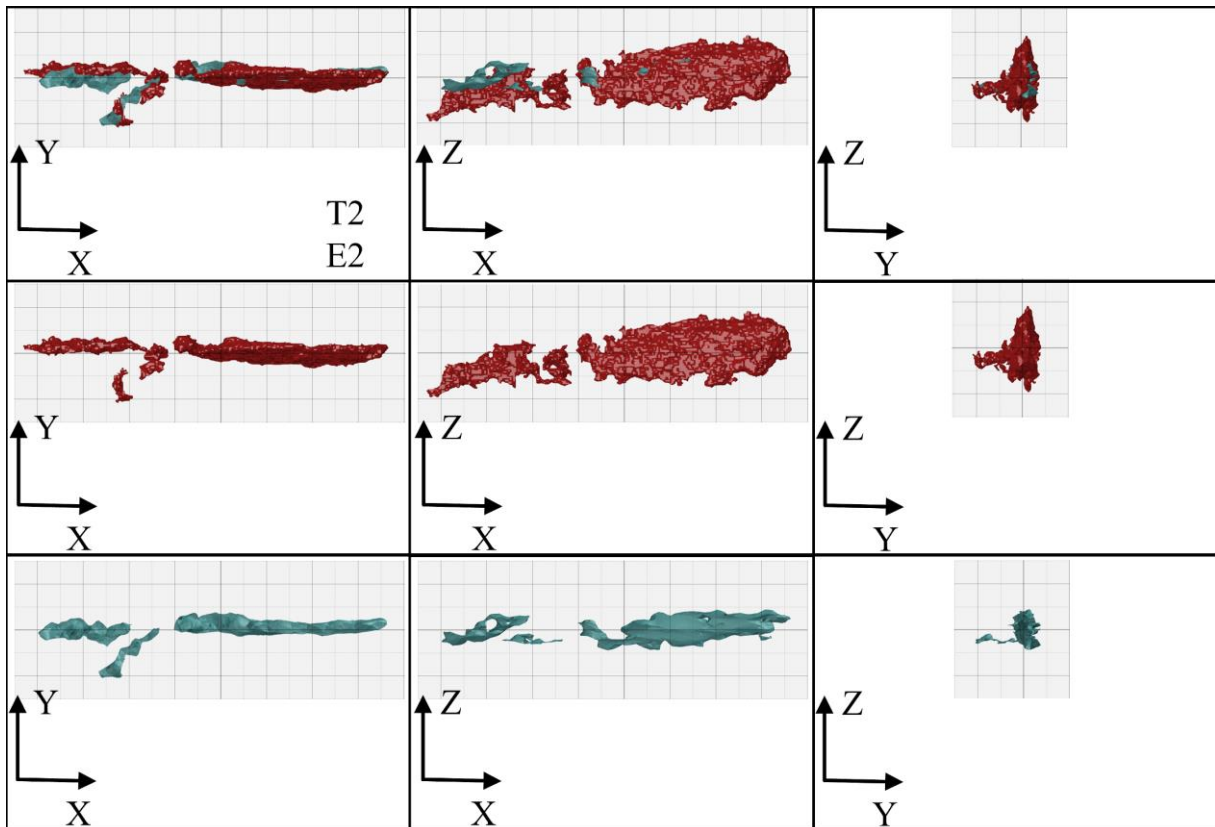
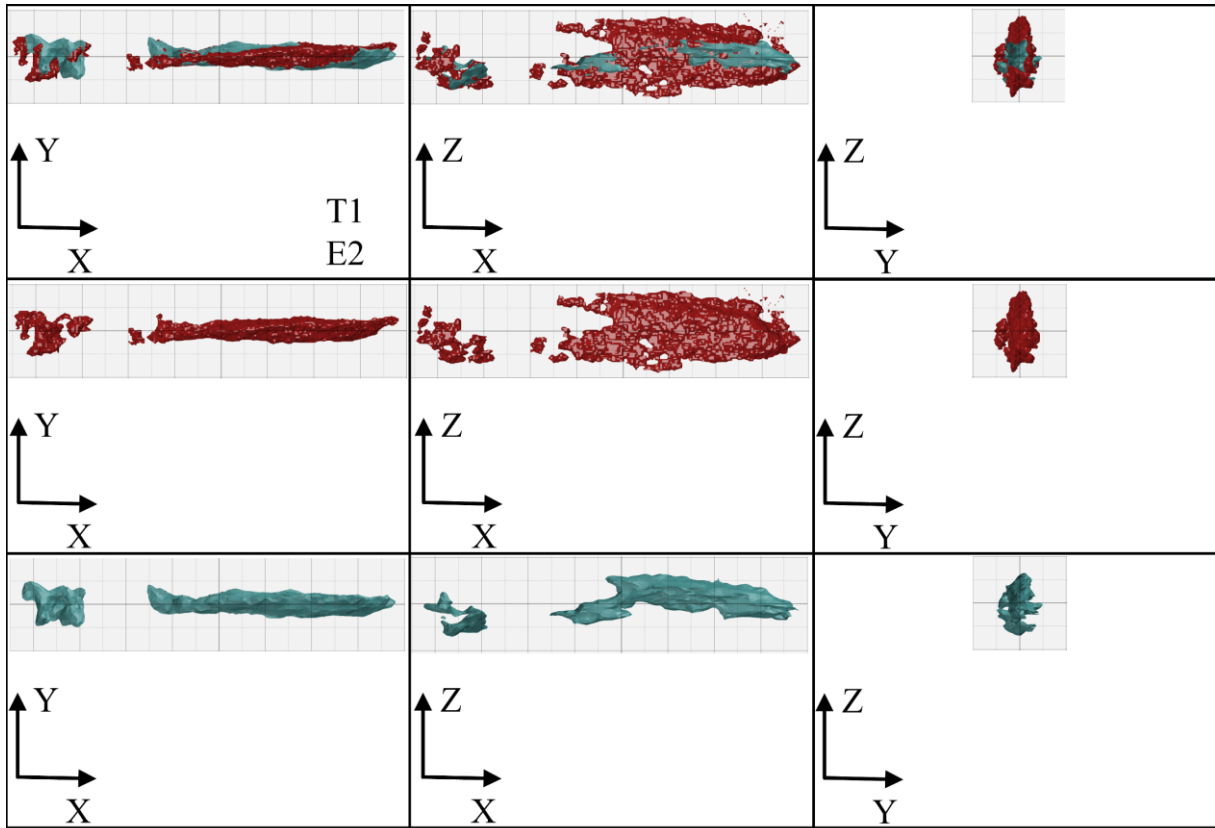




Annexes

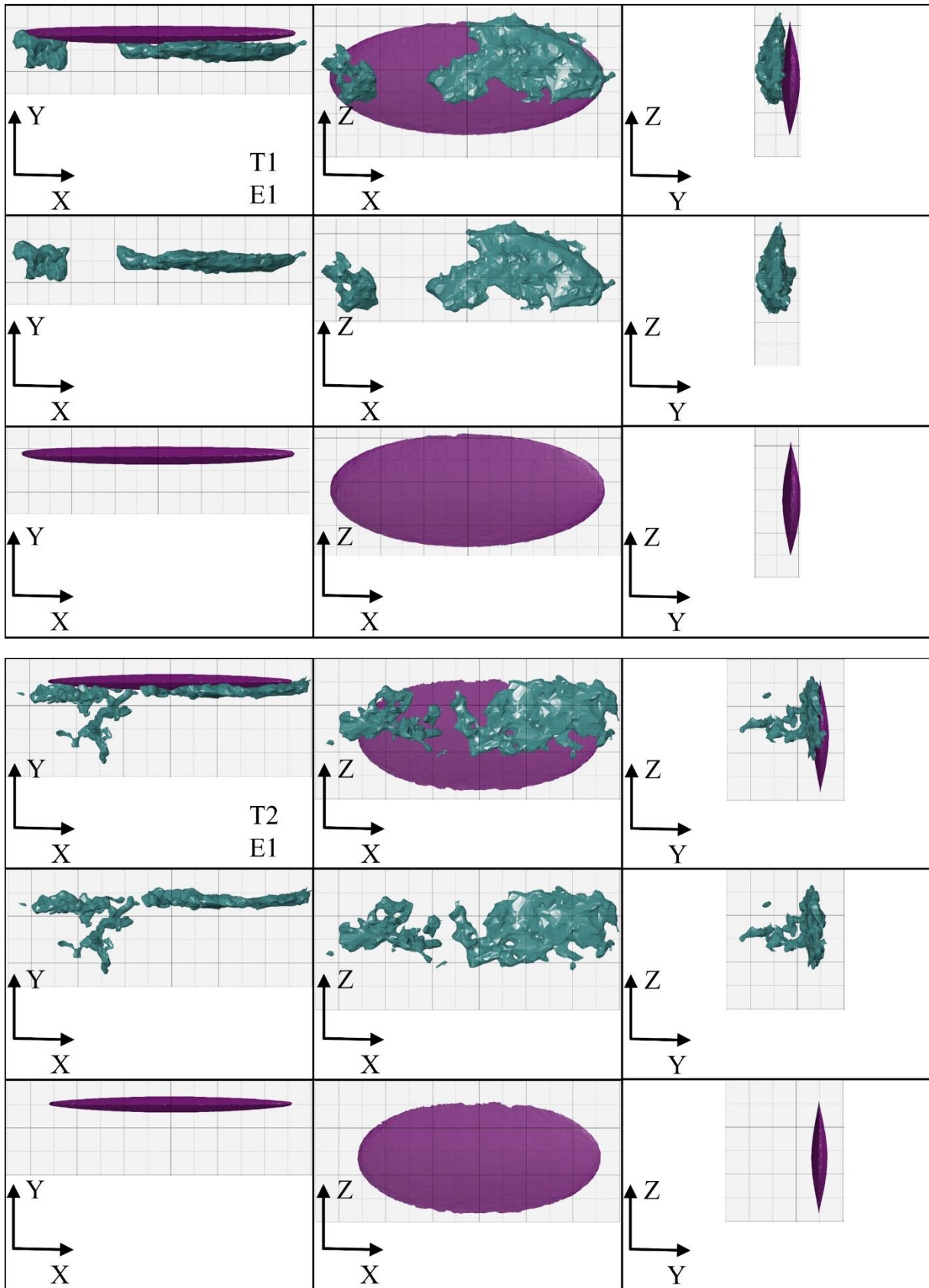


Annexes

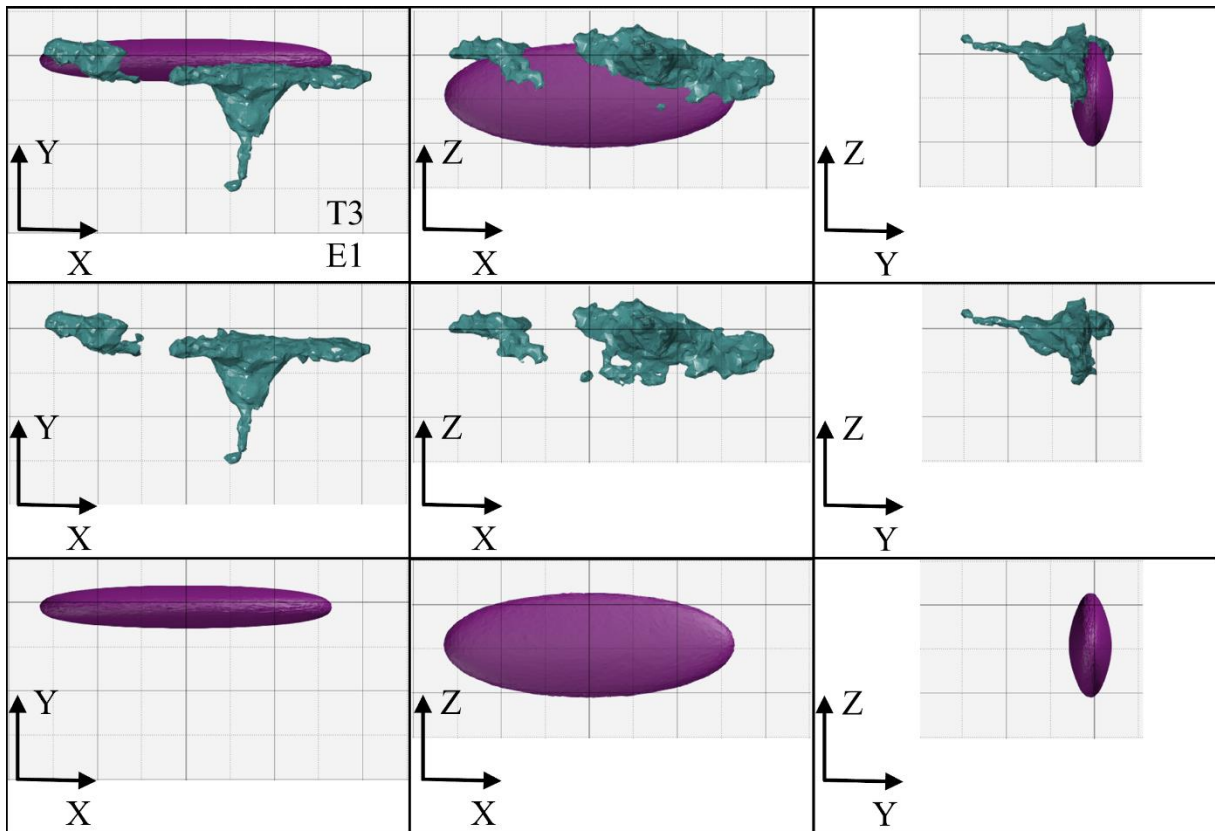


Annexes

Annexe 12 Comparaisons entre morphologies expérimentales de défauts (en vert) et morphologies modélisées par des ellipsoïdes idéaux (en violet)

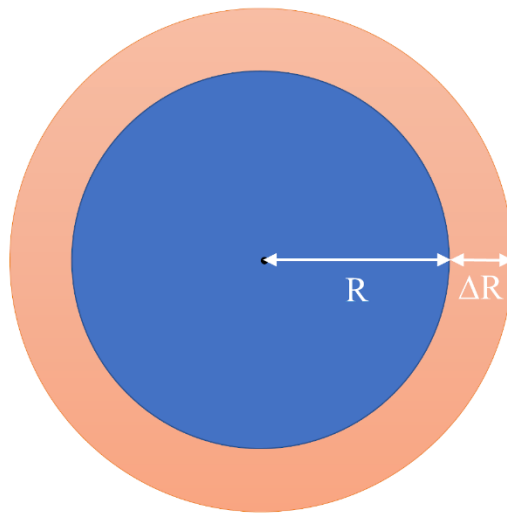


Annexes



Annexe 13 Quantification de l'erreur d'estimation des volumes par tomographies due aux traitements de filtrage

- Hypothèse :
 - Erreur d'estimation des dimensions constante ΔR correspondant à l'épaisseur d'un voxel dans l'analyse par tomographie
- Cas 1 : Sphère de rayon R



- Volume initial

$$V = \frac{4}{3}\pi R^3$$

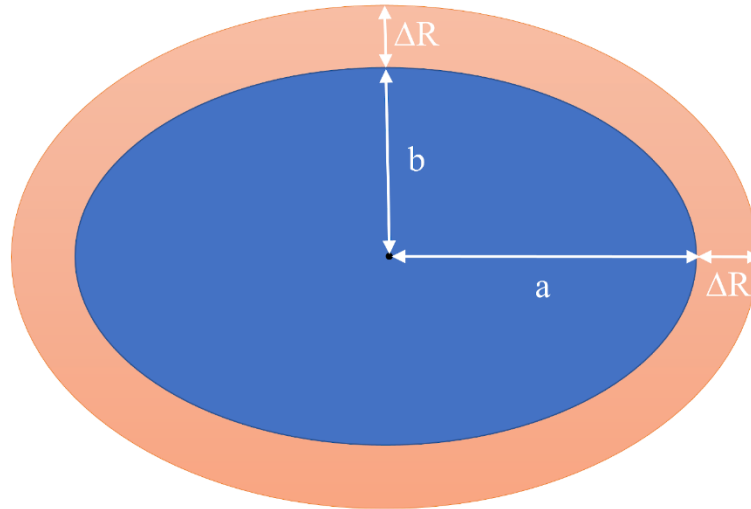
- Variation relative du volume de la sphère (ajout d'une erreur ΔR au rayon de la sphère)

$$\frac{\Delta V}{V} = 3 \frac{\Delta R}{R}$$

- Analyse

Pour une sphère de rayon R , l'erreur relative commise par une erreur d'estimation de la longueur de son rayon est inversement proportionnelle au rayon de la sphère. De façon attendue, l'erreur relative est d'autant plus grande que la sphère analysée est petite pour une même résolution d'analyse. De même, plus la résolution d'analyse sera fine (ΔR , représentant la taille de voxel, est petit) plus l'erreur relative commise sera faible à dimension de défaut constante.

- Cas 2 : Ellipsoïde de demi-axes a, b et c tels que $a > b$ et $b = c$ (ajout d'une erreur ΔR à tous les demi-axes de l'ellipsoïde)



- Volume initial

$$V = \frac{4}{3}\pi abc$$

- Variation relative du volume de l'ellipsoïde

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{\Delta a}{a} + \frac{\Delta b}{b} + \frac{\Delta c}{c}$$

En prenant un volume d'ellipsoïde $V = \lambda = ab^2$ et $\Delta R = \Delta a = \Delta b = \Delta c$ on obtient,

$$\frac{\Delta V}{V} = \Delta R \left(\frac{1}{a} + 2 \frac{\sqrt{a}}{\sqrt{\lambda}} \right)$$

- Analyse

Dans le cadre d'un ellipsoïde présentant un facteur de forme défini par $a > b$ et $b = c$, la variation de volume présente un minimum pour $a^3 = \lambda$, c'est-à-dire pour une sphère (cas 1). Ainsi plus le défaut est étiré (a grand devant b et c), plus la variation relative de volume correspondant à une erreur de mesure sur les longueurs ΔR (correspondant à l'ajout d'un voxel sur les dimensions mesurées) est grande.

De même que pour la sphère, plus la résolution d'analyse sera fine (ΔR , représentant la taille de voxel, est petit) plus l'erreur relative commise sera faible à dimension de défaut constante.

- Conclusion

Ainsi, au cours d'une analyse réalisée par tomographie, plus les dimensions de l'élément analysé sont petites plus l'erreur relative commise sur les volumes est importante. L'erreur due à la résolution d'analyse est également liée aux dimensions des voxels utilisés pour discrétiser les volumes analysés. Plus les voxels ont des dimensions importantes plus les erreurs effectuées sont elles aussi importantes.



Contribution à l'étude du phénomène de fermeture de porosités en laminage à chaud : mise en place d'une modélisation expérimentale et numérique à représentativité améliorée

Résumé

Les travaux de thèse sont consacrés à la caractérisation de la fermeture de porosité au cours du laminage à chaud de blooms issus de coulée continue. Un essai représentatif reproduisant les caractères essentiels du procédé industriel vis-à-vis de la fermeture de porosité a été mis en place. Ces caractères, identifiés au cours d'une étude bibliographique, concernent à la fois les paramètres thermomécaniques pilotant la fermeture de porosité comme la triaxialité des contraintes ou la déformation, mais également la nature géométrique et physique des porosités. Concernant ces dernières, la représentativité des essais a été améliorée en intégrant dans les échantillons une retassure naturelle contrôlée obtenue par un processus de fonderie. La caractérisation du phénomène de fermeture est obtenue par la comparaison des évolutions géométriques de porosités mesurées par tomographie et les résultats d'un modèle numérique en champs complets intégrant la géométrie « réelle » du défaut. Une méthodologie combinant l'essai représentatif conçu pour reproduire les caractères essentiels du processus de laminage et son modèle de simulation en champs complets a été développée. L'ensemble doit permettre par la suite de développer des plans d'expériences expérimentaux et numériques qui serviront à alimenter des modèles en champs moyens qui seront utilisés dans les simulations des gammes de laminage industriel et leur validation vis-à-vis de la fermeture des porosités.

Mots clés : Fermeture de porosité, mise en forme, caractérisation rhéologique de matériaux, simulation par éléments finis, essais expérimentaux

Abstract

The present work is dedicated to the understanding of the void closure mechanism during the hot rolling of bars issued from continuous casting processes. A representative experimental testing was developed to reproduce the key parameters involved in the porosity evolution during the industrial forming. These parameters were identified throughout a bibliographic study and concern the thermomechanical path depicted by the stress triaxiality and the strain and the void's physical and geometrical properties. The representativeness of the experiment is improved by using samples containing a shrinkage cavity formed during a dedicated casting process. The characterisation of the pore closing mechanism is performed by comparing the experimental evolution of cavities analysed by tomography with full-field FEM-modelling carried out using the "real" geometry of the cavities. A methodology combining the representative test experiment's design to reproduce the key parameters of the rolling process analysed and its full field modelling was developed. This methodology aims the identification of the parameters of mean fields void evolution model through the setting up of experimental design of testing and simulations to improve the pore closure efficiency during the rolling process.

Keywords : Porosity closing, metal forming, constitutive behaviour identification, finite element modelling, experimental testing