



HAL
open science

Etude du procédé d'expansion à froid des alésages au sein des structures aéronautiques en métaux durs

Victor Achard

► **To cite this version:**

Victor Achard. Etude du procédé d'expansion à froid des alésages au sein des structures aéronautiques en métaux durs. Matériaux. INSA de Toulouse, 2016. Français. NNT : 2016ISAT0037 . tel-02917970

HAL Id: tel-02917970

<https://theses.hal.science/tel-02917970>

Submitted on 20 Aug 2020

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

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

Université Fédérale



Toulouse Midi-Pyrénées

THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par *Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse (INSA de Toulouse)*

Discipline ou spécialité : *Génie mécanique, mécanique des matériaux*

Présentée et soutenue par : *Victor ACHARD*

le mardi 27 septembre 2016

Titre :

ETUDE DU PROCÉDE D'EXPANSION A FROID
DES ALESAGES AU SEIN DES STRUCTURES
AERONAUTIQUES EN METAUX DURS

JURY

<i>M. Laurent TABOUROT, HDR, Professeur à l'université Savoie Mont Blanc,</i>	<i>Rapporteur</i>
<i>M. Jean-Michel SPRAUEL, HDR, Professeur à Aix Marseille Université,</i>	<i>Rapporteur</i>
<i>M. Hervé WARGNIER, HDR, Professeur à l'université de Bordeaux,</i>	<i>Examineur</i>
<i>M. Alain DAIDIE, HDR, Professeur à l'INSA de Toulouse,</i>	<i>Examineur</i>
<i>M. Manuel PAREDES, HDR, Professeur à l'INSA de Toulouse,</i>	<i>Examineur</i>
<i>M. Clément CHIROL, Ingénieur expert assemblage Airbus Operations SAS,</i>	<i>Examineur</i>
<i>Mlle Audrey BENABEN, Ingénieure assemblage Airbus Operations SAS,</i>	<i>Invitée</i>

Ecole doctorale : *MEGEP*

Unité de recherche : *Institut Clément Ader (ICA) / UMR CNRS 5312*

Directeur(s) de Thèse :

M. Alain DAIDIE, HDR, professeur à l'INSA de Toulouse, Directeur de thèse
M. Manuel PAREDES, HDR, professeur à l'INSA de Toulouse, Co-Directeur de thèse

Remerciements

Le travail présenté est le fruit d'une collaboration entre l'Institut Clément Ader et la société Airbus Opérations SAS (CIFRE). L'étude vise à contribuer à la recherche dans le domaine des matériaux et des procédés, dans une optique de réponse à des problématiques du secteur aéronautique. Les contributeurs au projet ont rendu cette expérience passionnante pour moi. Je tenais avant tout à les remercier.

Je souhaite premièrement remercier mon directeur de thèse, Mr. Alain Daidié ainsi que mon co-directeur Mr. Manuel Paredes qui m'ont accompagné et guidé dans ces travaux. Leurs riches compétences scientifiques, techniques et leurs qualités humaines m'ont été d'une très grande aide dans la résolution des problématiques.

Ensuite, je tiens à remercier les membres du jury qui m'ont fait l'honneur de juger ces travaux de thèse. Je remercie tout particulièrement Mr. Hervé Wagnier pour avoir présidé la soutenance et Mr. Jean-Michel Sprauel ainsi que Mr. Laurent Tabourot pour le temps consacré à la relecture de ce manuscrit et pour la qualité de leurs différentes remarques.

J'adresse toute ma reconnaissance à Mr. Clément Chirol. Il m'a permis de découvrir et d'apprécier le domaine de l'assemblage. Je lui serai toujours reconnaissant pour m'avoir accordé sa confiance, son soutien, et ce dès nos premiers échanges. Merci pour ces discussions, cet accompagnement, cette aventure...

J'adresse également mes sincères remerciements à Mr. Bernard Bourthoumieux pour m'avoir accueilli au sein de son équipe.

Je remercie chaleureusement toute l'équipe matériaux et procédés d'Airbus Toulouse pour leur sympathie et leur professionnalisme. Merci à vous tous : Audrey Benaben, Franck Billuart, Jean-Baptiste Tuery, Isabelle Multan, Mathieu Berthelot, Mélanie Bedu, Denis Campassens, Sophie Gourdon, Véronique Bullier, Patricia Morgue, Dominique Bergougnan, Olivier Jaubert, Jean-Brice Rousset, Guillaume Boulais, Cédric Poupon, Jérôme Terrazzoni, Jérôme Delpont, Emmanuel Dhorne, Remy Fournie, Lisa Deblock, Amaury Bonnet, Romain Boche, Fabien Sevrin et Pierre Pondaven.

Merci à mes collègues doctorants : Taha Benhaddou, Charlotte Dupressoire, Pierre André Rey, Nora Kind, Florian Sanchez, Tarek Sultan et Luis Gomes Perini. Je vous souhaite à tous le meilleur pour la suite !

Merci Mr. Simon Dols, ce fut un réel plaisir de travailler avec toi.

Je voudrais aussi remercier toutes les personnes que j'ai pu rencontrer à l'Institut Clément Ader, notamment Bruno Castanié, Nicolas Laurien, Ludovic Barrière, Teddy Lisle, Thomas Rouault et Julien Aubry.

J'associe aussi à ce travail ma famille, mes amis qui m'ont soutenu et encouragé. Particulièrement, un grand merci à ma « relectrice »...

TABLE DES MATIERES

CHAPITRE 1 **11**

Vers une optimisation de la durée de vie des pièces en métaux durs au sein de structures aéronautiques

1.1	Les métaux durs au sein des structures aéronautiques	12
1.2	La cause source de ruine des structures en métaux durs	15
1.3	Optimiser et réparer via la génération de champs résiduels	16
1.4	Les essais structuraux et la reproduction des cas de charges réels	17
1.5	Les verrous scientifiques relatifs à l'étude et la méthodologie proposée	20
1.6	Organisation du rapport de thèse	21

CHAPITRE 2 **23**

Revue de littérature et définition des outils d'analyses

2.1	Objectifs de la revue de bibliographie	24
2.2	Endommagement en fatigue et rupture des métaux	24
2.2.1	<i>Phénoménologie générale du processus de rupture des composants métalliques</i>	24
2.2.2	<i>Modes de ruines observés en présence de trous ou d'alésages</i>	26
2.2.3	<i>L'expression et la caractérisation de la durée de vie en fatigue</i>	27
2.3	La technique d'expansion à froid	31
2.3.1	<i>Principe et objectifs</i>	31
2.3.2	<i>Les technologies d'expansion à froid</i>	34
2.4	L'expansion à froid au sein des métaux durs	39
2.4.1	<i>Extension du procédé d'expansion aux métaux durs</i>	39
2.4.2	<i>Performance en fatigue des alésages en métaux durs expansés</i>	43
2.5	Les outils et les moyens d'analyse du procédé d'expansion à froid	47
2.5.1	<i>Préface : problématique de la caractérisation des alésages expansés</i>	47

2.5.2	<i>La caractérisation expérimentale des alésages expansés</i>	48
2.5.3	<i>L'étude numérique de l'alésage expansé</i>	57
2.5.4	<i>Recherche d'une optimisation du procédé d'expansion</i>	63
2.6	Bilan de l'étude bibliographique	64

CHAPITRE 3

67

Etude numérique du procédé de la bague fendue dans les alésages en métaux durs

3.1	Introduction à l'étude numérique	68
3.2	Définition du modèle axisymétrique d'expansion à froid	69
3.2.1	<i>Justification de la modélisation axisymétrique</i>	69
3.2.2	<i>Modélisation axisymétrique : généralités</i>	69
3.2.3	<i>Modélisation axisymétrique du procédé à « bague fendue »</i>	70
3.3	Simulation de l'expansion à froid à bague fendue au sein d'un alésage en Ti-6Al-4V	82
3.3.1	<i>Simulation de référence</i>	82
3.3.2	<i>Expansion à froid d'un alésage en Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$)</i>	82
3.3.3	<i>Impact du taux d'expansion</i>	89
3.3.4	<i>Influence de la loi d'écrouissage sur les contraintes circonférentielles</i>	93
3.3.5	<i>Impact de l'épaisseur du trou</i>	95
3.3.6	<i>Conséquence de la double expansion</i>	97
3.4	Simulation du procédé d'expansion à froid au sein des métaux durs aéronautiques	100
3.4.1	<i>Détails des simulations</i>	100
3.4.2	<i>Analyse des champs circonférentiels générés post expansion</i>	101
3.4.3	<i>Influence du matériau sur les déformations des pièces</i>	105
3.5	Simulation de l'expansion à froid d'alésages empilés	106
3.5.1	<i>Généralités</i>	106
3.5.2	<i>Etude de l'expansion au sein d'un assemblage rigide</i>	107
3.5.3	<i>Etude de l'expansion dans un assemblage précontraint</i>	109
3.6	Conclusion de l'étude numérique	112

CHAPITRE 4**115****Caractérisation expérimentale des alésages expansés**

4.1	Introduction à l'étude de caractérisation	116
4.2	Procédure expérimentale	116
4.2.1	<i>Configuration des éprouvettes testées</i>	116
4.2.2	<i>Matériaux testés</i>	117
4.2.3	<i>Préparation des éprouvettes</i>	118
4.2.4	<i>Principe d'essai d'expansion à froid</i>	120
4.2.5	<i>Campagne d'essais effectuée – paramètres considérés</i>	123
4.3	Essai de faisabilité du procédé d'expansion à froid au sein des métaux durs	123
4.3.1	<i>Observations générales lors de l'exécution du procédé</i>	123
4.3.2	<i>Analyse du matériau expansé et du risque de fissuration</i>	125
4.3.3	<i>Etude dimensionnelle des alésages expansés</i>	131
4.3.4	<i>Mise en parallèle et comparaison des résultats avec les simulations</i>	136
4.4	Evaluation des champs de contraintes en bord d'alésages expansés	140
4.4.1	<i>Préambule</i>	140
4.4.2	<i>Mesure de la zone affectée par l'évolution de la dureté après expansion à froid</i>	141
4.4.3	<i>Exploitation de la méthode du trou incrémental</i>	147
4.5	Impact du procédé de réalésage	157
4.6	Conclusion	164

CHAPITRE 5**167****Performance en fatigue des alésages expansés**

5.1	Introduction à l'étude de fatigue	168
5.2	Procédure expérimentale	168
5.2.1	<i>Principe de l'essai de fatigue de référence « troué libre »</i>	168
5.2.2	<i>Eprouvettes d'essais</i>	170
5.2.3	<i>Paramètres généraux des essais de fatigue</i>	171
5.2.4	<i>Paramètres de procédé considérés pour les essais de fatigue</i>	171
5.3	Fatigue des alésages en métaux durs	172
5.3.1	<i>Performance en fatigue des alésages en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$</i>	172

5.3.2	<i>Performance en fatigue des alésages en Ti-6Al-4V β</i>	182
5.3.3	<i>Performance en fatigue des alésages en acier 15-5PH</i>	189
5.4	Fatigue des assemblages boulonnés	193
5.4.1	Objectif	193
5.4.2	Protocole d'essais sur éprouvettes assemblées	193
5.4.3	Performance en fatigue des assemblages à double recouvrement	197
5.5	Conclusion	201

CHAPITRE 6 **203**

Conclusion générale et perspectives

6.1	Conclusion générale des travaux	204
6.2	Perspectives pour l'étude	206

Bibliographie **209**

Figures & Tableaux **213**

Annexes **218**

A.	<i>Etude numérique du procédé de la bague fendue dans les alésages en métaux durs</i>	218
B.	<i>Caractérisation expérimentale des alésages expansés</i>	228

CHAPITRE 1

VERS UNE OPTIMISATION DE LA DURÉE DE VIE DES PIÈCES EN MÉTAUX DURS AU SEIN DE STRUCTURES AÉRONAUTIQUES

Ce chapitre a pour objectif de présenter le thème et la problématique abordée tout au long de ces travaux de thèse. Il traite des objectifs du sujet et de l'intérêt de ce travail sur les métaux durs pour la communauté scientifique ainsi que pour le domaine aéronautique.

Plan du chapitre

1.1 Les métaux durs au sein des structures aéronautiques	12
1.2 La cause source de ruine des structures en métaux durs	15
1.3 Optimiser et réparer via la génération de champs résiduels	16
1.4 Les essais structuraux et la reproduction des cas de charges réels	17
1.5 Les verrous scientifiques relatifs à l'étude et la méthodologie proposée	20
1.6 Organisation du rapport de thèse	21

1.1 LES METAUX DURS AU SEIN DES STRUCTURES AERONAUTIQUES

L'amélioration de la performance énergétique et économique du transport aérien est une nécessité. Elle impose la conception d'aéronefs toujours plus éco-efficients ainsi que la réduction des coûts d'exploitation et de production (Figure 1.1.1). Au sein des structures primaires aéronautiques, certains composants et sous-ensembles hautement techniques sont les garants de l'intégrité et de l'efficacité globale de l'appareil. Le mât réacteur, unique lien mécanique reliant le moteur à l'aile, est l'un des plus critiques pour l'appareil (Figure 1.1.2, droite). Le cahier des charges pour sa conception et sa fabrication est un vrai défi. Il doit en effet permettre la transmission de la poussée des moteurs à la cellule tout en présentant une excellente aérodynamique et une robustesse remarquable. De plus, il garantit l'intégration fonctionnelle totale des réacteurs.

Avec l'arrivée de réacteurs de plus en plus performants sur le marché aéronautique, les températures et contraintes soutenues par les différents composants mécaniques ont imposé l'utilisation inévitable d'alliages de hautes performances tels que les métaux durs¹. Les alliages de cette famille possèdent des propriétés physiques qui présentent de nombreux intérêts. Ils permettent d'obtenir fréquemment les meilleurs compromis entre densité et caractéristiques d'usage recherchées. Leur principale qualité provient de leur tenue élevée sous des sollicitations mécaniques ponctuelles et cycliques, parfois sur de larges spectres de température [BOY1]. Au sein de cette famille de matériaux, nous pouvons identifier les très attractifs alliages de titane, les aciers à très hautes performances et les superalliages à base nickel ou cobalt dont l'utilisation est désormais courante dans le secteur aéronautique et le secteur spatial (Tableau 1.1.1). Du fait de l'emploi nécessaire de ces métaux onéreux, de sa conception délicate et de sa fabrication complexe, mais aussi du fait des masses considérables embarquées en vol, le mât réacteur représente une part importante de prix de la structure d'un avion.



Figure 1.1.1. Airbus A330neo, appareil commercial de dernière génération [AIR1].

La structure primaire d'un mât réacteur moderne s'apparente à une architecture métallique caissonnée (Figure 1.1.2) sur laquelle nous retrouvons les différents axes d'attache entre le réacteur et la voilure. La diversité des pièces et matériaux qui permettent son assemblage est importante (longerons, nervures, panneaux, et axes). Par ailleurs, en observant la chronologie

¹ Métaux dont la contrainte à rupture est supérieure à 900 MPa en traction à 20°C.

des dépôts de brevets concernant l'architecture globale des mâts, notamment entre 1967 et 2015, nous pouvons constater du niveau d'optimisation qui lui est alloué. Cette optimisation se retrouve bien entendu dans le choix des matériaux des différentes pièces matricées, forgées et issues de tôleries laminées. Au fil des générations les aciers faiblement et fortement alliés ont été remplacés par les aciers inoxydables à durcissement structural. Ces derniers laissent aujourd'hui leur place au profit des superalliages pour les attaches moteurs et voilures mais surtout aux alliages de titane, intégrés aujourd'hui massivement dans la structure primaire. Parmi ces derniers, la grande majorité des applications est couverte par l'alliage Ti-6Al-4V recuit dans le domaine $\alpha\beta^2$ ou β (ELI³). L'emploi du recuit $\alpha\beta$ est généralement justifié pour des critères de polyvalence en termes de caractéristiques mécaniques et de coûts alors que l'emploi du recuit β est apprécié pour sa haute tolérance aux dommages [SMI1]. Leurs exceptionnelles caractéristiques intrinsèques ainsi que la maîtrise actuelle de leur fabrication et de leur comportement permettent de répondre à diverses contraintes industrielles sur les appareils de dernière génération, qui justifient alors de gains de masse pouvant être conséquents. Des évolutions similaires sur l'emploi progressif des métaux durs ont pu être constatées sur d'autres composants critiques de la cellule comme le train d'atterrissage ou l'encadrement des portes sur le fuselage.

Alliages de titane	Acier à durcissement structural	Aciers faiblement et fortement alliés	Superalliages (base Nickel & Cobalt)
Ti-6Al-4V recuit	X5CrNiCu15-5 (15-5PH)	41NiCrMo7-3-2 (40NCD7)	NiCr19Fe19Nb5Mo3 (INCONEL 718)
Ti-6Al-4V recuit β	X5CrNiCuNb16-4 (17-4PH)	40CrMoV13-9 (40CDV12)	NiCr29Fe (INCONEL 690)
Ti-10V-2Fe-3Al	X1CrNiMoAlTi12-9-2 (Marval X12)		NiCr22Mo9Nb (INCONEL 625)
Ti-3Al-2,5V			AEREX 350
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,08Si			MP35N
Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr			MP159
			Waspaloy

Tableau 1.1.1. Les principaux alliages durs utilisés dans le secteur aéronautique.

D'un autre côté, il est intéressant d'observer qu'en conséquence de l'utilisation massive des CFRPs⁴ comme matériau structural dans les appareils modernes, des problématiques de compatibilité galvanique ou thermique interviennent inévitablement au niveau des interfaces multi-matériaux. Cette problématique justifie alors souvent l'utilisation des métaux durs par rapport aux autres alliages moins nobles tels que les aluminiums, en limitant l'emploi de mesures de protection. Cette stratégie permet de diminuer les coûts et les impacts environnementaux liés à l'utilisation de protections de surface et de simplifier les contrôles en service. Finalement, la capacité d'absorption aux chocs des composites usuels reste très limitée. Des cadres métalliques peuvent être employés afin d'améliorer la réponse globale de la structure. Au-delà des applications liées à la nacelle, où les températures de fonctionnement n'excèdent pas 250°C, les alliages durs sont utilisés massivement dans les parties tournantes et porteuses des réacteurs. Ezugwu [EZU1] rappelle que chaque kilogramme retiré à la masse totale du réacteur permet d'économiser 150 000 US dollars (2005) de carburant sur la vie en service d'un réacteur usuel d'un avion commercial.

² α et β faisant références aux formes allotropiques du titane.

³ Pour « Extra Low Interstitial ».

⁴ Matériaux composites à fibre de carbones.

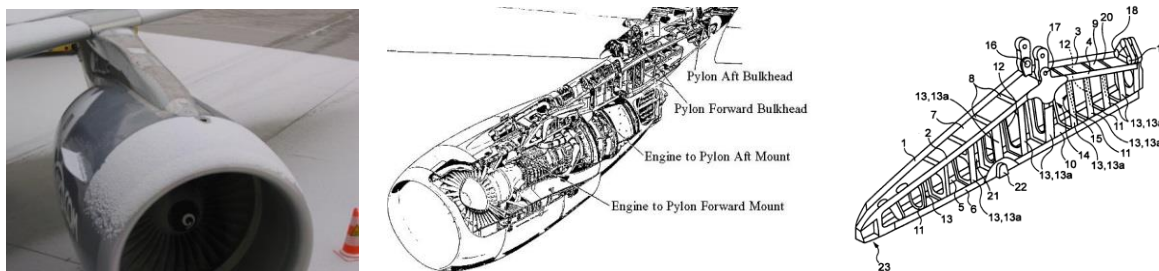


Figure 1.1.2. Mât réacteur d'Airbus A320 (gauche, photo crédit: Nico Karres – Salzburg Airport). Architecture générique d'un mât réacteur d'avion (centre, [BOA1]) et de sa structure primaire (droite, [SKE1]).

Au vu de la nécessité de l'emploi des métaux durs dans des composants remarquables, mais aussi du fait des effets secondaires liés à la promotion des matériaux composites, les métaux durs sont de plus en plus présents dans le poids structurel des avions de ligne (Figure 1.1.3). Leur proportion est comprise entre 20% et 25% en masse⁵ sur les long-courriers de dernière génération type Airbus A350 et Boeing 787 (contre 12,5% pour un appareil de type Airbus A320). De fait malgré tous les avantages apportés par cette famille de métaux, ils représentent toutefois aujourd'hui une source importante de coûts fixes pour les avionneurs et diminuent fortement la profitabilité de leur exploitation. Selon Alwyn Scott [SCO1], sur les 280 millions de dollars du prix de vente d'un Boeing 787, 17 millions sont imputables à l'utilisation des alliages de titane et cela sans prise en compte des investissements nécessaires pour le développement et l'industrialisation des nouveaux composants. Ces coûts proviennent principalement du fait qu'ils sont très onéreux à l'état brut et qu'ils s'avèrent difficilement usinables. Ainsi, l'utilisation de métaux durs comme matériau structurel est une décision réfléchie où de nombreux critères interviennent, de l'aspect technique à la stratégie d'approvisionnement à l'échelle mondiale [AIR2]. Notre étude s'inscrit ici dans la maîtrise de paramètres techniques liés à l'emploi des métaux durs, favorisant son attrait dans le secteur aéronautique. Dans le prochain paragraphe, nous allons nous intéresser aux aspects scientifiques et technologiques associés à l'optimisation de ces structures.

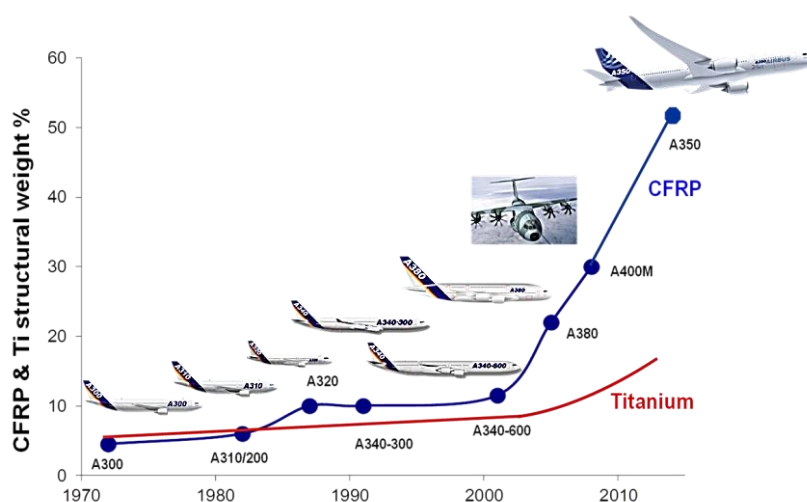


Figure 1.1.3. Part du CFRP et des alliages de Titanes au sein des structures des avions Airbus [ZAN1].

⁵ Soit environ 15% d'alliages de titane et 10% d'aciers.

1.2 LA CAUSE SOURCE DE RUINE DES STRUCTURES EN METAUX DURS

Penchons-nous maintenant sur l'environnement d'exploitation de ces métaux. La grande majorité des structures aéronautiques, qu'elles fassent intervenir des métaux durs ou non, résultent massivement d'assemblages de pièces et de sous-ensembles qui peuvent être rivetés ou vissés et qui nécessitent la présence d'alésages. Les efforts peuvent alors transiter au sein de ces pièces mais aussi par les joints boulonnés. Les alésages, en tant que discontinuités géométriques sont générateurs de fortes concentrations de contraintes lors d'un chargement mécanique. L'impact de cette « surcontrainte » est primordial sur le comportement sous sollicitation cycliques alternées. Elle est en effet susceptible d'amorcer l'endommagement en fatigue du matériau, responsable d'accidents majeurs dans l'aéronautique civile. Les alésages sont particulièrement vulnérable [NEU1] [PET1]. Parmi les nombreuses exigences imposées à la structure d'un aéronef, la performance en fatigue est capitale. Elle est souvent considérée comme critique dans la justification [SCH2]. D'après Liu et al [LIU1], il est ainsi observé statistiquement que la fissuration en fatigue des alésages, de fixation ou autres, compte pour 50% à 90% du nombre de fissurations totales d'un avion en service, loin devant les fissures induites par la corrosion ou par des surcharges [FIN1]. La Figure 1.2.1 issue des travaux de Bhaumik et al [BHA1] fournissent un exemple de rupture en fatigue apparue sur un appareil en service, s'initiant depuis un alésage de rivets pour tambour de compresseur en alliage de titane (BT3-1⁶).

La fatigue des matériaux métalliques est un phénomène dont la prise de conscience est intervenue relativement tôt dans l'histoire, les premières études rencontrées datent de plus de 170 ans. Cependant, la compréhension précise des processus intervenants est bien plus récente. Cette branche a déjà été sujette à de nombreux et divers travaux au cours des dernières décennies. D'un point de vue global, l'endommagement en fatigue est un phénomène se déclenchant principalement en surface d'un matériau, dès lors que celui-ci est considéré relativement pur (absence d'inclusions ou de défauts importants). Dans de nombreux cas, cette phase d'initiation de la fissuration couvre une part très importante de la durée de vie en fatigue d'un composant et conditionne son temps d'utilisation.

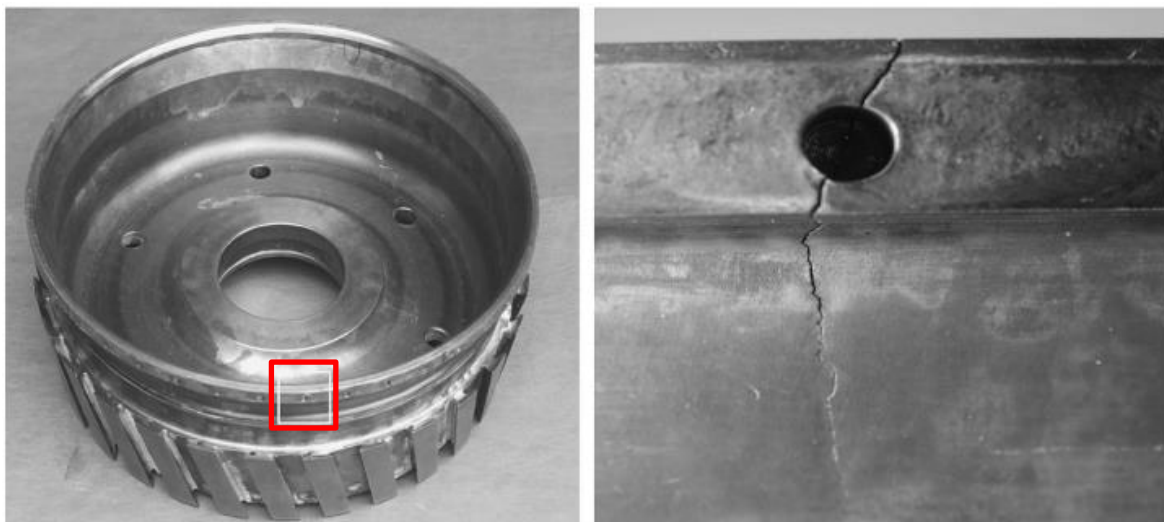


Figure 1.2.1. Exemple de rupture en fatigue sur pièce aéronautique en titane, d'après [BHA1].

⁶ Ti-6Al-1,5Cr-2,5Mo-0,5Fe-0,3Si.

1.3 OPTIMISER ET REPARER VIA LA GENERATION DE CHAMPS RESIDUELS

Les observations précédentes mettent en évidence l'importance et l'intérêt des développements effectués sur pièces en métaux durs. Les facteurs économiques et environnementaux impliquent que ces structures soient toujours plus performantes et résistantes à la fatigue. L'objectif est d'assurer l'augmentation des temps d'exploitation des appareils en service et de répondre aux nouvelles problématiques imposées sur les avions de dernière génération, comme évoqué en paragraphe 1.1. Dans cette étude, nous nous focalisons sur l'amélioration de la performance en fatigue des structures en métaux durs. Nous cherchons particulièrement à diminuer la valeur de la contrainte opérant dans ces zones au cours du chargement. Plusieurs solutions apparaissent alors plus ou moins évidentes aux yeux du concepteur pour la résolution de ce problème. Une première solution revient à compenser la surcharge par un surdimensionnement visant à réduire les contraintes par augmentation de la surface exposée. D'autres visent à adapter et optimiser les géométries afin de réduire les singularités. Une troisième pratique vise à changer le matériau initial de fabrication au profit d'un autre disposant de caractéristiques mécaniques supérieures. Ces méthodes induisent alors inévitablement une augmentation de la masse des composants et/ou une complexification des méthodes de fabrication. De plus, il ne faut pas oublier que dans la majorité des cas, l'optimisation est souhaitable sur une pièce déjà conçue ou fabriquée, qui serait extrêmement coûteuse à remplacer ou à redessiner. Nous comprenons rapidement l'intérêt de marquer une nouvelle étape dans le développement des composants métaux durs. De plus, nous n'avons pas identifié de procédé de réparation efficace et bon marché des composants en métaux durs dans l'éventualité de l'apparition de fissures autour des alésages.

La compréhension et la maîtrise des paramètres caractérisant l'endommagement en fatigue a permis peu à peu l'utilisation de procédés technologiques (chimiques & mécaniques) permettant de repousser les limites des critères de dimensionnement en fatigue, garantissant fiabilité et tolérance aux dommages des structures. Dans le domaine de l'assemblage, certaines solutions peuvent diminuer la criticité des zones d'assemblages par la génération de contrainte à l'installation. Nous pouvons prendre pour exemple l'installation avec prétension des fixations [BEN1] ou bien l'insertion des fixations avec interférence dans leurs logements [PAR1]. Ces solutions s'avèrent trop peu étudiées à ce jour ou tout simplement non réalisables au sein des métaux durs. C'est pourquoi dans cette étude, nous nous intéressons aux procédés permettant la génération de contraintes résiduelles dites « préinstallées ».

La solution étudiée dans ces travaux s'oriente donc vers la considération de champs résiduels au sein des composants. Il est couramment observé que les champs compressifs de contraintes résiduelles induites par écrouissage permettent de modifier ce lieu de création des premières fissures, qui interviennent alors plus tardivement dans une région moins critique, située sous la surface du matériau [GAB1]. L'utilité de générer des champs compressifs sur la performance en fatigue des métaux durs est par ailleurs confirmée par l'emploi de procédés tels que le grenailage ou le roulage des tôles [KOC1] [ZHA1]. Afin de souligner les spécificités des réponses de ces métaux, nous avons identifié des cas d'études où certains procédés se sont retrouvés préjudiciables pour la tenue en fatigue. Les phénomènes relatifs à la génération de contraintes résiduelles sont complexes et il est impossible de prédire aisément l'impact d'un procédé. Maawad et al [MAA1] ont par exemple

observé des abattements de la tenue en fatigue à hauts nombres de cycles après utilisation du procédé laser shock peening sur un alliage Ti-5Al-4V. Ces diminutions peuvent être attribuées à l'altération de l'intégrité de la surface des pièces mais aussi à la dégradation des microstructures.

Dans notre cas, nous souhaitons traiter l'alésage en lui-même afin de réduire la cinétique de croissance des fissurations. Selon les technologies identifiées plus loin dans l'étude bibliographique de ce manuscrit, certaines solutions pratiquées sur les alliages d'aluminium permettent la génération de champs de contraintes compressives en bord de trou. Ce procédé est nommé d'une manière générique « *procédé d'expansion à froid des alésages* ». Nous allons étudier plus en profondeur cette problématique et ce procédé, dans le but d'introduire des solutions innovantes, pouvant inclure des applications tout au long du cycle de vie des composants en métaux durs (Figure 1.3.1), à savoir :

- au niveau de la phase de conception afin d'alléger les composants conçus. La notion de facteur d'amélioration en fatigue pouvant être considérée dans le calcul,
- au niveau de la phase de production, où les gains sont susceptibles d'annuler l'abattement en résistance induit par un usinage hors tolérances, ou bien permettre un usinage selon des cotes moins restrictives,
- au niveau de la phase de réparation, où les gains peuvent permettre de recouvrer la tenue en fatigue de l'alésage et ainsi permettre le maintien en service de l'appareil sans avoir à recourir à un changement de pièce coûteux,



Figure 1.3.1. L'assemblage des mâts réacteurs, d'après [AIR3].

1.4 LES ESSAIS STRUCTURAUX ET LA REPRODUCTION DES CAS DE CHARGES REELS

La définition d'une méthodologie générale simple et fiable qui permet de réaliser le dimensionnement et la justification des structures aéronautiques en fatigue est une tâche complexe. Aujourd'hui, l'approche employée s'appuie sur les essais structuraux expérimentaux et sur les simulations numériques. Suivant leur niveau de complexité et de représentativité de la structure réelle travaillante, la pyramide des essais différencie dans sa partie gauche deux grandes catégories d'essais expérimentaux (Figure 1.4.1). Les essais spécifiques sont des essais onéreux et complexes. Ils permettent notamment la certification des structures ainsi que la vérification des méthodes de calcul et des conceptions choisies. D'un autre côté, les essais non spécifiques permettent l'obtention des données essentielles relatives aux matériaux et aux procédés employés sur des éléments élémentaires ou des détails structuraux. La mise en œuvre des essais et l'analyse des résultats sont ainsi simplifiées, permettant notamment une approche statistique. D'un autre côté, les outils

numériques sont de plus en plus performants et les simulations permettent de rendre compte fidèlement des phénomènes physiques complexes. Leur emploi, dont le coût est nettement inférieur aux essais effectués sur éprouvettes « réelles », se généralise peu à peu, et ce à toutes les échelles d'analyse de la pyramide des essais.

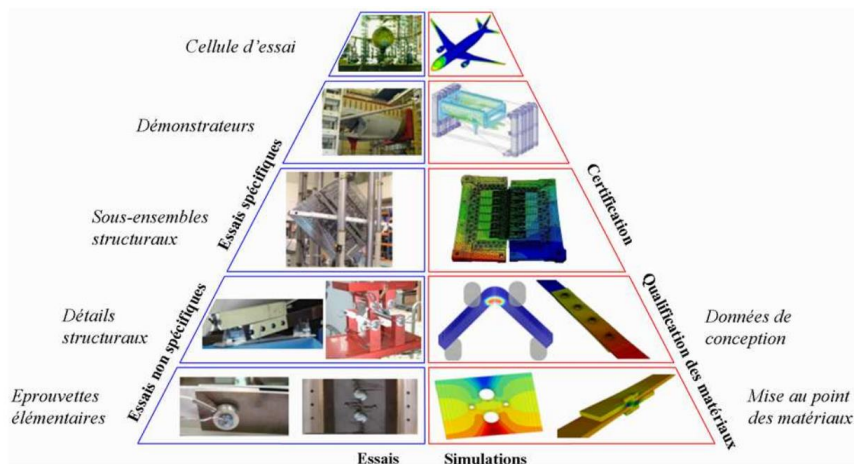


Figure 1.4.1. La pyramide des essais structuraux et de la simulation numérique dans le secteur aéronautique, d'après [IRI1].

La méthodologie proposée par cette pyramide est applicable sur tout type de matériaux, de procédés et de conceptions des structures. Pour notre cas d'étude, il s'agit ainsi de caractériser les modes de chargement principaux subis par les composants en métaux durs présentant des alésages et de comprendre les modes de ruine impliqués dans ces zones. Autrement dit, il s'agit de déterminer comment sont sollicités les métaux durs en vue de proposer des stratégies pour optimiser leur emploi. Les modes de chargement d'un composant utilisant des métaux durs sont généralement complexes et triaxiaux à proximité des alésages. Ils peuvent être décomposés selon qu'ils soient dominés par de l'effort « contournant » le trou ou par de l'effort en matage transitant par le trou. Ces modes de chargement font alors intervenir des champs de contraintes très différents en bord de trou, influençant les modes de ruptures en statique et en fatigue. Du fait de leur caractère généralement « porteur » au sein des structures, les alésages dans les pièces métaux durs sont souvent le siège de forts chargements « contournants ». Ces alésages autorisent alors l'assemblage avec des composants relativement moins chargés, pouvant être considérés secondaires du point de vue structurel (tels les carénages ou les systèmes). Ces trous sont aussi nécessaires afin de garantir le refroidissement d'un composant, sa lubrification ou plus simplement le passage de connecteurs et outillages. Parfois nommés « trous libres » ou « trous habités » dans la littérature, ces conditions de chargement font l'objet d'une caractérisation expérimentale bien spécifique (présence ou non de fixation, prétension appliquée, jeu d'assemblage...). La représentation de ce mode de chargement et la caractérisation de l'impact d'un procédé sur la performance en fatigue peuvent être effectuées via la considération d'éprouvettes élémentaires, aussi nommées « références », telles que présentées en Figure 1.4.2. Dans certaines variantes, des sections à faible transfert de charges, appelées aussi sections à transfert de charge partielle, sont assimilées à ces dernières.

D'un autre côté, dans les structures, les joints d'assemblage à fort transfert de charge sont aussi très usités et permettent de transférer des chargements entre diverses pièces en

métaux durs mais aussi avec d'autres ensembles porteurs en aluminium ou en composite⁷. Les efforts transitent alors par les surfaces intérieures des alésages et par les surfaces extérieures grâce aux efforts tangentiels générés par la friction et les pressions de contacts entre les pièces. Selon les caractéristiques de la zone concernée, les modes de rupture sont complexes, influencés par le comportement de la fixation, la flexion secondaire générée ou par les problématiques de fretting-fatigue. Afin de représenter ce mode de chargement des structures, il est courant d'utiliser des assemblages boulonnés représentatifs de joints en simple ou double recouvrement. Ainsi, nous observons qu'en considérant ces deux modes de chargements (solicitation contournante et matage), nous pouvons avoir une vision globale vis-à-vis du comportement des pièces en métaux durs dans leur environnement.

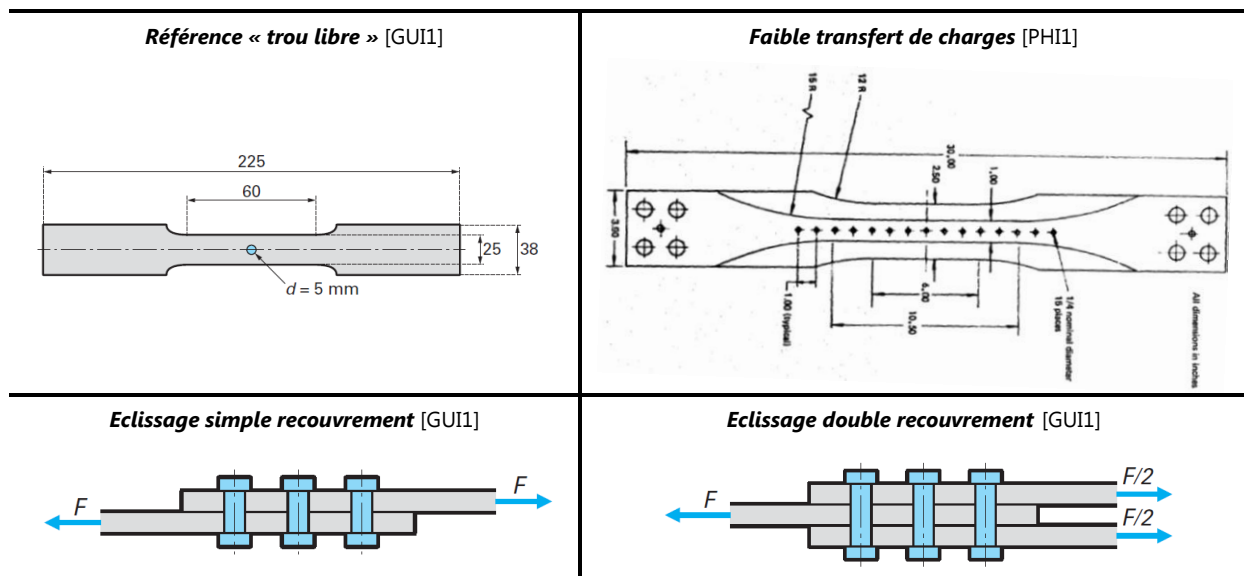


Figure 1.4.2. Schématisation d'éprouvettes destinées aux essais mécaniques.

Afin d'accroître la représentativité des essais structuraux, il est très intéressant d'appliquer des modes de chargement proches de ceux subis par les composants de la structure réelle. La sollicitation appliquée dans des conditions de service du composant est généralement complexe. L'évolution temporelle des efforts soutenus selon une amplitude variable, telle que représenté Figure 1.4.3, (A) prend le nom de spectre. La forme de ce spectre est alors très influente sur la durée de vie du composant et la répétition de ce dernier sous forme de cycles définit alors sa vie en service. Pour une structure aéronautique, le spectre de fatigue est représentatif d'un grand nombre de vols plus ou moins complexes, regroupés dans une séquence. Il est lié directement aux différentes phases de roulage et de vol subies par la structure et peut intégrer des variabilités et des événements rares. Il est fondamentalement différent suivant le composant considéré. Dans le cas du mât réacteur nous retrouvons, par exemple, des composantes liées principalement à la poussée et au poids du réacteur. La sollicitation maximale soutenue pendant ce spectre est bien sûr extrêmement influente sur sa durée de vie et agit avec d'autres paramètres comme la valeur de la contrainte ou de la déformation moyenne appliquée, la présence de paliers d'efforts ou encore de rapports de charge⁸ particuliers. Dans la pratique, lors d'essais non spécifiques, l'emploi de spectres très

⁷ Assemblage hybride.

⁸ $R = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{min}}$.

simplifiés permet de caractériser les technologies et de les comparer entre elles. Ces spectres de chargement simplifiés sont généralement des fonctions sinusoïdales dont l'amplitude, la valeur moyenne et les fréquences choisies visent à exprimer une phénoménologie d'endommagement représentative du spectre réel (Figure 1.4.3, B).

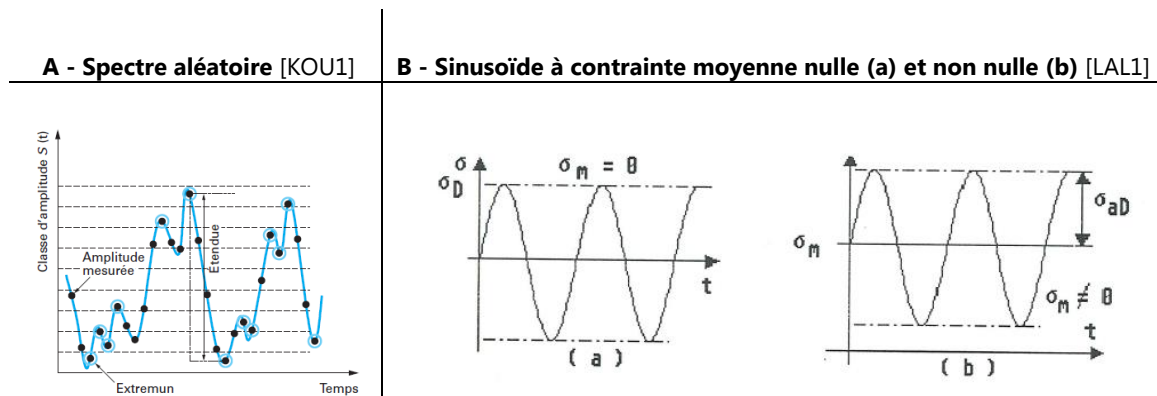


Figure 1.4.3. Exemples de spectres de chargement en fatigue.

1.5 LES VERROUS SCIENTIFIQUES RELATIFS A L'ETUDE ET LA METHODOLOGIE PROPOSEE

La finalité de ces travaux est de contribuer au développement de procédés innovants pour les assemblages contenant des métaux durs. Initialement, c'est le procédé d'expansion à froid, dont l'efficacité a été prouvée à de nombreuses reprises sur les alliages d'aluminium et dont les qualités sont nombreuses, qui a attiré notre attention. Comme nous allons nous en apercevoir au cours de ce rapport, alors que de nombreuses études traitent de son utilisation au sein des alliages d'aluminium, la revue de la littérature est peu explicite vis-à-vis des travaux dédiés à son utilisation sur les métaux durs. De plus, certainement par manque de recul, son utilisation industrielle n'est pas considérée à grande échelle. Nous allons toutefois appréhender les domaines d'études et les degrés de complexités relatifs à l'analyse de l'impact d'un tel procédé. L'objectif de la thèse est d'apporter des éléments de réponse quant à l'intérêt de l'utilisation du procédé d'expansion au sein des métaux durs et mesurer son impact sur la performance en fatigue. Plus généralement, il s'agit de comprendre son fonctionnement et son mode d'action au sein de ces alliages à hautes performances.

Dans les travaux réalisés, les principaux challenges scientifiques et techniques s'articulent autour de plusieurs thématiques d'étude. Tout d'abord, nous devons choisir et réaliser l'adaptation d'un procédé sur les alliages durs. Par la suite, de nombreux essais doivent être effectués en vue de prouver la faisabilité du procédé mais aussi de mesurer son impact sur la tenue fatigue. Ces travaux expérimentaux requièrent des ressources importantes pour la fourniture des matériaux, la fabrication des composants et des éprouvettes nécessaires ainsi que pour les essais. Comme présenté plus tard, la détermination des paramètres clés qui caractérisent le procédé dans les métaux durs impose l'analyse de nombreux cas expérimentaux. Nous nous sommes intéressés particulièrement à dépasser les frontières communément admises lors de l'emploi de ces procédés en vue d'élargir l'étude. Les résultats expérimentaux s'appuient sur des essais de caractérisation et de fatigue effectués sur éprouvettes élémentaires et sur des éprouvettes représentatives de section boulonnées aéronautiques. Celles-ci sont fabriquées à partir d'alliages de titane, d'acier inoxydable à durcissement structural mais aussi de superalliages à base nickel. Le choix des

matériaux est effectué afin de couvrir des applications où le potentiel économique est le plus important, mais aussi, en vue d'étudier des comportements divers. D'un autre côté, comme nous pourrions le constater, la problématique de la détermination des champs résiduels en bord de trou reste aujourd'hui un réel défi pour la communauté intéressée par l'expansion à froid. La considération cette fois-ci des métaux durs apporte un degré supplémentaire de nouveauté et d'inconnu. Du fait des forts gradients et des fortes hétérogénéités de contraintes résiduelles générées, il n'existe pas de méthode expérimentale validée permettant l'évaluation rapide de l'efficacité d'un procédé d'expansion à froid. La méthodologie générale employée dans ces travaux de thèse réside dans la considération d'études numériques et expérimentales afin d'étudier la réponse des métaux durs à l'expansion à froid. Cette dualité permet une bonne complémentarité dans les approches d'analyse et de compréhension des phénomènes. Les résultats fournis par des simulations éléments finis du procédé d'expansion dit « à bague fendue » sont mis en parallèle avec ceux issus de mesures expérimentales, telles que la méthode du trou incrémental. Le but est d'obtenir les cartographies les plus fiables possibles des contraintes générées en bord de trou.

1.6 ORGANISATION DU RAPPORT DE THESE

Afin de décrire les travaux réalisés, le présent rapport est divisé en six chapitres distincts. Ce premier chapitre ayant traité du positionnement de la problématique, le second chapitre résume les travaux de recherche bibliographique. Il aborde tout d'abord les thématiques de la ruine en fatigue des alésages en métaux durs puis la technologie d'expansion à froid. Par la suite il traite de son effet théorique mais aussi des moyens technologiques employés pour sa réalisation. Finalement, il résume les travaux de recherche autour des méthodes de caractérisations expérimentales et numériques d'un alésage expansé.

Le troisième chapitre traite des études numériques effectuées afin de caractériser le procédé d'expansion à froid dans les métaux durs. L'objectif de ces travaux est d'apporter de la compréhension sur la phénoménologie d'établissement des champs résiduels. Ce chapitre présente tout d'abord la stratégie de modélisation employée afin de simuler l'expansion à froid au sein des métaux durs. Par la suite, il résume les résultats issus de simulations effectuées sur divers alliages. Nous avons testé la dépendance des résultats à divers paramètres opératoires, notamment le cas de l'expansion réalisée au sein d'un empilage.

Le quatrième chapitre présente les travaux expérimentaux de caractérisation du procédé dans les métaux durs. Il introduit tout d'abord la procédure expérimentale puis les résultats d'analyse. Dans un premier temps, il résume les travaux d'observation et de mesure de l'impact sur les alésages. Il présente par la suite les mesures de contraintes résiduelles obtenues via la technique du trou incrémental. Les différents résultats obtenus servent de base pour l'analyse de la pertinence des simulations du chapitre précédent.

Un cinquième chapitre traite des résultats obtenus dans l'étude de l'impact de l'expansion sur la performance en fatigue d'alésages et d'assemblages boulonnés représentatifs en métaux durs. Il présente tout d'abord la méthodologie employée pour les essais puis les résultats obtenus ainsi que l'analyse des ruptures des alésages testés. Une conclusion générale clôture ce rapport tout en fournissant les perspectives pour la suite de l'étude.

CHAPITRE 2

REVUE DE LITTÉRATURE ET DÉFINITION DES OUTILS D'ANALYSES

Ce chapitre a pour objectif d'introduire les principaux travaux issus de la littérature qui s'intéressent à l'effet de l'expansion à froid au sein des alésages métalliques, notamment au sein des métaux durs. Certains outils d'analyse de l'expansion sont aussi présentés.

Plan du chapitre

2.1 Objectifs de la revue de bibliographie	24
2.2 Endommagement en fatigue et rupture des métaux	24
2.2.1 <i>Phénoménologie générale du processus de rupture des composants métalliques</i>	24
2.2.2 <i>Modes de ruines observés en présence de trous ou d'alésages</i>	26
2.2.3 <i>L'expression et la caractérisation de la durée de vie en fatigue</i>	27
2.3 La technique d'expansion à froid	31
2.3.1 <i>Principe et objectifs</i>	31
2.3.2 <i>Les technologies d'expansion à froid</i>	34
2.4 L'expansion à froid au sein des métaux durs	39
2.4.1 <i>Extension du procédé d'expansion aux métaux durs</i>	39
2.4.2 <i>Performance en fatigue des alésages en métaux durs expansés</i>	43
2.5 Les outils et les moyens d'analyse du procédé d'expansion à froid	47
2.5.1 <i>Préface : problématique de la caractérisation des alésages expansés</i>	47
2.5.2 <i>La caractérisation expérimentale des alésages expansés</i>	48
2.5.3 <i>L'étude numérique de l'alésage expansé</i>	57
2.5.4 <i>Recherche d'une optimisation du procédé d'expansion</i>	63
2.6 Bilan de l'étude bibliographique	64

2.1 OBJECTIFS DE LA REVUE DE BIBLIOGRAPHIE

Cette étude bibliographique a pour objectif de définir le cadre théorique de notre étude, d'observer les champs de compétences concernés et d'analyser les travaux pouvant apporter des éléments de réponse. En particulier, elle doit permettre de comprendre comment repousser la tenue en fatigue des assemblages mécaniques en métaux durs, d'observer si les procédés développés aujourd'hui sont réellement adaptés à l'expansion de ces métaux et surtout d'évaluer pourquoi certaines spécificités pourraient modifier leur comportement à l'expansion à froid. Avec une première approche générale concernant l'endommagement des alésages métalliques, nous nous orienterons peu à peu vers notre cas précis d'étude et nous étudierons des moyens et des outils en vue de traiter nos essais. En s'appuyant sur certaines méthodologies pratiquées et en analysant de nouvelles techniques pouvant être appliquées, ce chapitre va nous aider à définir notre mode d'action pour ces travaux de recherche.

Dans un premier temps, nous allons aborder les principes de la ruine des composants métalliques causée par la fatigue. L'objectif est d'analyser les causes et les modes de ruptures fréquents dans les zones présentant des alésages, afin de mieux comprendre comment les rendre moins vulnérables. Nous introduirons par la suite des outils qui aideront à l'analyse de la performance en fatigue des systèmes. Dans un second temps, nous présenterons la technique d'expansion à froid, en expliquant son fonctionnement et son principe d'action, en vue de lutter contre les phénomènes de fatigue. Les principales familles de procédés seront exposées. Par la suite, nous allons chercher à analyser l'impact des procédés d'expansion et surtout la compatibilité d'emploi de cette technologie avec les métaux durs. Nous détaillerons par ailleurs les principaux résultats disponibles dans la littérature traitant de l'impact sur la performance en fatigue de l'expansion sur les alésages métaux durs. Finalement, nous allons analyser les différentes méthodologies proposées dans la littérature afin de comprendre et caractériser l'impact du procédé d'expansion. Nous nous intéresserons à l'aspect de la déformation résiduelle et de la réponse dimensionnelle de l'alésage puis traiterons des méthodologies numériques et expérimentales visant à déterminer et cartographier les champs de contraintes résiduelles générées par l'expansion.

2.2 ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE ET RUPTURE DES METAUX

2.2.1 Phénoménologie générale du processus de rupture des composants métalliques

Le processus de rupture en fatigue d'un matériau métallique est un phénomène complexe, amorcé par des mécanismes qui interviennent à l'échelle microscopique. Ce processus comprend deux périodes, telles que présentées en Figure 2.2.1. La période d'initiation de la fissuration et la période de propagation des fissures, qui du point de vue de la justification des structures (calcul et tests) sont considérées bien distinctes [HEN1]. La période d'initiation rassemble tous les phénomènes intervenant dans une distance suffisamment proche de la surface du matériau, c'est à dire moins de 0,5 mm dans les métaux classiques, depuis le premier glissement de plan cristallographique jusqu'à la nucléation des microfissures.

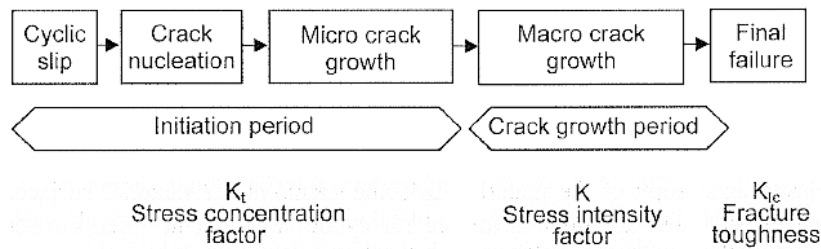


Figure 2.2.1. Les différentes phases de la vie en fatigue et les principaux facteurs associés [SCH3].

En tant que phénomène de surface, la période d'initiation est extrêmement sensible à l'intégrité de celle-ci, dépendant grandement de paramètres tels que la rugosité ou l'état de corrosion par exemple. Par ailleurs, le spectre de sollicitation appliqué, tel que défini au paragraphe 1.4, et la nature de l'environnement de chargement sont des paramètres cruciaux pour la cinétique d'initiation de la fissuration au sein d'un matériau. Du point de vue physique, la naissance de la fissuration est bien identifiée dans la littérature. Ainsi, elle s'amorce par une microfissure générée dans les bandes de glissement du matériau. En surface, les grains étant moins contraints dans leurs déplacements, la micro-plasticité induite peut être importante et donner naissance à des intrusions et extrusions en bords libres du matériau. Les microfissures génèrent alors de nouvelles surfaces écrouies qui s'oxydent très rapidement. Elles deviennent alors des lieux privilégiés de croissance de la fissuration et des bandes de glissement de grande taille se multiplient. Le mécanisme est alors fortement dépendant de la contrainte de cisaillement qui est distribuée de manière très irrégulière à cette échelle et qui dépend fortement de la taille et de la forme des grains, de l'anisotropie globale du matériau et de l'orientation cristallographique. D'un autre côté, nous avons identifié que la présence d'inclusions¹ sous la surface était un facteur important dans l'initiation de la fissuration, ceux-ci étant d'importants concentrateurs de contraintes [SCH3]. Il est intéressant d'observer que l'existence d'une initiation de microfissures n'implique pas forcément leur propagation et ainsi, le front naissant de fissuration peut rencontrer des barrières microstructurales. Si la contrainte est suffisamment faible et qu'aucune propagation n'a lieu pour des nombres de cycles très élevés, le seuil de limite en fatigue du matériau est atteint. Les principales barrières observées dans les alliages métalliques sont principalement les joints de grains et les interfaces entre deux phases microstructurales².

La période d'initiation est terminée lorsque la croissance de la microfissure n'est plus fonction de l'état de surface des matériaux. La période dite « de propagation » est enclenchée. La fissure propage alors au sein du matériau selon l'un des modes classiques d'ouverture (Figure 2.2.2) jusqu'à sa longueur critique, synonyme d'augmentation importante de la contrainte en section chargée et donc de ruine à grande échelle des composants. L'exemple donné sur la Figure 2.2.3 illustre le processus de rupture généralisée. Il s'agit d'un composant critique de train d'atterrissage d'un avion de type ATR-42. L'expertise présente l'initiation de la rupture en fatigue en surface du composant identifiée via microscopie électronique jusqu'à l'arrachement total de la section du bras.

¹ Impuretés apportées lors de la fusion du matériau.

² Îlots de perlite pour les aciers à faible pourcentage de carbone et les interfaces α/β dans les alliages de Titane.

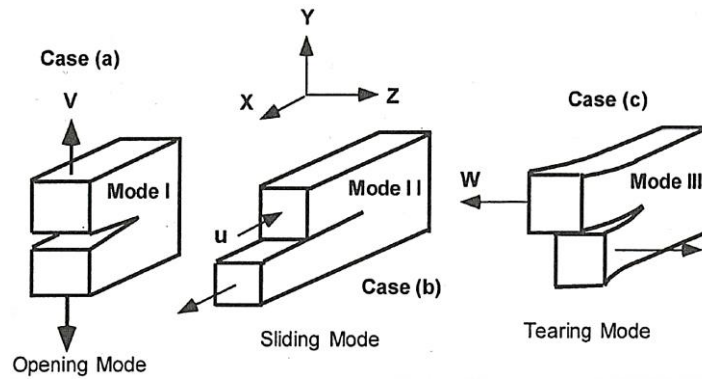


Figure 2.2.2. Principaux modes de sollicitation d'une fissure, proposée par [FAR1].



Figure 2.2.3. Le processus de rupture généralisée d'un bras oscillant de train d'atterrissage, d'après [BAG1].

2.2.2 Modes de ruines observés en présence de trous ou d'alésages

Si nous nous rapprochons de notre problématique, à savoir les zones qui comportent des alésages, nous distinguons des phénoménologies typiques de rupture généralisée qui sont fortement dépendantes de l'environnement de chargement du bord de trou. Lors d'un chargement majoritairement en contrainte « contournante », tel que défini au chapitre 1.4, l'alésage provoque l'augmentation importante du chargement local. Cette augmentation est caractérisée par le coefficient de concentration de contrainte, le K_t . Ce coefficient agit comme multiplicateur de la contrainte nominale transitant au loin de l'alésage, tel que présenté en Figure 2.2.4 (gauche). Le coefficient de concentration de contrainte trouve généralement une solution analytique issue de la théorie de l'élasticité linéaire, de même que les valeurs prises par les contraintes radiales et circonférentielles [LEM1]. Sous certaines conditions géométriques, telles que la distance au bord libre de l'alésage et si la sollicitation est contenue dans le domaine élastique du matériau, l'intensité de la contrainte est doublée voir triplée. En conséquence, la nucléation et la croissance des fissures s'effectuent préférentiellement depuis la surface du trou. La propagation se poursuit alors en section nette, selon un front de fissuration plan par rapport à la contrainte circonférentielle. C'est le premier mode d'ouverture des fissurations en bord d'alésage (Figure 2.2.4, centre). Ce mode de rupture, présenté en Figure 2.2.4 (droite), est bien identifié par Stack et al sur des alésages en acier au carbone³ [STA1]. Certaines singularités géométriques, bien connues des concepteurs, ajoutent par ailleurs des K_t locaux supplémentaires, telles les présences de chanfreins ou de fraises.

³ AISI 1020.

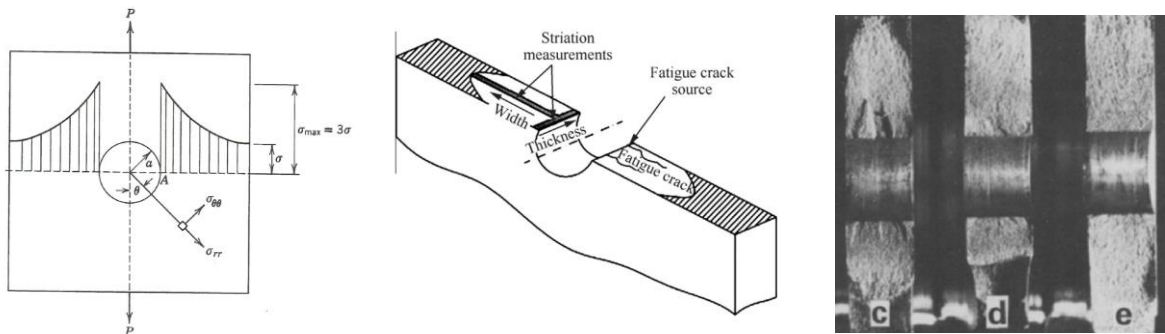


Figure 2.2.4. La concentration de contrainte en bord de trou, vue par [LEM1] (gauche), scénario classique de la rupture en fatigue d'un alésage [FU1] (centre) et rupture d'un alésage en acier [STA1].

Cependant, au sein d'un assemblage mécanique complexe, la superposition des chargements liés à la présence des éléments de fixations et/ou la déformée globale du joint testé complexifient nettement la détermination des zones critiques de concentration de contrainte. Les zones vulnérables nécessitent d'être prédites via l'utilisation d'outils numériques. L'intervention de phénomènes non-linéaires tels que la plasticité locale ou bien les phénomènes d'usure rajoutent un niveau de complexité dans la démarche. La littérature recense des cas classiques pour les assemblages boulonnés, répartis en six grandes catégories, proposées par Farrow et al [FAR1]. Par ailleurs, des modes de ruptures supplémentaires, nommées ruptures décalées sont observées par Benhaddou et al [BEN2] et Boni et al [BON1] au sein d'assemblages boulonnés en aluminium à double recouvrement où le transfert par friction entre les tôles est conséquent. Dans ces configurations, les auteurs retrouvent des problématiques de fretting-fatigue responsables du changement du lieu d'amorçage des fissurations, qui ne se situe alors plus en bord de trou mais à l'interface des tôles assemblées.

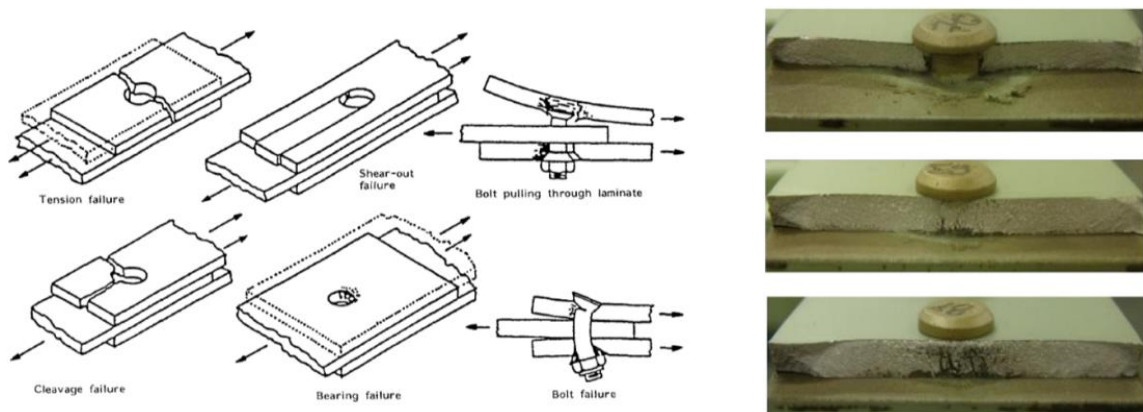


Figure 2.2.5. Modes de ruptures classiques des assemblages boulonnés [FAR1] et exemples de ruptures décalées en fretting-fatigue [BEN2].

2.2.3 L'expression et la caractérisation de la durée de vie en fatigue

La durée de vie d'un alésage, ou plus généralement d'un assemblage boulonné dont la phénoménologie de ruine générale (définie au paragraphe 2.2.1) est identique, se trouve être fortement dépendante de divers facteurs. Ces facteurs sont associés aux matériaux employés, à la fabrication des composants, à son environnement d'utilisation et aussi, grandement, au chargement mécanique qui lui est imposé. Lors d'un essai expérimental, si l'intensité du

chargement appliqué au composant testé est variable, il est généralement observé que le comportement en fatigue des matériaux métalliques peut être divisé en trois domaines de durée de vie, tels que représenté en Figure 2.2.6.

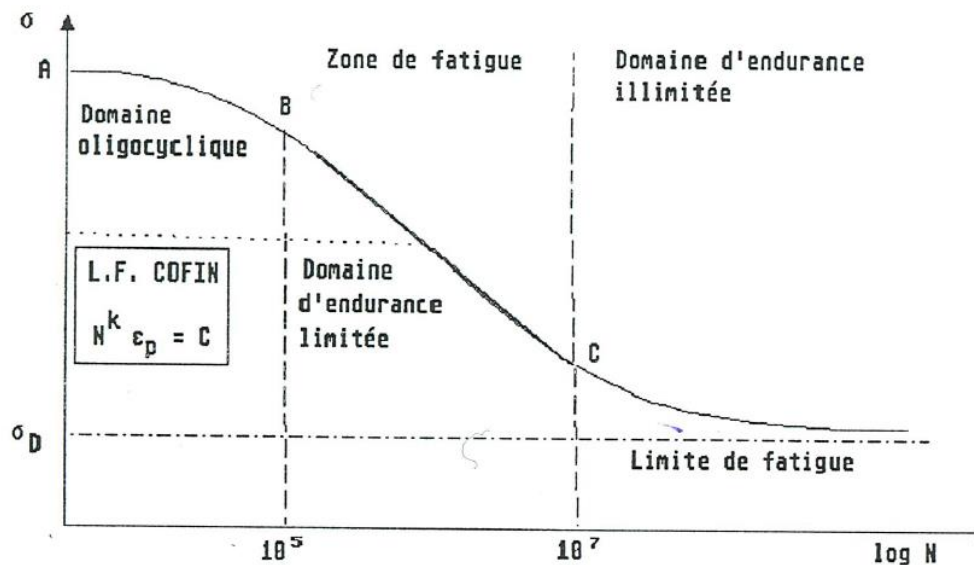


Figure 2.2.6. Représentation des différents domaines de fatigue sur une courbe de Wöhler, d'après [LAL1].

Le domaine de la fatigue oligocyclique, ou domaine des hautes contraintes, caractérise les durées de vies inférieures à 10^5 cycles et inclut l'existence de déformation plastique généralisée en fond de fissure. Pour des niveaux de contrainte plus faibles, nous retrouvons le domaine d'endurance limitée ($<10^7$ cycles). Les sollicitations du matériau se faisant alors généralement dans le domaine élastique. Finalement, au-delà de 10^7 cycles, nous atteignons le domaine d'endurance illimité et le seuil de non rupture. Ce comportement global peut être assimilé à un modèle mathématique reliant la durée de vie à la contrainte appliquée lors du chargement. Lorsque la contrainte σ_a (appliquée) est fonction du nombre de cycles N , comme présenté en équation (2.2.3.1) la courbe dite de Wöhler est définie.

$$\sigma_a = f(N) \tag{2.2.3.1}$$

Les modèles mathématiques représentatifs du comportement en fatigue sont généralement définis suivant l'approche opposée, à savoir que le nombre de cycles est exprimé en fonction de la contrainte appliquée. Suivant le niveau de complexité et de représentativité souhaité afin de modéliser le comportement observé, plusieurs méthodes ont été proposées dans la littérature. Ainsi, dans le modèle de Basquin, la durée de vie en fatigue s'appréhende de manière très simplifiée par une droite dans un diagramme log-log. Afin de d'affiner cette modélisation de comportement dans les domaines oligocycliques et d'endurances (asymptote), plusieurs approches existent dans la littérature, telles que celles de Basquin ou Bastenaire [LAL1]. De nouvelles fonctions susceptibles de décrire l'intégralité des domaines sont aussi en développement, telle que celle proposée par Kohout et al [KOH1]. L'expression de la courbe peut se complexifier, nécessitant toujours plus de recalages avec des paramètres expérimentaux. Par ailleurs, l'identification de ces paramètres peut être réalisée via des méthodes numériques et ainsi autoriser l'établissement d'une courbe théorique de Wöhler.

Une autre problématique intervient dans la définition et la caractérisation de la durée de vie en fatigue des composants. Comme nous l'avons vu précédemment, l'intérêt des essais dits « non-spécifiques » est notamment d'accéder au traitement de l'aspect statistique des essais de fatigue. De par les variabilités induites par le matériau lui-même, de par le mode de fabrication des éprouvettes mais aussi lors de la réalisation de l'essai, une dispersion est observée expérimentalement vis à vis des modèles de prédiction. Lemaignan propose une représentation de cette observation (Figure 2.2.7, [LEM1]). Lors de la détermination expérimentale de la courbe de Wöhler d'un élément métallique, pour une contrainte imposée, un nuage de point est obtenu pour les valeurs de durée de vie.

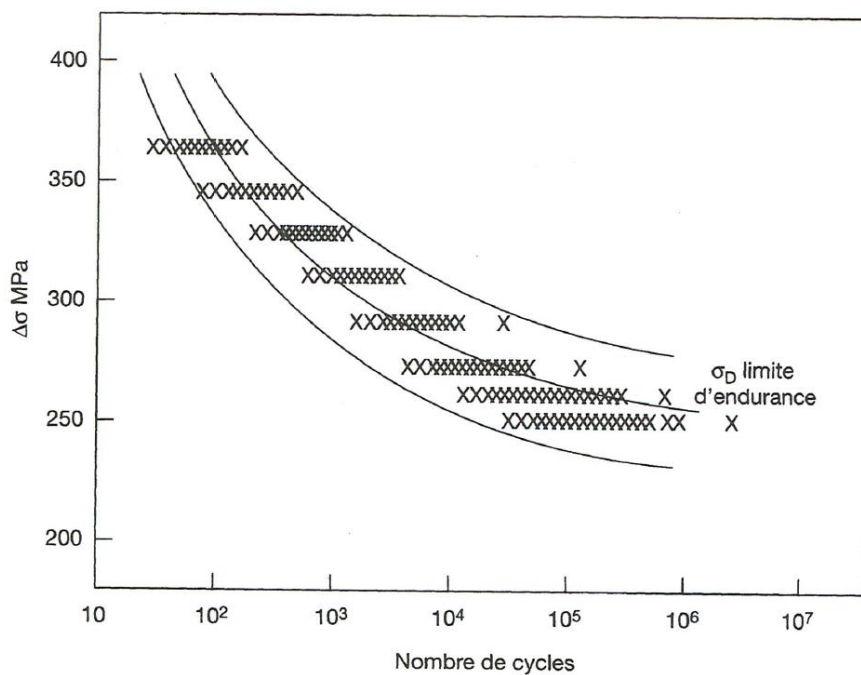


Figure 2.2.7. Représentation de la dispersion statistique observée en fatigue, d'après [LEM1].

Selon Lalanne, la dispersion sur la durée de vie, pour une amplitude de contrainte donnée suit approximativement une loi statistique de type Log-normale. Vu d'une autre manière, la dispersion sur la résistance à la fatigue présente une distribution gaussienne pour un nombre de cycles donné [LAL1]. Dans la réalité des essais expérimentaux, cette dispersion est problématique pour la construction des courbes de Wöhler. Le test de populations conséquentes est alors nécessaire afin de rendre compte fidèlement du comportement en fatigue de l'échantillon. Cependant, comme montré par Benhaddou et al [BEN2], il est tout à fait possible de définir une courbe de Wöhler présentant peu d'écart avec les points expérimentaux via le test d'un nombre limité d'échantillons en fatigue (6 points dans ce cas). Selon leurs travaux, le traitement des points obtenus permet le recalage fidèle d'une courbe théorique de Wöhler obtenue par régression non linéaire, comme observé en Figure 2.2.8. Cette capacité est permise grâce à la très bonne maîtrise des différents processus et paramètres expérimentaux mis en jeu (matériaux employés, mis en forme des éprouvettes et essais).

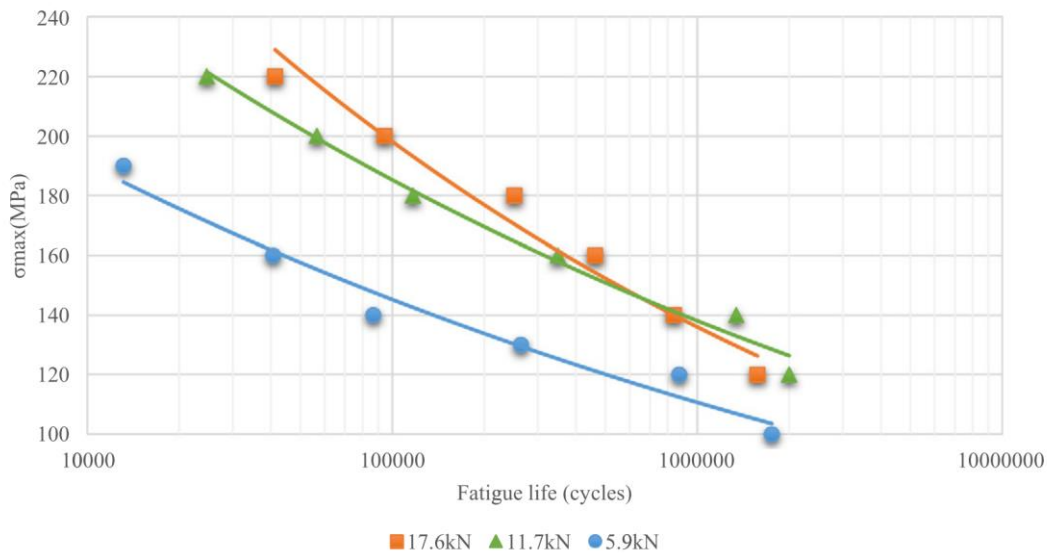


Figure 2.2.8. Reconstruction des courbes de Wöhler expérimentales par régression, d'après [BEN2].

Caractériser la performance en fatigue d'un système testé s'avère être une tâche délicate. En effet, le comportement obtenu peut se révéler très différent selon les critères choisis et le domaine de fatigue concerné. La notion de performance en fatigue doit ainsi être reliée à une philosophie de conception, privilégiant par exemple un nombre de cycles donné d'utilisation. Dans le domaine aéronautique, une pratique courante consiste à définir un indicateur de la performance en fatigue du composant testé. Cet indicateur, parfois appelé indice de qualité en fatigue (*IQF*) ou Airbus fatigue index (*AFI*) dans la littérature, correspond à la contrainte maximale admissible conduisant à une durée de vie de 10^5 cycles⁴, pour un chargement extérieur sinusoïdal à amplitude constante (ratio de rapport de charge *R*) [SHA2] [LEO2]. La relation entre l'indice de qualité en fatigue, *IQF*, et le nombre de cycles à rupture, *N*, est donnée en équation (2.2.3.2).

$$N = 10^5 \cdot \left(\frac{IQF}{((1-R)/0,9)^q \cdot \sigma_{max}} \right)^p \tag{2.2.3.2}$$

Dans cette expression, nous repérons les exposants *q* et *p* relatifs au matériau testé. L'exposant *q* représente l'impact du rapport de charge sur la réponse du matériau testé. L'exposant *p* traduit plutôt la forme globale de la pente de la courbe de Wöhler. Une pratique courante, afin de juger de l'impact d'une technologie sur la performance en fatigue, est de fonctionner par comparaison des courbes de Wöhler issues de données expérimentales. Cela revient à effectuer l'analyse du coefficient de concentration de contrainte effective, le K_f , représentatif d'une variation de performance en fatigue. En faisant le lien entre ce coefficient et le critère de performance aéronautique à 10^5 cycles, nous pouvons définir un critère intéressant, la variation du $K_{f,IQF}$ afin de comparer les performances de deux systèmes. Sur la Figure 2.2.9, nous observons par exemple rapidement l'impact effectif du procédé de perçage et d'assemblage par rapport à la donnée matériaux « brute ». Nous constatons dans cet exemple comment le $K_{f,IQF}$ augmente lorsque le composant se complexifie du point de vue mécanique.

⁴ Valeur à mettre en parallèle avec la durée de vie d'un appareil, nommée DSG (Design service goal).

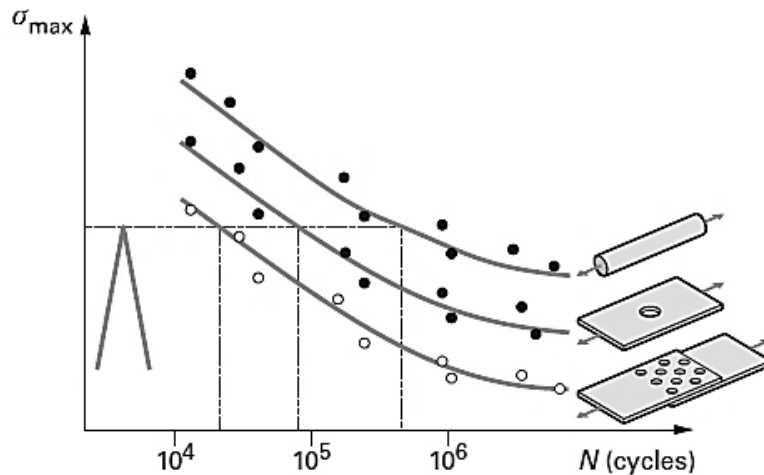


Figure 2.2.9. Evolution typique de la performance en fatigue d'éprouvettes élémentaires [GUI1].

2.3 LA TECHNIQUE D'EXPANSION A FROID

2.3.1 Principe et objectifs

L'intention de ce paragraphe est d'appréhender l'environnement théorique et technique du procédé considéré dans cette étude, l'expansion à froid. La bonne compréhension du procédé, de ses avantages, mais aussi de ses limites, permet d'introduire l'environnement scientifique de l'étude. Parmi les procédés les plus couramment utilisés afin de générer des contraintes résiduelles en bord de trou, l'expansion à froid des alésages demeure la mieux maîtrisée. D'autres procédés visent également à générer des contraintes telles que le grenailage, le mandrinage, le brunissage ou le martelage. Cependant, aucun n'est capable de générer un champ compressif aussi étendu et contrôlable tout en minimisant l'endommagement de la surface réceptrice [CAN2] [RUF1]. Par ailleurs, les procédés d'expansion à froid présentent certains avantages par rapport à d'autres procédés, tels que l'absence de désassemblage des joints ou d'ajouts de composants extérieurs (avec l'ajout de masse lié).

L'expansion à froid est ainsi un procédé à part entière de travail à froid d'alésage. La finalité globale du procédé est d'expanser radialement l'alésage, depuis la surface du trou, bien au-delà de la limite élastique des matériaux considérés. Cette expansion peut aussi être vue comme un agrandissement de la périphérie de l'alésage. La plastification locale de la matière est permise par le comportement écrouissable des métaux. D'une manière générale, cet écrouissage est explicable par la cinétique des dislocations au sein du matériau lorsque sa limite élastique est dépassée [TAB1] [TAY1]. La question se pose sur la compréhension du processus de génération des champs de contraintes et, surtout, sur leur nature une fois l'expansion achevée. L'état favorable souhaité implique la création d'un champ résiduel compressif tangent en bord de trou, modérant la concentration de contrainte dans ces zones critiques lors d'une future sollicitation en traction de la pièce considérée⁵, responsable d'une ouverture des défauts. Une représentation schématique de l'impact de l'expansion à froid sur la modulation de la contrainte lors d'une sollicitation en fatigue est montrée en Figure 2.3.1. Nous pouvons noter par ailleurs que ce procédé n'a aucun impact sur le comportement

⁵ Par superposition : au point m : $\sigma_m = \sigma_{m,externe} + \sigma_{résiduel}$.

monotone [STA1]. Les niveaux de charges très élevés atteints pour engendrer la rupture statique impliquent en effet la replastification totale des bords de trou.

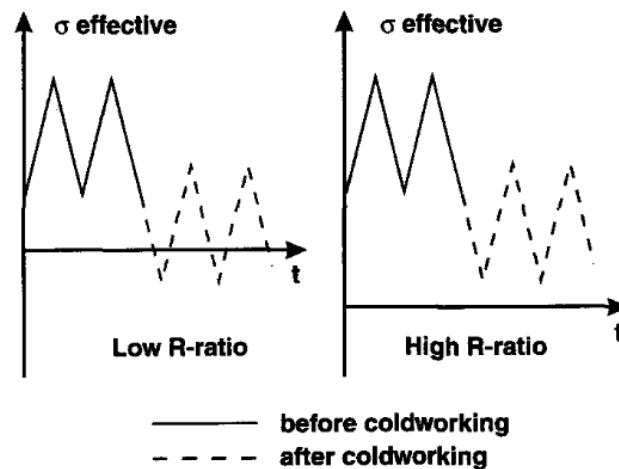


Figure 2.3.1. Effet de l'expansion à froid sur la contrainte locale en cours de fatigue, d'après [LEO1].

Alors que la modélisation et la détermination des lois élastoplastiques uni-axiales est courante, la compréhension de l'état bi-axial des distributions de contraintes et déformations dans le domaine plastique est loin d'être triviale. Plusieurs solutions analytiques ont ainsi pour objectifs de démontrer les mécanismes susceptibles d'être responsables d'une amélioration en fatigue de l'alésage. Généralement, ces solutions s'appuient sur la modélisation d'un alésage dans une plaque infinie (ou d'un cylindre épais) et utilisent les distributions de contraintes et déplacements prédites par la théorie de l'élasticité [TIM1]. Les champs de contraintes sont obtenus via la résolution de systèmes d'équations issues des conditions aux limites du problème. L'état de l'art des modèles analytiques et semi-analytiques traitant d'expansion radiale avec plasticité est fourni de manière complète dans les travaux de Canivenc et de Sharpe [CAN1] [SHA2]. Tel que le propose Gao [GAO1], ces modèles peuvent être dérivés et raffinés via la considération de lois plastiques de plus en plus complexes. Une étude notable de Callinan et al [CAL1] pose le problème de l'expansion à froid d'un alésage dans une plaque infinie. Considérant le matériau élastique parfaitement plastique, ils parviennent à exprimer la contrainte dans la zone plastique et dans la zone élastique lors du passage du mandrin. Par ailleurs, il est très intéressant de noter qu'il donne une expression analytique permettant de déterminer la coordonnée de la frontière élastoplastique. L'étendue de la zone élastoplastique est non seulement dépendante des caractéristiques géométriques et du matériau testé, mais aussi du taux d'expansion appliquée. Les prédictions générales du retour élastique de la matière après écrouissage du bord de trou s'accordent sur la génération d'une zone compressive étendue pour les composantes radiales et circonférentielles de la contrainte. Une bonne représentation de ces champs est proposée par Reid (Figure 2.3.2, [REI1]). La contrainte circonférentielle est alors caractérisée par un fort pic compressif en bord de trou, dont l'intensité est proche de la limite élastique en compression du matériau et qui est compensé par une zone de traction en s'éloignant. D'un autre côté, la contrainte radiale est compressive depuis le bord de trou, en marquant un pic puis un retour à la contrainte nulle en s'éloignant.

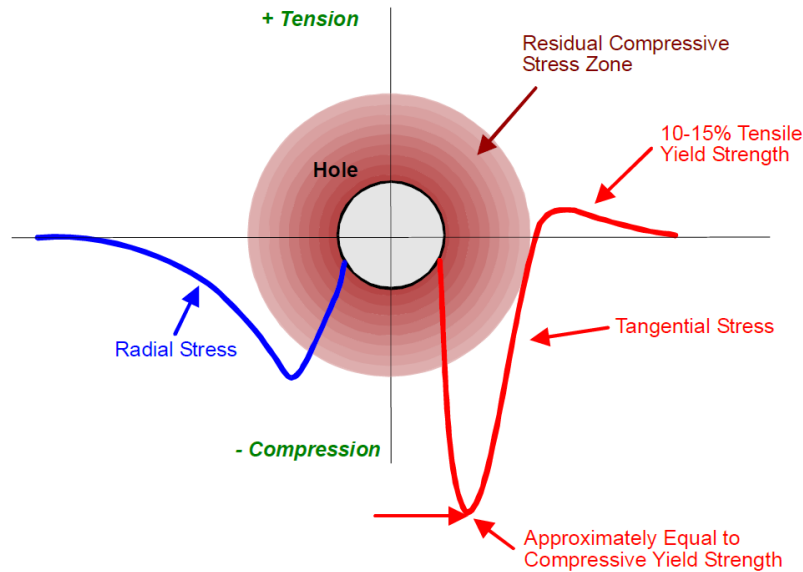


Figure 2.3.2. Représentation de la distribution des contraintes résiduelles en bord de trou après expansion à froid, d'après [RE1].

Les champs compressifs prédits peuvent s'étendre sur une distance équivalente à un rayon depuis le bord de trou [STA1]. Il est alors bien perceptible que ces champs générés après expansion n'influent pas seulement à la surface du matériau. Certains auteurs considèrent même que l'origine de l'augmentation de la durée de vie des alésages expansés provient majoritairement de la fermeture des fissurations plutôt que de l'augmentation de la durée à l'initiation [SOH1]. Cet aspect est en plein développement et fait l'objet de nombreux travaux au sein des alliages d'aluminium, tant chez les chercheurs académiques que chez les industriels. Ces travaux s'orientent autour de deux principaux axes : le développement de modèles toujours plus précis, tenant compte de l'influence des champs résiduels sur la durée de vie des matériaux, et la recherche de données quantitatives en vue d'exploiter le procédé pour la justification de structures à la tolérance aux dommages [JOH1]. Les procédés d'expansion sont reconnus et utilisés industriellement comme méthode permettant de repousser le temps à l'amorçage des fissurations. Cette limite provient notamment de la difficulté présente de mesurer l'impact d'un procédé sur la propagation des fissures dans les premiers millimètres depuis le bord de trou. Dans le cas d'une extension des procédés sur métaux durs, la possibilité d'améliorer la tenue à la propagation des fissures est très intéressante. Ce bénéfice viendrait renforcer l'attrait de ces métaux disposant de ténacités très élevées et qui sont employés dans des zones critiques très chargées. Par ailleurs, l'accessibilité est parfois très limitée en cas de réparation, lorsqu'une fissure est détectée. D'un autre côté, un potentiel de développement très important concerne l'amélioration de la ténacité de l'alliage Ti-6Al-V recuit $\sigma\beta$, qui est proche de celle d'un alliage d'aluminium et donc faible au vu des chargements pouvant être soutenus. Du point de vue théorique, l'action du procédé d'expansion sur la propagation des fissures est généralement vue comme une addition tensorielle des champs de contraintes générés post-expansion et du chargement extérieur qui tend à faire propager le défaut. Les champs compressifs circonférentiels impliquent la modération du facteur d'intensité de contrainte en bord de trou pendant la phase d'initiation, mais aussi la diminution du facteur d'intensité de contrainte en fond de fissures pendant la phase de propagation. Selon Ma [MA1], citant les travaux d'Elber

[ELB1] à propos des modèles de fermeture de fissures, l'approche la plus courante pour rendre compte de l'effet des contraintes résiduelles sur la fissuration par fatigue conduit à superposer les facteurs d'intensité des contraintes correspondant respectivement aux contraintes résiduelles initiales et aux contraintes appliquées. Le champ résiduel généré post-expansion s'ajoute au chargement extérieur et modifie la valeur du K_I en pointe de fissure. Dans le cas d'une fissure traversante de longueur a , le champ de contrainte σ_{ij} en pointe de fissure au point de coordonnées r, θ (coordonnées polaires depuis le plan de fissuration et la pointe de fissure) est donné par la relation (2.3.1.1).

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (2.3.1.1)$$

Où f_{ij} est fonction de la géométrie du système, K_I ($MPa \cdot \sqrt{m}$) est le facteur d'intensité de contrainte (mode I) et r la distance à la pointe de fissure. La solution présentée ci-dessus est un développement limité au premier ordre, justifiée par le fait que nous nous intéressons aux points proches de la pointe de fissure. Ce premier terme tendant en effet vers l'infini lorsque R tend vers 0. A terme, il apparaît très intéressant de développer des méthodes permettant d'isoler, de quantifier et de maximiser les gains en propagation liés à l'expansion à froid. La mise en place d'un processus expérimental de suivi de propagation de fissures par mesure des potentiels électriques, à la manière de celui proposé par Mériaux dans ces travaux de thèse, paraît particulièrement adaptée pour cette étude [MER1]. Par ailleurs, nous pouvons concevoir qu'après détermination par moyens numériques de l'intensité et de l'étendue des champs compressifs, ils puissent être pris en compte dans les calculs de propagation de fissure.

2.3.2 Les technologies d'expansion à froid

Après avoir observé le principe d'action de l'expansion à froid, intéressons-nous aux moyens technologiques mis en œuvre afin de réaliser l'expansion de l'alésage. Parmi les procédés existants dans la littérature présentés ci-après, nous retrouvons des moyens disposant de niveau de développement très différents. Alors que certains procédés « de laboratoire » visent à étudier les effets de l'expansion à des fins de recherche scientifique, d'autres sont des procédés utilisés et maîtrisés industriellement qui ont fait l'objet de développements et d'optimisations poussés. La caractéristique commune de ces procédés provient de l'insertion d'un composant, généralement un outillage dans un alésage initial avec une interférence très importante. L'outillage entre d'un côté de l'alésage et en ressort de l'autre, soit par traction, soit par poussée. Le taux d'expansion radial appliqué à l'alésage initial, I_e , généralement compris entre 3% et 4% est alors défini par la relation (2.3.2.1).

$$I_e (\%) = \frac{\varphi_{outillage} - \varphi_{initial}}{\varphi_{initial}} \times 100 \quad (2.3.2.1)$$

Le composant le plus employé afin de réaliser l'expansion est le mandrin ou le pion conique, même si plusieurs études ont analysé l'expansion générée par le passage d'une simple bille rigide au travers du trou [LAI1] [LAI2]. Nous recensons trois grandes familles de procédés d'expansion radiale des alésages :

- les procédés n'utilisant pas de bague intermédiaire d'expansion insérée entre l'alésage initial et l'outillage conique.

- Les procédés utilisant une bague intermédiaire entre l'alésage initial et l'outillage conique qui est expansée en même temps que le trou mais n'est pas retirée après l'expansion. Ce sont les procédés de pose de bagues expansées.
- Les procédés utilisant une bague intermédiaire fendue entre l'alésage initial et l'outillage conique, qui est expansée en même temps que le trou et qui est retirée après l'expansion.

Dans la première famille, l'absence de bague intermédiaire permet de simplifier les outillages et de réduire les coûts associés. Ces procédés d'expansion sont les plus basiques. Certains effectuent l'expansion par « poussée » des outillages et nécessitent l'accès aux deux côtés de l'alésage (Figure 2.3.3). Sur cette dernière figure, le procédé développé par la British Railways pour des applications sur joints de rails en acier est le plus ancien identifié dans la littérature. Le développement des premiers outillages d'expansion à froid de ce type ont eu lieu dans les années 1950 [CAN2]. D'autres procédés utilisent des mandrins fendus permettant un accès « aveugle », tel que présenté en Figure 2.3.4 [LEO1]. Les taux d'expansion sont limités par les efforts importants mis en jeu et par l'endommagement de la surface de l'alésage en conséquence (fort écrouissage axial de surface). Les auteurs Cannon et al rappellent l'importance de la minutie dont doivent faire preuve les opérateurs lors de l'utilisation de ces procédés. Suite à un graissage ou à un nettoyage insuffisant, l'écrouissage radial et circonférentiel peut être réduit et ainsi impacter alors la durée de vie en fatigue du trou traité. Finalement, dans cette famille, certains chercheurs ont aussi proposé des moyens d'expansion sphérique, où l'outillage décrit une cinématique complexe afin de réaliser l'expansion [MAX1].

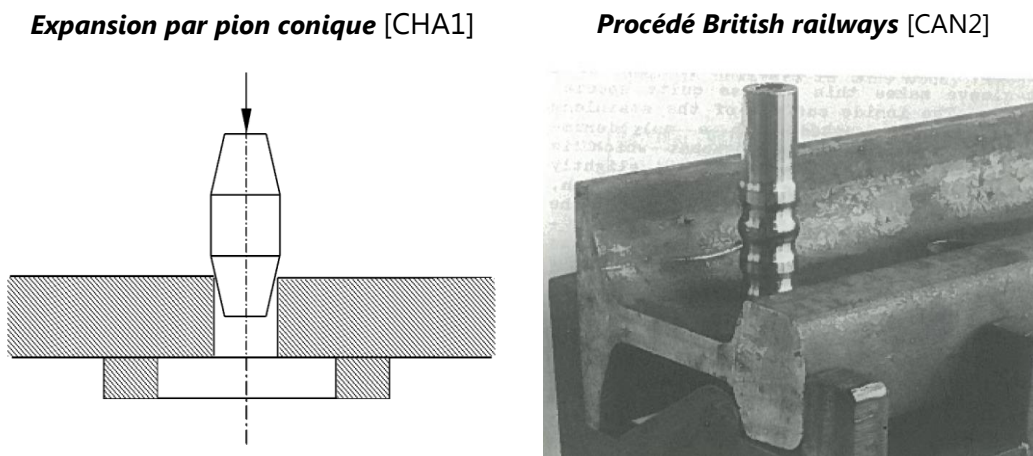


Figure 2.3.3. Procédé d'expansion à froid sans bague à mandrin « poussé ».

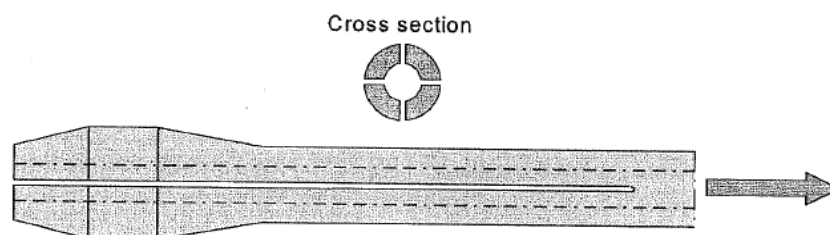


Figure 2.3.4. Mandrin conique « tiré » à quatre fentes pour expansion des alésages sans bague [SCH3].

Dans la deuxième famille de procédés, l'expansion est réalisée au travers d'une bague intermédiaire conservée dans la structure, utilisée comme inserts aéronautiques précontraints (Figure 2.3.5). Elle peut alors prendre le rôle de pièce d'usure, très souvent pour améliorer la durée de vie des chapes ou pour permettre de prévenir des problèmes de corrosion au passage d'un fluide. Une variante propose même d'insérer une bague fendue entre le mandrin et le futur insert lors de l'installation.

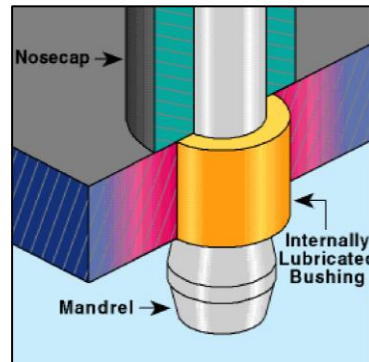


Figure 2.3.5. Procédé d'expansion à froid avec insert permanent [REI2].

La dernière famille identifiée comprend tous les procédés avec bague fendue retirée après expansion, schématisés en Figure 2.3.6. Nous pouvons voir que ce procédé est applicable sur des trous « isolés » (Figure 2.3.6, haut) mais aussi directement au sein d'empilages (Figure 2.3.6, bas). Ici, la bague pré-lubrifiée se révèle utile afin de réduire l'effort à appliquer pour tirer le mandrin sur toute l'épaisseur de l'alésage ou de l'empilage et en protégeant sa surface. Le procédé est défini par cinq principales étapes, soulignant sa simplicité de mise en œuvre. Tout d'abord, après contrôle de l'alésage initial, une bague fendue pré-lubrifiée est insérée sur le mandrin conique relié à l'actionneur hydraulique. Alors que le diamètre maximal du mandrin est proche de son extrémité, la bague fendue est positionnée sur le diamètre minimal du mandrin afin de permettre l'insertion de l'ensemble dans l'alésage. L'outillage complet est alors introduit jusqu'à assurer l'accostage de la collerette de la bague fendue contre la pièce, ainsi que le contact entre la mâchoire d'appui et la bague. L'actionneur est ensuite mis en route et le mandrin est tiré au travers de la bague et de l'alésage qui subit une expansion. Le mandrin, fabriqué en acier de haute résistance, dont le diamètre est variable suivant sa longueur, permet de réaliser progressivement l'expansion. Dès lors que le mandrin a traversé l'intégralité de l'épaisseur du trou, la bague fendue est retirée de son logement, ce qui laisse l'alésage prêt pour un réalésage à la côte fonctionnelle, éliminant par la même occasion une grande partie des déformations résiduelles. Nous observons alors rapidement que les paramètres permettant de définir le taux d'expansion appliqué à l'alésage sont contrôlés principalement par la géométrie des différents éléments intervenants [LAN1]. Plus précisément, lors de l'utilisation d'un outillage normalisé, le diamètre nominal d'expansion correspond à un diamètre imposé (côte fonctionnelle). Les dimensions de l'outillage sont fixes et l'on modifie le diamètre de perçage originel (pré-trou) afin de permettre l'interférence des composants. L'addition du grand diamètre du mandrin et de l'épaisseur de la bague impose le diamètre de l'outillage. Le taux d'expansion radial appliqué avec le procédé à bague fendue, $Ie_{bague\ fendue}$ est alors défini par la relation (2.3.2.2).

$$Ie_{bf}(\%) = \frac{(\phi_{max,mandrin} + 2.e_{bague}) - \phi_{initial}}{\phi_{initial}} \times 100 \quad (2.3.2.2)$$

Où $\varnothing_{max,mandrin}$ est le plus grand diamètre du mandrin et e_{bague} est l'épaisseur de la bague. Il est important de souligner que la position angulaire de la fente est dépendante des directions principales d'efforts subies ultérieurement par la pièce en service. Cette fente est responsable de la génération d'une expansion localement non uniforme dans son entourage pouvant influencer fortement sur l'initiation de la fissuration. C'est dans cette zone que l'on retrouve les allongements les plus importants.

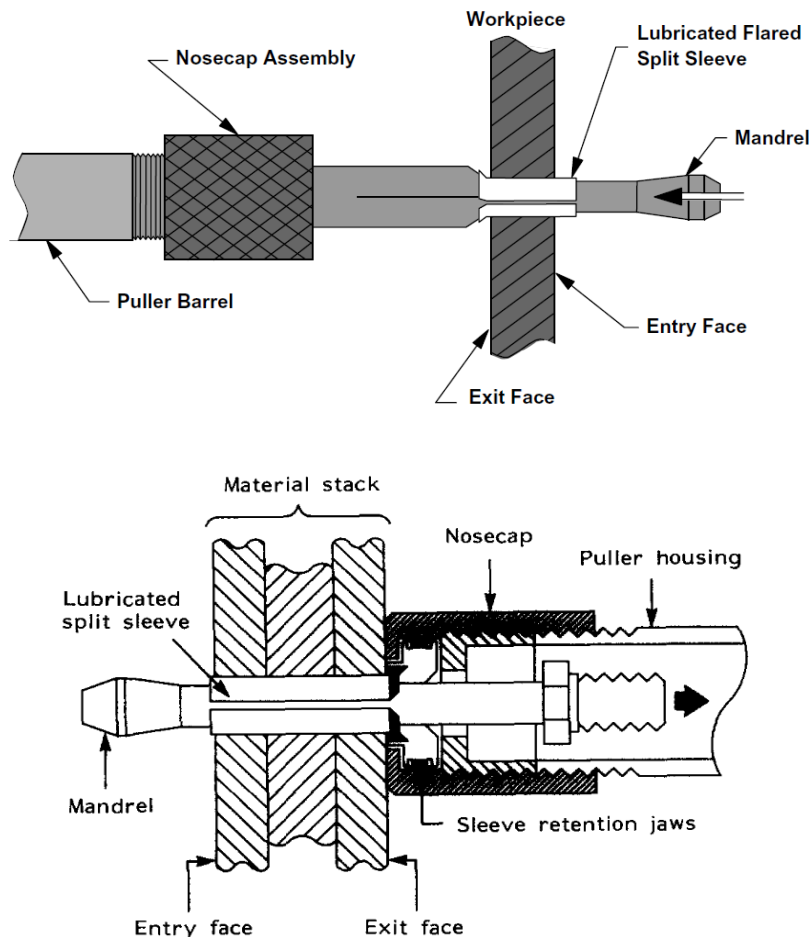


Figure 2.3.6. Procédé d'expansion à froid à bague fendue : au sein d'un trou isolé (haut, [BUR1]) et d'un empilage (bas, [MAN1]).

Ce procédé permet une amélioration considérable de la durée de vie des alésages en alliages d'aluminium et son utilisation s'est fortement démocratisée dans le milieu des structures aéronautiques, tant au cours des phases de conception que pour la réparation des appareils en service. Les nombreuses études rencontrées dans la littérature traitent de son application au sein des alliages d'aluminium aéronautiques usuels. Des durées de vie en fatigue 3 à 10 fois supérieures sont généralement observées sur des éprouvettes « trouées libres » [ZHA3] [OZD1]. D'un autre côté les bénéfices sur l'IQF⁶ peuvent atteindre des valeurs proches de +30%. Une représentation des comportements en fatigue d'alésages en alliage d'aluminium est proposée par Reid (Figure 2.3.7 [REI2]). Les potentiels bénéfiques en fatigue sont très importants. L'insertion d'une fixation ajustée dans un alésage expansé par le procédé à bague fendue permet d'atteindre des tenues si élevées qu'elles deviennent comparables à celles de

⁶ Défini au paragraphe 2.2.3.

l'alliage de base sans discontinuité. Le bénéfice sur l'IQF est alors proche de +50% et le K_f entre la zone d'alésage et le reste du composant se rapproche de 1.

Par conséquent, le procédé à bague fendue apparaît particulièrement adapté pour une utilisation sur les métaux durs. En effet, ce procédé se démarque par la simplicité des opérations mises en œuvre, par sa robustesse, par la protection apportée par la bague et par l'absence d'ajout de composants supplémentaires à la structure. Finalement, son attrait est encore amélioré du fait d'impératifs industriels⁷ et des faibles coûts associés à la réalisation ou l'approvisionnement des outillages. Du point de vue de l'adaptabilité des procédés d'expansion aux alliages à hautes résistances, nous remarquons le travail de Phillips, qui traite dans les années 1970 du développement des outillages d'expansion à froid à mandrins coniques « tirés » [PHI1] et particulièrement du procédé à bague fendue. L'aspect faisabilité du procédé au sein de différents alliages y est abordé, avec notamment le développement de mandrins réalisés dans divers matériaux durs ou possédant différents traitements de surfaces tels que l'AISI 9260⁸, le VascoJet MA ou bien le M-42 HSS⁹. L'auteur note des différences de comportements des alésages expansés suivant les mandrins testés, attribuées à l'usure, au matage local et à la déformation des outillages. Il observe particulièrement des pertes d'expansion lors de tests sur des alésages en acier de très haute résistance (300M¹⁰). Dans certains cas, des ruptures de mandrins ont même été observées. Du fait des développements réalisés sur ces outillages par les industriels de l'aéronautique, certaines variantes commerciales proposées sont aujourd'hui réalisées en alliages très résistants, susceptibles de soutenir théoriquement l'augmentation des efforts lors de la traversée des alésages en titane ou en acier. La méthodologie usuelle utilisée pour l'expansion des aluminiums reste inchangée.

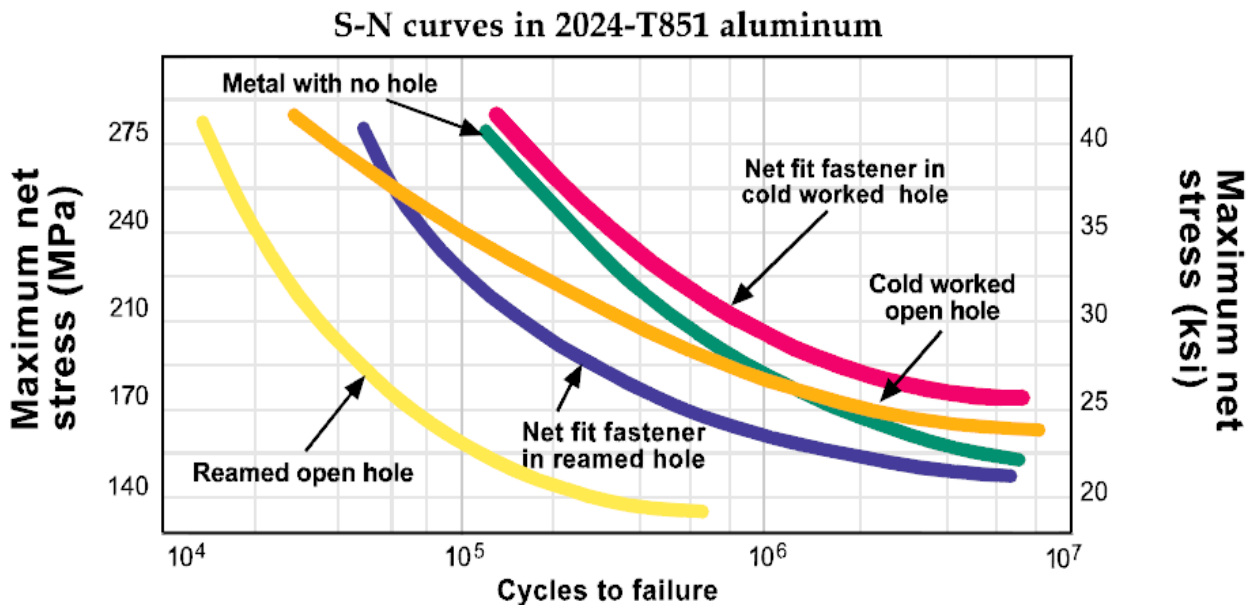


Figure 2.3.7. Courbes S-N d'éprouvettes sans transfert de charge en aluminium 2024-T581 [REI1].

⁷ Procédé déjà normalisé et qualifié pour de nombreuses applications sur Aluminium.

⁸ 59Si7 (acier à ressort).

⁹ Acier rapide au Cobalt ≈ 70HRC.

¹⁰ Acier 40CDV7, $R_e \approx 1850$ à 2000 MPa.

2.4 L'EXPANSION A FROID AU SEIN DES METAUX DURS

2.4.1 Extension du procédé d'expansion aux métaux durs

Après définition du cadre théorique de l'étude et analyse des moyens technologiques permettant de réaliser l'expansion à froid dans les alliages métalliques, nous allons maintenant observer si les comportements génériques des métaux durs sont compatibles avec les opérations impliquées par le procédé d'expansion. Tel qu'observé dans le chapitre précédent, le procédé a initialement été conçu afin de réaliser l'expansion à froid au sein des alliages d'aluminium. Il permet un écrouissage efficace sans endommagement excessif des alliages usuels, ayant des modules d'Young proches de 70 GPa ainsi que des limites élastiques généralement inférieures à 450 MPa.

Nous pouvons alors réfléchir aux conséquences de l'extension des procédés existants qui furent initialement développés pour des alliages disposant de propriétés mécaniques bien plus faibles que celles des métaux durs. Ces derniers possèdent en effet des modules et des limites élastiques doublés ou triplés par rapport aux alliages d'aluminium (110 à 210 GPa et 800 à 2000 MPa environ). Nous imaginons assez clairement que cet aspect aura un impact marqué sur la réponse des alésages lors de l'expansion. D'un autre côté, les microstructures, et les éléments d'alliages employés sont très variés suivant les métaux considérés. Les phénoménologies de plasticité et d'endommagement sont alors très différentes [ASM1] [BAR2]. Finalement, nous savons que les métaux durs subissent souvent des conditions sévères d'utilisation, en termes d'environnements de chargement et de procédés d'obtention (usinages). Il s'agit d'observer si des risques sont à prévoir pour la stabilité des contraintes résiduelles en bord de trou. Aucune analogie de comportement ne peut ainsi être réalisée entre tous ces métaux et il apparaît intéressant de caractériser et d'identifier certaines spécificités de réponse à l'expansion des différents alliages durs aéronautiques. Plus précisément, il s'agit de répondre à trois questions en vue d'émettre un premier avis sur l'extension du procédé :

- Le comportement mécanique générique des métaux durs aéronautiques respecte-t-il le cadre théorique de l'expansion ?
- Des couplages sont-ils à prévoir entre les champs résiduels générés par l'expansion et les procédés d'usinages associés au procédé de la bague fendue ?
- Le procédé d'expansion à froid est-il compatible avec l'environnement d'utilisation des composants métaux durs ?

Les métaux durs utilisés dans le domaine aéronautique (Table 1.1.1) présentent tous un comportement mécanique de type élastoplastique, à l'instar des alliages d'aluminium. Les vitesses d'applications des charges étant relativement faibles sur les procédés d'expansion usuels, nous pouvons à première vue considérer un maintien des caractéristiques observées en quasi-statique. Ce type de comportement est ainsi compatible avec la phénoménologie d'obtention de champs compressifs, présentée au paragraphe 2.3.1. Il autorise a priori son application. De plus, les essais de traction quasi-statiques démontrent que les métaux durs possèdent en général d'importants allongements à rupture, dépassant les 10% [ASM1]. Ils sont donc susceptibles de soutenir des taux d'expansion élevés.

Au sein de cette famille de métaux, ces comportements diffèrent de manière importante, notamment du point de vue des niveaux de contraintes admissibles en statique et en fatigue [LUT1]. D'un autre côté, de par la méthode d'obtention des bruts et des conditions de livraisons souhaitées, les métaux durs présentent des anisotropies de comportement significatives du point de vue de leur module d'Young et de leurs diverses résistances suivant les directions métallurgiques considérées par rapport à la direction de coulée et de laminage du matériau. Une normalisation sur un produit de tôlerie est représentée en Figure 2.4.1.

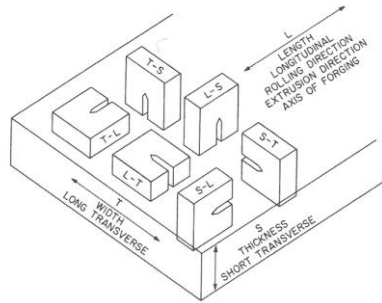


Figure 2.4.1. Normalisation des orientations matérielles sur un produit de tôlerie, d'après LEM1.

Une des conséquences inévitables de la hausse des caractéristiques mécaniques par rapport à l'aluminium est l'accroissement des efforts nécessaires afin de permettre la traversée du mandrin. Cette augmentation présente un risque important pour la déformation et l'usure des outillages ainsi que des pièces traitées. Nous pouvons citer à nouveau le travail de Phillips [PHI1] qui a mesuré les efforts axiaux engendrés sur les outillages lors de l'expansion des alésages (Figure 2.4.2). Il observe par exemple que les efforts d'expansion d'un alésage de diamètre 9,52mm d'épaisseur 14mm sont quasiment doublés pour un alliage de titane Ti-6Al-4V et triplée pour un acier 40CDV7¹¹ par rapport à un alliage d'aluminium 2024. Les efforts mesurés dans son étude atteignent ainsi des valeurs colossales, pouvant approcher les 100 kN afin d'expanser des alésages de diamètre 19,05 mm et d'épaisseur 50,8 mm en acier.

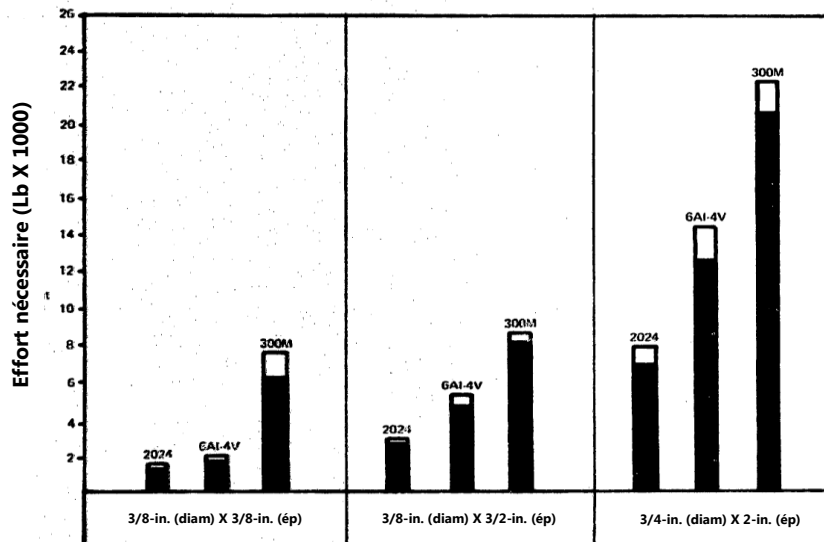


Figure 2.4.2. Effort axial sur les outillages lors d'expansion d'alésages $\phi 9.525$ mm (3/8) et $\phi 19.05$ mm (3/4), adapté de [PHI1].

¹¹ Acier traité pour une limite élastique de 1800 à 2050 MPa.

La seule connaissance des propriétés élastoplastiques uniaxiales des alliages ne permet pas de prédire un comportement typique de réponse à un procédé d'expansion à froid. L'identification et la définition des lois de comportement des métaux durs est alors un challenge dans l'étude des procédés d'expansion. Le matériau est en effet soumis à de l'écroutissage multiaxial et à des taux de déformations très importants. Par ailleurs, l'application séquentielle de sollicitations de signes contraires peut avoir des conséquences importantes sur les intensités de contraintes résiduelles générées. Dans le cas de l'expansion radiale de la matière et du retour élastique observé après retrait des outillages, nous prévoyons un effet Bauschinger marqué. La cinématique de l'écroutissage en bord de trou peut impliquer l'abaissement de la limite d'élasticité du matériau en compression, celui-ci ayant subi un important écroutissage en traction en amont. La solution idéale serait d'effectuer des essais de caractérisations permettant de connaître les lois d'écroutissage anisotrope des matériaux considérés, mais les essais associés seraient complexes à mettre en œuvre et à analyser. D'autres caractéristiques des matériaux sont susceptibles de complexifier les analyses. L'exemple même des alliages de titane est probant. En effet, leurs propriétés mécaniques sont extrêmement dépendantes de leur historique d'obtention mais aussi des différents traitements thermomécaniques qu'ils aient pu subir. Ainsi, le Ti-6Al-4V à l'état recuit contient de la phase α à température ambiante et présente une anisotropie significative de ses propriétés mécaniques. Il présente par exemple des asymétries traction-compression importantes lors de chargements quasi-statiques, avec des limites élastiques en compression pouvant être supérieures. Par ailleurs, ce comportement est fortement dépendant de la vitesse et de la température d'application des efforts (particulièrement dans les domaines plastiques). Ce comportement est notamment attribué au nombre limité de systèmes de glissement dans la phase α (HCP¹²) dans la littérature [COL1] [ODE1] [KHA1]. Cet aspect est négligé dans notre cas au vu des conditions d'expansion utilisées (application à vitesses faibles et à température ambiante). Si nous reprenons pour exemple l'alliage Ti-6Al-4V, la réalisation de traitements thermomécaniques différents (recuit dans le domaine α ou β) influe de manière considérable sur la microstructure de l'alliage et sur son comportement en quasi-statique. Ces caractéristiques en écroutissage multiaxial peuvent se révéler significativement différentes.

Une autre conséquence liée à la hausse des propriétés mécaniques est l'augmentation des efforts de coupe lors des usinages. De par leurs caractéristiques intrinsèques et de leurs moyens d'obtention, ces alliages sont difficilement usinables [EZU2] [ZHA2]. Autrement dit, l'énergie nécessaire pour fracturer un volume unitaire de matière et générer le copeau est bien plus importante pour ces métaux que pour des alliages moins résistants. C'est le cas des alliages à base titane et à base nickel, qui présentent, d'une part, une dureté « à chaud » très élevée et d'autre part une résistance au cisaillement en dynamique très importante. Ces caractéristiques compliquent sévèrement l'arrachement de matière, générant des efforts très élevés sur les outillages. Les flux thermiques induits par déformation plastique et par frottement aux interfaces outil-copeau et outil-pièce sont bien plus importants. Des valeurs typiques de conductivité thermique relevées dans la littérature sont présentées dans le Tableau 2.4.1 et montrent des rapports supérieurs à 10:1 entre les aluminiums et les métaux durs. Par ailleurs, le phénomène d'échauffement est exacerbé par la faible diffusivité thermique des alliages durs et une localisation des transferts thermiques est à redouter.

¹² Hexagonal closed packet.

A notre connaissance, la mesure des températures subies par les métaux durs lors de l'usinage est peu investiguée dans la littérature. Nous retrouvons en effet surtout des travaux traitant de l'échauffement des outillages.

Matériaux	Conductivité thermique à 20°C ($\frac{W}{m.K}$)
<i>Ti-6Al-4V recuit et ELI</i>	6,7
<i>X5CrNiCu15-5 (15-5PH)</i>	16
<i>NiCr19Fe19Nb5Mo3 (INCONEL 718)</i>	11,2
<i>AL 2024 T351</i>	121
<i>7050-T7451</i>	157

Tableau 2.4.1. Conductivité thermique d'alliages aéronautiques.

D'un autre côté, de nombreuses études ont observé les liens existants entre l'intégrité des surfaces générées par usinage (géométrie, texture et contraintes résiduelles) et leur tenue en fatigue [TOP1] [MAG1]. L'usinage est en effet générateur de champs résiduels intenses sur les métaux durs. Ces contraintes sont générées par les écrouissages et les taux de refroidissement différentiels dans la pièce ou encore lors de transformations de phase au sein des matériaux [OZE1]. Ces champs sont compressifs ou bien tendus suivant l'opération effectuée et les intensités peuvent atteindre plusieurs centaines de mégapascals. D'un autre côté, du fait des différentes directions de coupe et d'avance, ces champs peuvent être fortement anisotropes. Nous notons dans la bibliographie que la connaissance des mécanismes et des paramètres d'usinage qui contrôlent l'intégrité des surfaces et des couches sous-jacentes est assez faible. Bien que de nombreuses études aient été conduites afin d'observer les états résiduels après usinages (tournage et fraisage), elles restent principalement empiriques. De plus, nous n'avons pas recensé d'analyses traitant du perçage et du réalésage des métaux durs. Dans le cas de l'étude de l'expansion, nous avons noté que le détensionnement des éprouvettes après usinage est une méthode courante, permettant d'isoler la phénoménologie liée aux procédés d'expansion et de limiter les effets parasites qui compliquent l'analyse des données [MAX2]. Comme souligné en paragraphe 2.3.2, le procédé d'expansion à froid est généralement suivi d'un réalésage visant à retirer les défauts générés en bord de trou. Les traitements thermiques sévères visant à corriger l'impact des usinages ne peuvent plus être effectués postérieurement à cette étape de fabrication sans risquer de relaxer les champs générés par l'expansion à froid.

Au sein d'un mât réacteur, les composants en service sont soumis à des températures élevées, avec des expositions en pic mais aussi en continu. Les valeurs de températures sont bien entendu plus importantes dans les pièces situées au plus proche des zones « chaudes » des réacteurs et décroissent rapidement sur les pièces localisées près de la voilure. D'un autre côté, comme vu juste auparavant, des « points chauds » sont susceptibles d'être générés sous les zones de coupe pendant l'usinage des métaux durs. Il est alors important de s'intéresser au risque de relaxation des contraintes installées par l'expansion à froid. La Figure 2.4.3 est issue du retour d'expérience de la société EDF¹³. Elle présente des observations concernant les températures d'amorces de relaxation des contraintes au sein d'alliages utilisés dans le domaine de l'énergie et de l'aéronautique. Nous observons que pour les alliages utilisés, les températures d'activation du processus de relaxation sont toujours supérieures à 400°C, soit supérieures aux températures régnant dans les

¹³ Electricité de France

composants des mâts réacteurs. D'un autre côté, il semblerait que le phénomène de relaxation ne puisse être simplifié aux températures d'activation. En effet, certaines études ont montré que des processus de relaxation peuvent intervenir à des températures plus faibles. L'action des sollicitations combinées (thermiques et mécaniques) sur le processus de relaxation rajoute un niveau de complexité à l'étude et il convient d'évaluer son impact possible suivant l'environnement de travail souhaité de l'alésage expansé. Stack et al ont notamment testé des alésages en acier au carbone expansés et pré-fissurés. Lors de test en fatigue réalisés à haut niveaux de chargement, ils attribuent des variations de l'impact de l'expansion aux phénomènes de relaxation des contraintes [STA1].

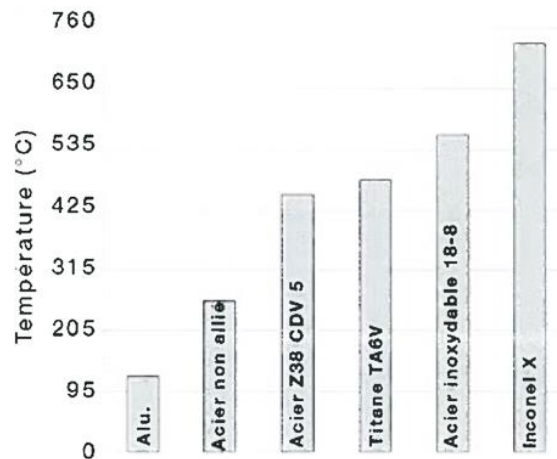


Figure 2.4.3. Température approximatives de début de relaxation des contraintes résiduelles [EDF1].

2.4.2 Performance en fatigue des alésages en métaux durs expansés

Nous allons maintenant analyser et décrire les travaux rencontrés dans la littérature qui traitent de l'expansion de métaux durs. L'objectif ici est d'extraire le maximum d'informations en vue de fournir les premières pistes pour la suite de l'étude. Nous allons particulièrement tenter de détecter des bénéfices en fatigue et les paramètres expérimentaux généralement employés.

En comparaison avec la quantité de travaux effectués sur les alliages d'aluminium, nous notons que, curieusement, les études traitant de l'expansion des alésages au sein des métaux durs sont assez rares. Ce manque de données peut provenir tout d'abord des coûts importants engendrés lors des essais sur ces matériaux, limitant le nombre d'échantillons et les configurations considérées par les auteurs. Par ailleurs, du fait d'un besoin insuffisant du côté des industriels aéronautiques sur les appareils de génération précédente, la mise en place d'études et de développements poussés n'a pas été justifiée. Cependant, comme nous pourrions le voir, plusieurs études datant d'une quarantaine d'année ont introduit le concept de l'expansion au sein des métaux durs, qui était alors en développement aux Etats-Unis chez les constructeurs aéronautiques. Les résultats de ces études, parfois restés confidentiels durant plusieurs années, sont aujourd'hui accessibles. Du fait de l'arrivée des nouvelles problématiques industrielles dans le domaine aéronautiques décrites en section 1.1 et 1.3, l'intérêt pour l'optimisation des composants à base de métaux durs est croissant comme le soulignent Fu et al en 2015 [FU1]. L'augmentation croissante depuis cinq ans du nombre de publications, dont de nombreuses restent à traduire du chinois, témoigne de l'engouement certain qu'il existe pour ces technologies [GE1].

Les premiers tests du procédé au sein des métaux durs datent des années 1970 aux Etats-Unis. Ainsi, les expérimentations réalisées par Phillips [PHI1], Rich et al [RIC1] et Sha et al [SHA1] nous apportent des informations et des résultats particulièrement intéressants. Les travaux traitent principalement des alliages de titane et la grande majorité des essais sont réalisés sur des éprouvettes « références » trouées libres avec des ratios de distances au bord comprises entre 2 et 2,5. Ainsi, Phillips, affilié à la société Boeing, publie en 1974 une étude remarquable traitant de l'analyse du procédé d'expansion à froid. Il a notamment testé le procédé de la bague fendue sur différents matériaux aéronautiques : deux alliages de titane (Ti-6Al-4V et Ti-6Al-6V-2Sn) et sur un acier faiblement allié à hautes caractéristiques mécaniques, le 40NiCrMo7¹⁴. Du point de vue de la performance en fatigue, les travaux de cet auteur prennent en compte de nombreuses configurations d'assemblage. Il a étudié l'éprouvette trouée libre ou habitée, l'orientation de la bague d'expansion par rapport à la direction de chargement ou bien la présence de rayures. Des éprouvettes à transfert de charge sont aussi testées. Ils s'attardent de plus à caractériser dimensionnellement les alésages expansés, aspect développé ultérieurement dans cette bibliographie. Malgré les précieuses informations apportées par cette étude, la taille des échantillons testés est souvent trop limitée en vue d'obtenir une vision statistique de l'influence de l'expansion, notamment afin de traiter le comportement en fatigue.

Certains résultats plus exploitables sont toutefois très encourageants. Comme nous pouvons l'observer sur la Figure 2.4.4, les résultats obtenus montrent des gains importants. Des bénéfiques proches de +20% sur les IQFs sont observés des éprouvettes « trouées libres » de diamètre 9.52mm et d'épaisseur 6.35mm en Ti-6Al-4V recuit et pour des taux d'expansion de 5%. Vues en termes de nombre de cycles, les durées peuvent être quadruplées. Sur des éprouvettes en Ti-6Al-4V trouées habitées et sur des éprouvettes trouées libres en 40CDV7, il obtient des gains encore supérieurs, proches de +30%.

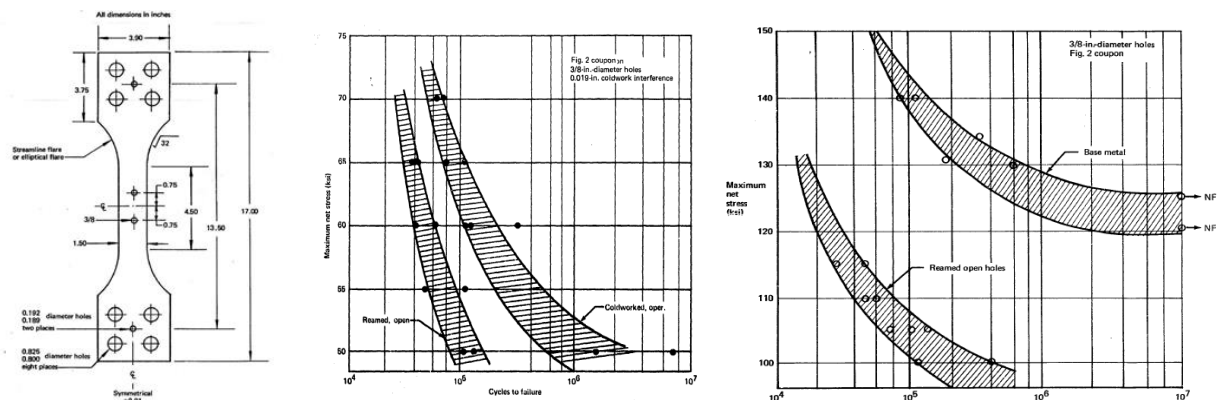


Figure 2.4.4. Influence de l'expansion à froid mesurée par Phillips sur le Ti-6Al-4V (recuit) et le 40NCD7 sur des éprouvettes trouées libre [PHI1].

Au cours de la même période, Rich et al observent à leur tour une durée de vie quadruplée, lors de la comparaison d'une éprouvette « trouée sans expansion » contenant un pion ajusté (Φ6.35 mm) avec une éprouvette ayant été expansée. L'éprouvette a été expansée via le procédé de la bague fendue, avec un taux de 4%. De même, le procédé est testé par Sha et al

¹⁴ 40NCD7.

sur des éprouvettes en Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo « trouées libres » ($\Phi 7,52$ mm), avec un taux de 3%. Des gains en durée de vie sont alors observés à l'ambiante et en température (316°C). Sur une autre étude datant des années 90, Reid traite la problématique des joints de rails, fabriqués en acier (composition non détaillée). Via une méthode d'expansion à froid à bague fendue et pour des taux compris entre 2% et 4%, il observe des bénéfices compris entre +15% et +20% sur les valeurs d'IQFs. Finalement, les travaux de Rufin [RUF1] ou Fowler [FOW1] offrent quelques retours sur des cas isolés d'emploi de technologies d'expansion à froid, incluant ou non des bagues sur des alliages de titane. Ces études sont réalisées pour le compte d'organisations militaires ou pour des industriels et concernent des zones spécifiques de pièces de moteurs, en vue d'effectuer des réparations (Figure 2.4.5). D'un autre côté, il est hautement probable que des résultats complémentaires ne soient pas diffusés dans la littérature. En 1989, Stack et al introduisent par exemple leur article en faisant référence au bon retour d'expérience des industriels vis-à-vis de l'expansion à froid dans les titanes et les aciers à moyennes et hautes résistances [STA1].

Les résultats vraiment prometteurs de ces travaux laissent transparaître un réel intérêt à pratiquer l'expansion à froid dans les métaux durs. Toutefois, il convient de noter que ces études concernent des cas très précis utilisant des procédés basés sur ceux employés au sein des alliages d'aluminium. Le faible nombre d'éprouvettes testées, à mettre en parallèle avec la dispersion importante notée dans les essais, complique l'analyse des résultats et force à tempérer les diverses conclusions proposées par les auteurs. Finalement, les paramètres d'usinages employés ne sont pas spécifiés, particulièrement concernant les réalésages pratiqués après expansion.

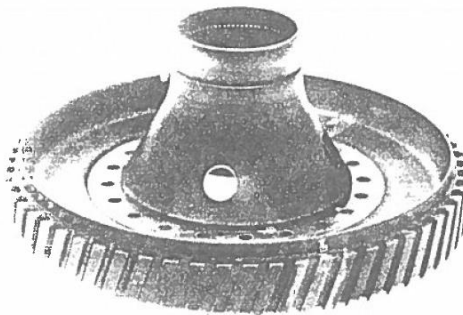


Figure 2.4.5. Expansion à froid des alésages sur disques de soufflante PW F100 [FOW1].

Bien plus récemment, comme expliqué en début de section, nous observons un nombre croissant de travaux de recherches autour de la thématique de l'expansion à froid des métaux durs. Des études traitant de l'analyse du procédé de la bague fendue sur l'alliage Ti-Al-4V sont ainsi publiées par les équipes de recherche de l'université polytechnique de Xi'an dès 2012 par Yan et al [YAN1]. Dans leurs travaux, Yan et al observent des bénéfices pour un taux appliqué de 4% sur des alésages de diamètre 6 mm et d'épaisseur 5 mm. Trois niveaux de chargements en fatigue sont testés, couvrant plutôt le domaine de la fatigue à haut nombre de cycles ($>5.10^5$). Un rapport de charge de 0,53 est considéré. Comme constaté sur la Figure 2.4.6, les gains sur l'IQF approchent alors 15%. En 2013, Liu et al [LIU2] complètent les résultats expérimentaux alors qu'ils souhaitent traiter numériquement de la problématique de l'effet de la distance au bord. Ces résultats sont confirmés en 2015 par Yuan et al [YUA1] qui observent via un microscope électronique à balayage des initiations privilégiées des fissures

sur les éprouvettes expansées, intervenant préférentiellement en face d'entrée du mandrin (déjà évoquée dans les études précédentes). Toutefois, la problématique principale avec ces études expérimentales provient du fait qu'aucun détail n'est donné sur le procédé de réalésage utilisé à la suite de l'expansion à froid et avant la fatigue. Seul Yuan et al indiquent que dans leurs études, un réalésage est réalisé après expansion et avant fatigue.

A nouveau, l'analyse de ces travaux concernant l'évaluation du procédé a révélé des résultats quantitatifs très intéressants. Toutefois, les études réalisées détaillent peu les conditions expérimentales utilisées et nous n'avons pas identifié de stratégies afin de définir des paramètres optimums et des méthodes dédiées pour ces métaux.

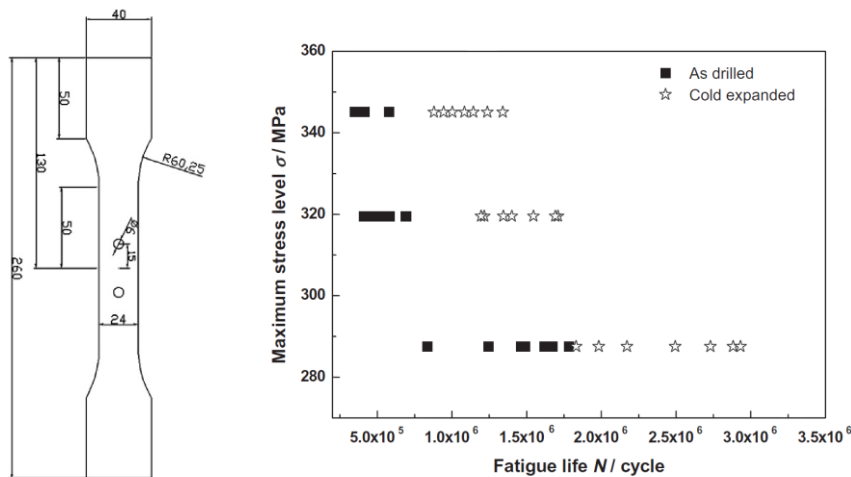


Figure 2.4.6. Géométries d'éprouvettes testées et influence de l'expansion à froid sur la tenue en fatigue d'éprouvettes en Ti-6Al-4V [YAN1].

En parallèle de l'aspect durée de vie en fatigue, la revue de la littérature nous a permis de dégager trois études qui traitent de l'effet de l'expansion à froid sur la vitesse de propagation des fissures en bord de trou. Comme indiqué en chapitre 2.3.1, l'expansion à froid est un procédé susceptible d'avoir une influence marquée sur les contraintes d'ouverture en fond de fissure. L'impact du procédé est alors mesuré dès 1983 par Armen et al [ARM1] de la société Grumman Aerospace. L'étude réalisée sur des éprouvettes en Ti-6AL-6V-2Sn permet alors de constater des vitesses de propagation divisées par dix après expansion à froid. Malheureusement les auteurs ne fournissent pas de détails sur les moyens expérimentaux permettant l'obtention de telles courbes. Un modèle analytique de prévision de la durée en propagation incluant l'effet de l'expansion est aussi développé, mais sous-estime fortement la durée de vie des éprouvettes testées. Un peu plus tôt, Rich et al [RIC1] avaient eux aussi observé des améliorations sur la propagation des fissures suite à l'expansion d'alésages en Ti-Al-4V avec un modèle de croissance de fissure qui était, lui, plutôt optimiste. En 1989, Stack et al testent des alésages expansés et pré-fissurés en acier au carbone (AISI 1020). Ils observent des durées de vies pouvant être multipliées par sept en fonction du niveau de chargement cyclique appliqué [STA1]. Ces résultats sont confirmés par les travaux récents de Yan et al [YAN1] qui quantifient l'impact de l'effet retard induit par l'expansion à bague fendue dans le Ti-6Al-4V, très important pour des fissures très courtes.

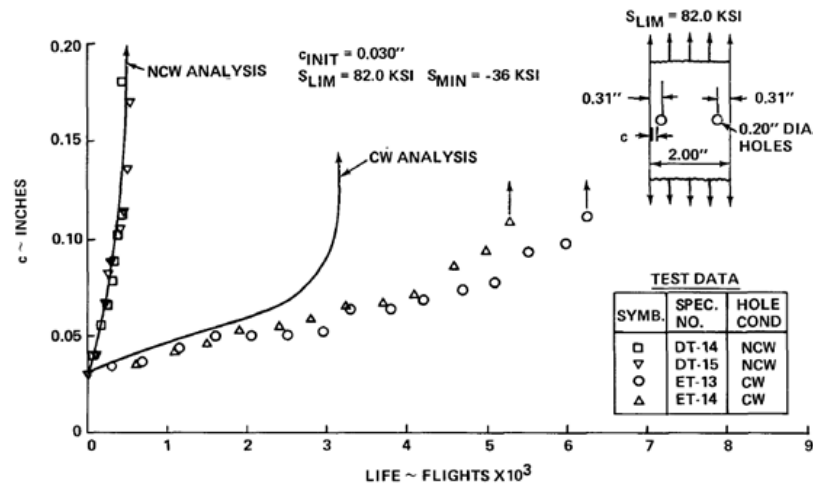


Figure 2.4.7. Influence de l'expansion à froid sur éprouvette de propagation en Ti-6AL-6V-2Sn [ARM1].

2.5 LES OUTILS ET LES MOYENS D'ANALYSE DU PROCÉDE D'EXPANSION A FROID

2.5.1 Préface : problématique de la caractérisation des alésages expansés

De par la diversité des phénomènes mis en jeu lors de l'expansion, l'homogénéité des champs résiduels n'est pas garantie. De même, la compréhension de l'état triaxial des contraintes et des déformations générées n'est pas aisée. Afin de résoudre la problématique de la caractérisation des alésages expansés, diverses méthodologies, expérimentales et numériques, existent ou ont été tentées. La méthode du réseau de neurone artificiel a même été appliquée afin de déterminer les champs de contraintes en bord de trou [TOK1]. Pour obtenir leurs répartitions et leurs intensités, nous ne nous intéresserons pas aux modèles analytiques présentés en section 2.3.1. Ces modèles permettent l'apport de précieuses informations quant à la compréhension des phénomènes d'érouissage et de retour élastique. Toutefois, ils ne rendent pas compte des phénomènes liés à la cinématique du procédé, ou aux frottements entre les différents éléments (détaillés plus tard dans les stratégies de modélisation). Or, il s'avère que nous cherchons à caractériser l'impact du procédé sur les métaux durs où ces mêmes variables, en plus du comportement des matériaux, sont susceptibles de devenir de plus en plus influentes.

L'objectif principal sous-jacent à cette problématique de caractérisation est d'obtenir la distribution et l'intensité des contraintes circonférentielles depuis le bord de l'alésage expansé. Cette composante de contrainte est en effet la principale responsable des bénéfices en fatigue. D'un autre côté, les données quantitatives peuvent valider des modèles prédictifs des champs résiduels et permettre ainsi l'estimation de la performance en fatigue des alésages expansés. De plus, elles peuvent apporter des informations sur l'efficacité apparente d'un procédé d'expansion à froid en vue de réfléchir à des optimisations de méthodologies. Notamment, pour notre étude, nous souhaitons comprendre le mode d'action sur les métaux durs. Comme vu au paragraphe 2.4.1, il existe d'autres processus générateurs de champs résiduels et nous rappelons l'intérêt du détensionnement après usinage afin d'isoler la phénoménologie de l'expansion à froid [MAX2]. Dans cette section, nous allons décrire les outils généralement employés lors de l'étude des procédés d'expansion à froid. Nous allons ainsi sélectionner les plus adaptés et ceux pouvant être implémentés à l'étude dans un matériau générique.

Dans cette section, nous traitons tout d'abord des méthodes expérimentales. Le premier mode de caractérisation d'un alésage expansé, avant même la considération des contraintes résiduelles, est l'analyse de la forme du trou expansé. Les déformations en bord du trou sont assez complexes mais elles permettent de dégager des informations très intéressantes sur le fonctionnement de l'expansion. Dans d'autres circonstances, elles peuvent autoriser la quantification rapide de la dispersion dans le procédé utilisé et aussi servir de points de comparaison avec les simulations par éléments finis. D'autres modes de caractérisation expérimentales avancés visent à accéder aux valeurs de contraintes résiduelles. La détermination des contraintes résiduelles induites par les procédés technologiques a fait l'objet de nombreux travaux scientifiques [LU1]. Les techniques généralement employées offrent une précision qui peut s'avérer très intéressante. Les manipulations associées sont cependant souvent délicates et il est nécessaire de veiller à la possible relaxation ou à l'insertion de contraintes supplémentaires. Un des objectifs de ce chapitre est de présenter les principales méthodologies utilisées pour caractériser les champs de contraintes en bord d'alésage expansé. Comme nous pourrons le voir, les études cherchant à répondre à cette problématique sont nombreuses et variées et témoignent du défi. Cependant, les résultats s'avèrent toujours durs à exploiter et seulement une étude traite des métaux durs.

La suite de cette section traite des méthodologies de simulation généralement employées dans la littérature afin de modéliser le procédé d'expansion à froid. A l'échelle macroscopique, les systèmes complexes tels que le procédé que l'on cherche à simuler sont généralement modélisés via la méthode des éléments finis. Ces techniques numériques peuvent apporter des résultats qualitatifs et quantitatifs très intéressants, dès lors que les stratégies de modélisation associées sont adaptées et que les lois matériaux sont bien identifiées. Les stratégies de modélisation du procédé « à bague fendue » sont présentées ainsi que des simulations diverses réalisées afin de prédire la réponse des métaux durs après expansion (sans notion de procédé spécifique).

2.5.2 La caractérisation expérimentale des alésages expansés

2.5.2.1 Observation et mesure des champs de déformation génériques en bord de trous expansés

L'observation de l'alésage est une étape primordiale. Elle peut être effectuée suivant différentes échelles d'analyse, depuis la géométrie générale du trou expansé jusqu'à la microstructure de l'alliage écroui. Les observations de forme sont d'ailleurs à la base d'une méthode d'inspection des alésages expansés, brevetée par la société Northrop Grumman (Figure 2.5.1, [LEV1]).

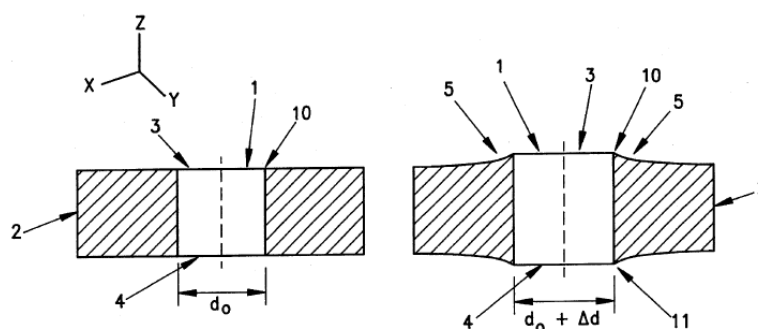


Figure 2.5.1. Méthode d'inspection des alésages expansés : avant (gauche) et après expansion (droite) [LEV1].

Leon [LEO1] représente les principaux ensembles observables autour d'un alésage après expansion et retrait des outillages. Nous dégagons trois zones d'intérêt : la déformation radiale de l'alésage, la déformation hors plan du trou et pour le procédé à bague fendue, la zone de cisaillement maximal générée, située proche de la fente (Figure 2.5.2). La première observation est que le retour élastique de la matière autour du trou expansé cause sa contraction après expansion. L'alésage stabilise alors son diamètre à une valeur intermédiaire entre celui maximal imposé pendant l'expansion et son diamètre initial. Afin de quantifier ce retour élastique, le taux résiduel d'expansion, Re , est défini par la relation (2.5.2.1).

$$Re (\%) = \frac{\varnothing_{résiduel} - \varnothing_{initial}}{\varnothing_{initial}} \times 100 \quad (2.5.2.1)$$

Où $\varnothing_{résiduel}$ est le diamètre du trou mesuré après retrait des outillages d'expansion. La connaissance de ces valeurs résiduelles est très importante industriellement. Elles permettent en effet de définir les tailles d'alésoirs devant être employés pour la finition du trou et servent aussi de moyen de contrôle du bon fonctionnement du procédé sur pièce finie.

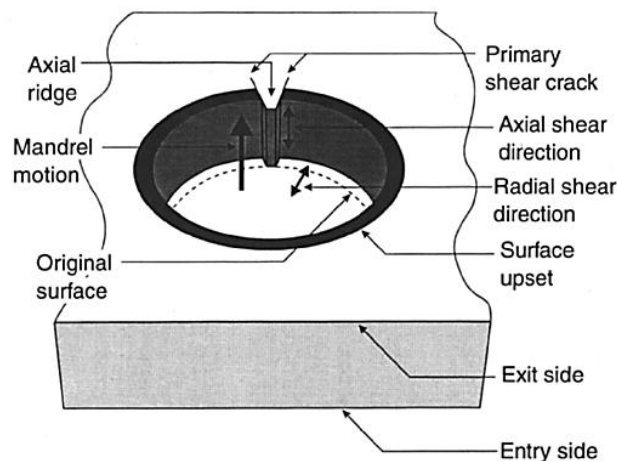


Figure 2.5.2. Principales zones d'analyse de la déformée de l'alésage après expansion à froid [LEO1].

Phillips, dans ces travaux [PHI1], réalise une étude de cette expansion résiduelle. Il identifie alors des lois linéaires reliant cette dernière à l'expansion appliquée et s'aperçoit que l'expansion résiduelle est équivalente, qu'elle soit pratiquée dans de l'aluminium, du titane ou de l'acier. Toutefois, ces courbes sont peu exploitables du fait du manque d'informations relatives à la dispersion dans les essais mais aussi du fait de la prise en compte de diverses épaisseurs et diamètres d'alésages. D'autres ensembles de déformations sont récurrents avec les moyens d'expansion usuels. Phillips [PHI1] identifie la déformation radiale de la surface l'alésage dans son épaisseur, dite « en tonneau inversé » après expansion. Une profilométrie de cette déformée est réalisée pour trois familles d'alliages (Figure 2.5.3). Il est intéressant de noter que cette expansion radiale est plus importante en sortie de mandrin (à droite du profil) qu'en entrée.

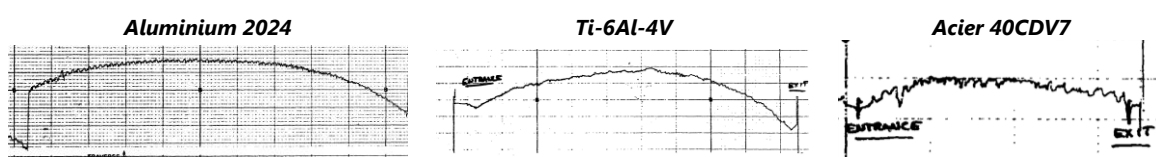


Figure 2.5.3. Projection du profil radial de la surface d'alésage après expansion à froid, d'après [PHI1].

Une autre déformation typique observée après expansion à froid est la présence d'une déformation résiduelle s'élevant hors du plan de l'alésage. Cette protrusion de surface est parfois appelée « effet volcan » [OFS1] du fait de la forme de la déformée générée (Figure 2.5.4).

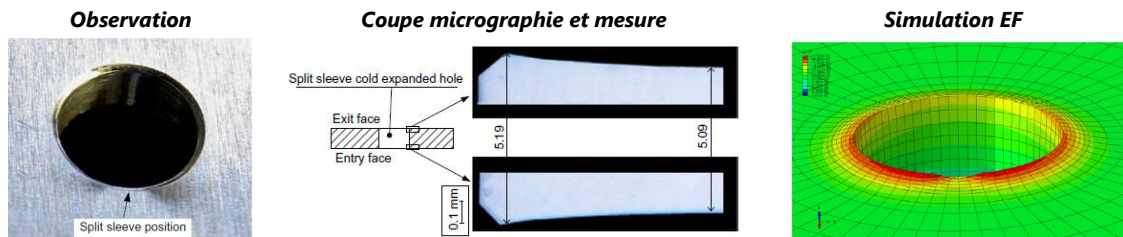


Figure 2.5.4. La déformation type « volcan » au sein d'un alliage d'aluminium, d'après [1].

Selon Boni et al [BON2], qui ont étudié son effet au sein des assemblages à double recouvrement en aluminium, ce défaut n'est pas constant en bord de trou. Par ailleurs, le réalésage généralement effectué après expansion ne permet pas de le retirer totalement. D'après Phillips, la hauteur maximale de ce défaut sur l'arête du trou est fortement dépendante du taux d'expansion appliqué, du diamètre, de l'épaisseur de trou à expandre et du matériau considéré. Il observe des hauteurs de défauts qui sont proches de 0,15 mm en expansant un alésage de diamètre nominal 9,52 mm en Ti-6Al-4V et de 0,2 mm pour un même alésage en acier 300M avec des taux d'expansions de 5%. Pour ces mêmes configurations, la distance affectée est proche de 5mm depuis le bord de trou. Selon l'auteur, les valeurs sont supérieures à celles observées dans l'aluminium, sans que des comparaisons quantitatives soient réalisées. De plus, un phénomène intéressant est observé dans le titane et non pas dans l'aluminium : il est mesuré que la hauteur du défaut soit aussi dépendante de la conicité du mandrin, une faible conicité d'entrée augmentant alors l'effet « volcan ». D'un autre côté, les travaux de Mann et al [MAN1] traite de l'expansion à bague fendue d'empilages multi-matériaux aluminium (AL2214-T651) et acier (AISI 4340), pour des alésages de 8,81 mm de diamètre (trou final) et avec un taux d'expansion de 4,2%. Alors que Phillips utilise un profilomètre pour tracer les déformations, Mann et al emploient la microscopie optique (zoom X500). Sur un alésage en aluminium isolé, les hauteurs maximales observées du défaut « volcan » sont plus faibles sur les faces d'entrée de mandrin¹⁵ qu'en sortie, réduites de moitié environ (Figure 2.5.5). Ils observent par ailleurs que les hauteurs étaient fortement modifiées lors de l'expansion d'un empilage de trois tôles en comparaison avec un alésage isolé. Les mesures sont alors réalisées sur la tôle centrale en aluminium. De même, les hauteurs sont impactées par la rigidité de l'empilage, les hauteurs étant plus faibles dans les cas d'interfaces acier/aluminium que dans les cas aluminium/aluminium. En entrée de mandrin, il est même identifié des dépressions des surfaces aux interfaces acier/aluminium. Nous pouvons en déduire que la hauteur de défaut est probablement fortement liée à la pression de matage des surfaces intervenant lors de l'expansion.

¹⁵ Sens d'orientation défini sur la Figure 2.3.6 (bas).

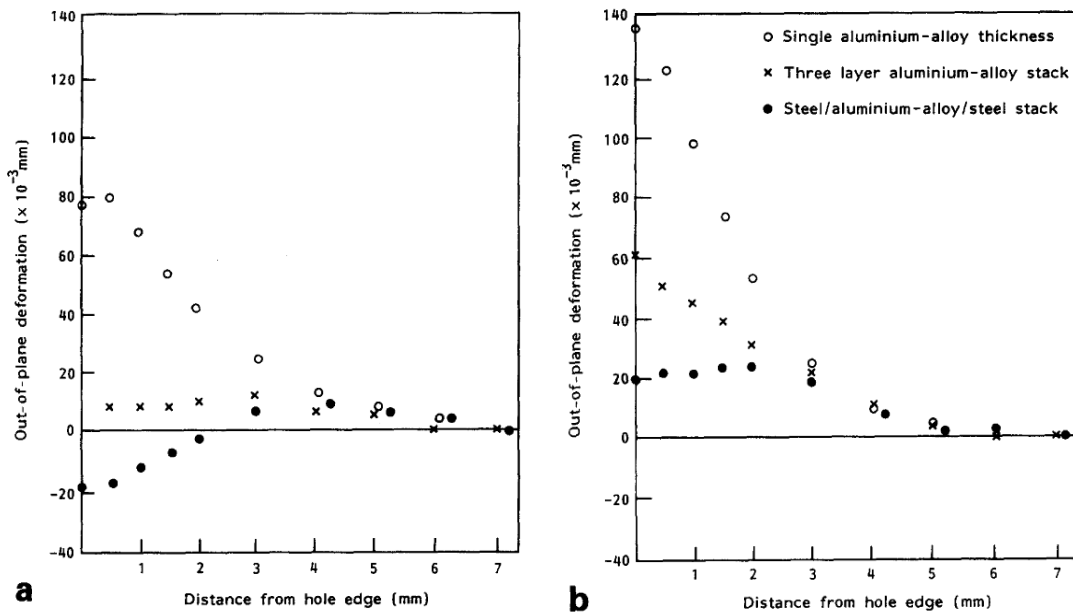


Figure 2.5.5. Mesure des défauts « volcan » dans des empilages Al/Al/Al et Acier/Al/Acier, adapté de Mann et al [MAN1].

La dernière déformation typique engendrée par l'expansion à froid « à bague fendue » est liée à l'existence de la fente. Lors de l'expansion, le passage du mandrin conduit à l'ouverture de la bague (Figure 2.5.6, gauche). Ce processus responsable d'une forte discontinuité de la déformation plastique dans la zone est caractérisé par deux bandes de cisaillement maximal ainsi que par la génération d'un sillon axial (Figure 2.5.2). Les niveaux de plasticité et les concentrations de contraintes existantes dans la zone peuvent alors dépasser les tolérances du matériau qui se rompt en statique, parfois de manière spectaculaire (Figure 2.5.6). Selon Basavaraj et al [2], certaines fissures générées persistent après le réalésage et la suppression de la zone affectée. Au vu de leurs très faibles dimensions, des observations microscopiques peuvent s'avérer nécessaires afin de révéler les fissures en surface ou en pleine matière. Cet aspect peut apparaître très critique lors de l'expansion d'alliages disposant de fragilités de microstructure. Un exemple bien connu concerne l'expansion de certains alliages d'aluminium de la famille 7000. Les plans critiques pour l'allongement (sens travers courts) ne peuvent pas être traités avec des taux d'expansions usuels, afin de limiter le risque de rupture. Dans le cas des métaux durs, les taux soutenus pouvant a priori être plus importants, il convient de veiller attentivement au comportement du matériau dans cette zone.

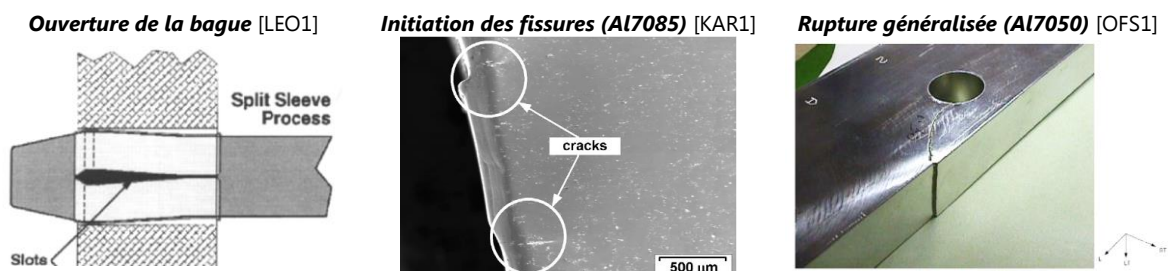


Figure 2.5.6. Risque d'endommagement en zone de cisaillement maximal lors de l'expansion à « bague fendue ».

Les observations de l'alésage expansé peuvent finalement être réalisées à l'échelle microscopique. L'impact des taux de plasticité importants a notamment été observé par Basavaraj et al [BAS1] sur les microstructures d'aluminium 7050 et sur un Acier BS S85¹⁶. Lorsqu'ils considèrent des taux d'expansions faibles de 2% (procédé à bague fendue), les auteurs observent des bandes de déformation plastique bien marquées en bord de trou (Figure 2.5.7). A notre connaissance, cette étude est la seule ayant identifié la zone de déformation plastique induite par l'expansion à froid.

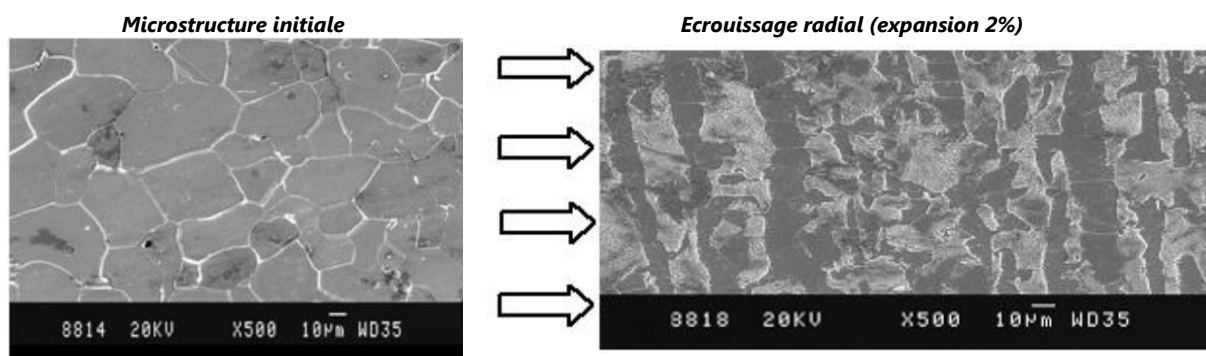


Figure 2.5.7. Microstructure d'un Acier X10Cr12 après expansion à bague fendue observée au MEB [BAS1].

2.5.2.2 Techniques de mesure de contraintes résiduelles

Les alésages expansés sont susceptibles de présenter des champs de contraintes résiduelles triaxiaux particulièrement hétérogènes. Alors que l'analyse de ces champs est fortement simplifiée par les modèles numériques présentés ci-après, la mesure expérimentale en bord de trou se révèle délicate. Aujourd'hui, il existe un réel besoin pour le développement d'une méthode dédiée à l'étude des alésages expansés. Cet intérêt étant partagée à la fois par le domaine scientifique et par les industriels. La méthode à mettre en place doit permettre de limiter la quantité d'essais de fatigue, seuls garants de l'efficacité d'un procédé. De nombreuses configurations d'expansion et de conditions environnementales pourraient alors être analysées (exposition en température, à des sollicitations mécaniques ou à des usinages). D'un autre côté, l'objectif est d'obtenir une caractérisation précise des champs de contraintes générés en bord de trou. Celle-ci autorisant l'amélioration de la compréhension autour des phénomènes mis en jeu en vue d'optimiser les paramètres et les procédures.

Les méthodes de mesures expérimentales de la contrainte utilisent la mesure de la déformation au sein du matériau, la contrainte étant un concept mathématique. Dans le domaine élastique, les valeurs du tenseur des déformations sont associées à celles des contraintes internes via la loi de Hooke généralisée. Une analyse précise des résultats obtenus peut permettre de remonter à la valeur des contraintes qui siègent au sein de la matière. Ces méthodes sont divisées suivant leur impact sur les composants à analyser. Nous distinguons alors les méthodes non-destructives, semi-destructives ou destructives, dont quelques exemples sont fournis en Figure 2.5.8.

¹⁶ EN56A (X10Cr12), acier ferritique.

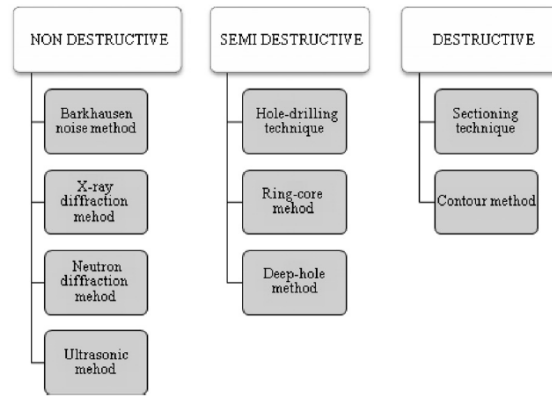


Figure 2.5.8. Classification des méthodes de mesure de la contrainte résiduelles, d'après [ROS1].

Il est important de noter que seules les méthodes destructives et semi-destructives sont capables de fournir des informations sur l'état de contrainte « sous-surface » alors que les méthodes non-destructives révèlent la contrainte en surface ou à des profondeurs vraiment faibles (quelques microns). Seule la diffraction de neutrons et le scan ultrasonique permettent d'atteindre des profondeurs plus importantes. Les méthodes non destructives ne peuvent généralement pas rendre compte de l'état de contrainte à des profondeurs qui éliminent les effets de surface, souvent non représentatifs du comportement plus global de la zone considérée. De plus, parmi les méthodes non destructives les plus répandues, celles utilisant la lecture de la distance intercrystalline (telle que la diffraction de rayons X) sont fortement dispersives dans certains alliages, car fortement dépendantes de la taille et de l'orientation de la microstructure. La lecture est, par ailleurs, moyennée sur un nombre suffisant de grains présentant la même orientation cristalline. Sprauel et al [SP1] ont mis en lumière cette problématique lors de l'étude de la soudure du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (équiaxe). Une de leurs conclusions est que la détermination des contraintes par diffraction de rayons X n'était pas applicable dans la microstructure à très gros grains de l'alliage en question. D'un autre côté, au vu de la taille importante du rayon de faisceau de rayon X généralement utilisé sur les appareils conventionnels, les gradients sont difficiles à capter en bord d'alésage. Or, les champs générés par l'expansion présentent des gradients très importants, s'exprimant sur des distances faibles et qui sont alors complexes à discrétiser. Sur la Figure 2.5.9, Yongshou et al [YON1] exposent cette problématique sur un cas d'expansion sur les alliages d'aluminium et nous observons clairement que le pic compressif circonférentiel théorique localisé en bord d'alésage ne peut pas être capté.

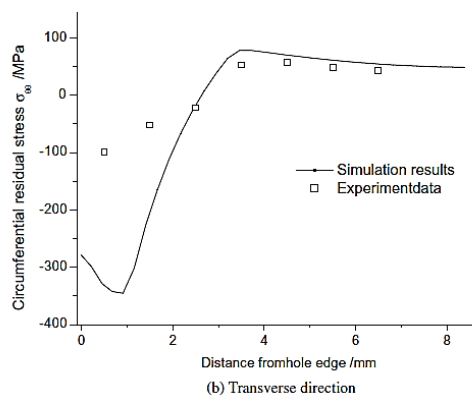


Figure 2.5.9. Détermination par diffraction X de la contrainte circonférentielle en bord d'alésage expansé en aluminium [YON1].

D'un autre côté, les méthodes optiques apparaissent comme des outils puissants afin de décrire les champs de déformation dans le plan de l'alésage à étudier (Figure 2.5.10). Dans la littérature, nous avons identifié deux études qui ont pu montrer la capacité de la Stéréo-corrélation appliquée à l'étude de trous expansés, en termes de faisabilité et de résultats pouvant être obtenus [BAC1] [LAP1] [CHE1]. D'autres études ont utilisé l'interférométrie de Speckle et de Moiré [CLO1] mais aussi la photoélasticimétrie [DOY1]. Une dernière méthode originale proposée par Beaver et al [BEA1] pour les trous expansés consiste à l'utilisation d'une grille déposée dans le plan de l'alésage avant expansion. La mesure des déformations de la grille via post traitement semi-automatique permet de remonter aux valeurs de contraintes existantes en surface d'alésage via la mécanique des milieux continus.

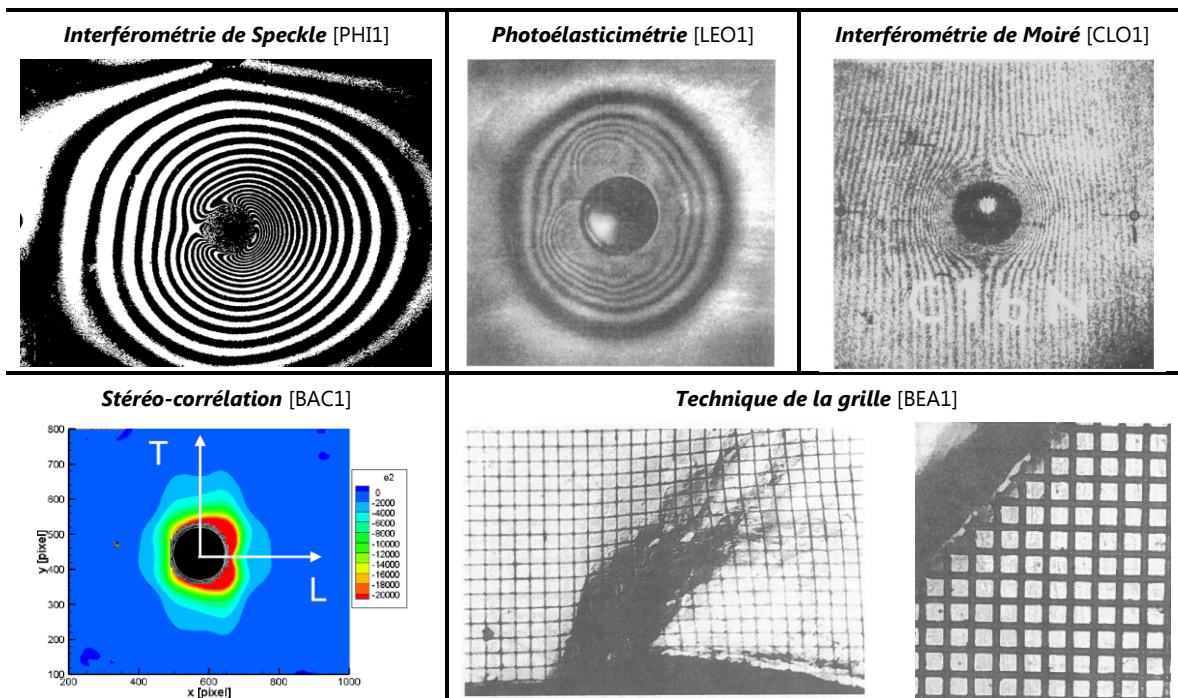


Figure 2.5.10. Exemple de résultats d'analyse de trous expansés via méthodes optiques.

Nous avons identifié une autre méthode de surface dédiée à l'analyse des alésages expansés. La méthode proposée par Gopalakrishna et al utilise des jauges de déformation collées sur la surface polie, tangentiellement et radialement par rapport au trou à expansion (Figure 2.5.11, [GOP1]). Dans leurs expérimentations, le trou traité est de taille suffisante (diamètre proche de 11 mm) afin de détecter des contraintes résiduelles compressives depuis la surface du trou et pour des distances suffisamment éloignées du bord de trou. Les jauges mesurant la contrainte circonférentielle étant collées à 2, 4 et 6mm du bord de trou.

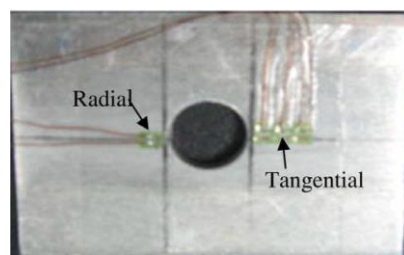


Figure 2.5.11. Mesure de la déformation de surface autour d'un alésage expansé [GOP1].

Afin d'obtenir des valeurs de contraintes à cœur de composants et de ne pas se contenter des effets de surface, les méthodes destructives s'avèrent très intéressantes. Parmi celles-ci, nous pouvons notamment considérer la technique dite « du contour » qui est une technique de relâchement des déformations mécaniques. La technique du contour comporte trois étapes principales. L'échantillon est tout d'abord coupé par électroérosion en supposant que la surface de coupe soit parfaitement plane. Sur la surface libre générée, des distorsions apparaissent sous l'effet du relâchement des déformations. Le profil de déplacement de cette surface est alors mesuré précisément. La dernière étape consiste à traduire l'état de surface tridimensionnel en un état bidimensionnel de contrainte par l'entremise de modèles éléments finis. Cette méthode a été utilisée par Ismonov et al, qui effectuent un travail remarquable permettant de capter les gradients de contraintes résiduelles circonférentielle en bord d'alésage en 7075T6 expansé par le procédé de la bague fendue [ISM1]. Bien que la dispersion soit importante et que la corrélation avec les modèles numériques ne soit pas optimale, le pic compressif est bien identifié en section médiane du trou (Figure 2.5.12).

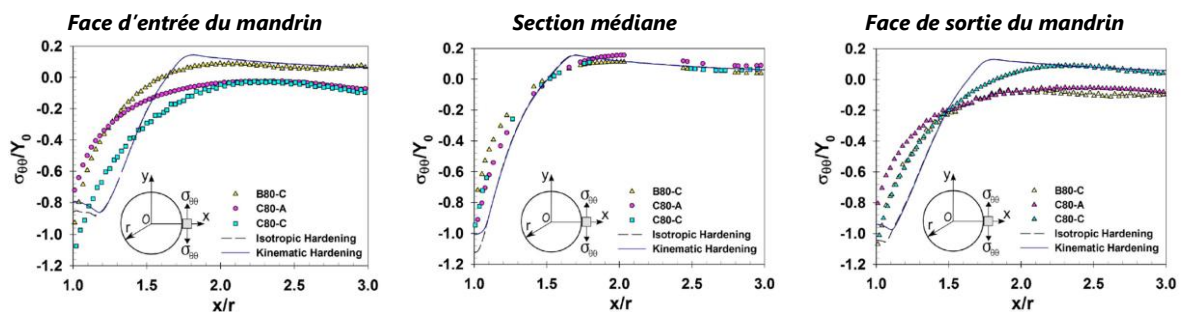


Figure 2.5.12. Utilisation de la technique du contour pour décrire les champs résiduels circonférentiels après expansion à froid « à bague fendue », adapté de [ISM1].

La procédure associée à cette technique est continuellement améliorée. Prime a récemment utilisé cette technique pour la mesure de champs compressifs sur une paroi cylindrique mince (Figure 2.5.13 [PRI1]). Dans les cas des alésages expansés, au vu de la forte complexité des champs résiduels (dans le plan et hors plan), la reconstruction précise de la face « relaxée » semble très longue et complexe. Une autre technique nommée méthode de la courbure ou méthode de la flèche [ZHA1] permet de remonter à l'état de contraintes résiduelles au sein d'un solide. La méthode développée inclue la mesure de l'évolution de la déformée macroscopique d'une pièce lors de l'enlèvement progressif de matière sur des faces stratégiques. Cette méthode est particulièrement adaptée à l'étude des profilées minces ou tôles, par exemple suite à un grenailage [NIK1] mais paraît difficilement exploitable pour l'analyse en bord de trou expansé.

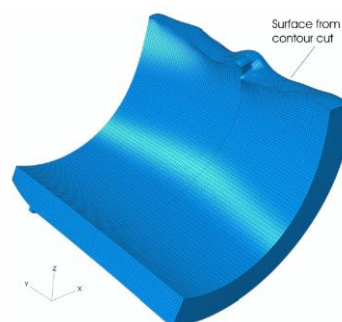


Figure 2.5.13. Modélisation EF d'une surface « relaxée » via la technique du contour, d'après [PRI1].

Nous allons finalement nous intéresser aux méthodes semi-destructives. Nous pouvons tout d'abord présenter la méthode de Sachs, souvent employée pour l'étude des cas d'expansion à froid [OZD1]. L'application spécifique au cas d'un trou consiste à l'installation de jauges de déformations sur la surface extérieure d'un anneau ayant pour centre l'alésage. L'alésage est progressivement agrandi par des techniques d'usinage qui affecteront peu la distribution de contraintes et les mesures des jauges sont enregistrées. L'évaluation de la relaxation radiale ou circonférentielle permet le calcul des contraintes résiduelles. L'insertion de contrainte par perçage reste problématique lors de l'utilisation de ces techniques. D'un autre côté, la technique du trou [KEL1] reste la plus courante afin de déterminer les champs de contrainte en surface d'une pièce. C'est une technique pouvant être utilisée sur tout type de pièce finie suffisamment plane, sans avoir à réaliser de coupe. Une variante de cette technique, nommée technique du trou incrémental permet en plus de capter la variation de la contrainte selon des incréments de profondeurs [LU2] [PLU1]. Tous les matériaux et les microstructures peuvent être testés du moment qu'ils satisfont les conditions d'isotropie et d'élasticité. De plus, l'instrumentation et le temps de mesure peuvent être relativement rapides. La méthode du trou incrémental présente toutefois certaines limitations, notamment l'impossibilité de pouvoir mesurer les contraintes résiduelles à une profondeur importante, généralement de l'ordre du diamètre du foret de perçage. Certaines variantes telles que le DHD¹⁷ [KIT1] permettent de répondre à cette problématique. Aujourd'hui le retour d'information fourni par cette méthode et son couplage avec des moyens optiques tels que la stéréo-corrélation ou l'interférométrie de Speckle peut conduire à l'obtention d'informations très détaillées sur les champs libérés et leurs orientations précises [SCH1]. Il est intéressant de noter que la seule mesure expérimentale de contrainte autour d'un trou expansé en titane a été tentée par Yuan et al à l'aide de la méthode du trou [YUA1]. Toutefois, au vu des choix expérimentaux réalisés (Figure 2.5.14), les pics compressifs en bord de trou n'ont pu être captés.

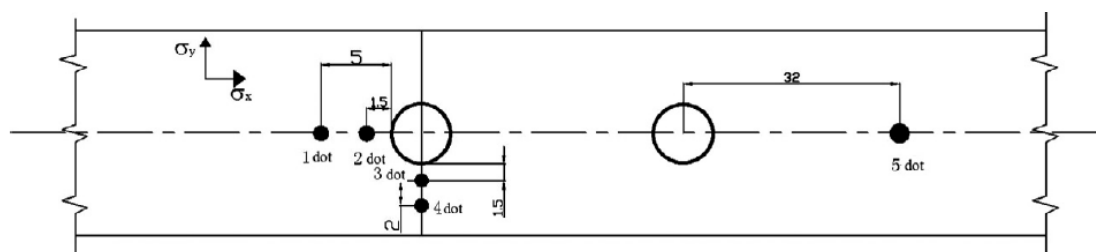


Figure 2.5.14. Points de mesure (technique du trou) de la contrainte résiduelle en bord de trou expansé, proposés par [YUA1].

Dans le cas de l'étude de la contrainte circonférentielle en bord de trou nous pouvons par ailleurs penser à la méthode de la rainure incrémentale. Ce procédé est peu connu mais il trouve toutefois quelques applications dans la mesure de champs biaxiaux [MON1]. Parmi les méthodes semi-destructives, il est intéressant de noter qu'il est possible d'obtenir des informations qualitatives sur la valeur des contraintes résiduelles par mesure de la dureté de surface [TOS1]. En effet, il est observé que les contraintes de traction tendent à augmenter la taille d'une empreinte d'indentation alors qu'une contrainte compressive tend à la réduire (Figure 2.5.15). Certaines méthodologies développées, telle que celle proposée par Nishikawa et al [NIS1], visent à obtenir des résultats quantitatifs liant l'évolution de la nanodureté et de la microdureté à la valeur de la contrainte résiduelle.

¹⁷ Deep Hole Drilling.

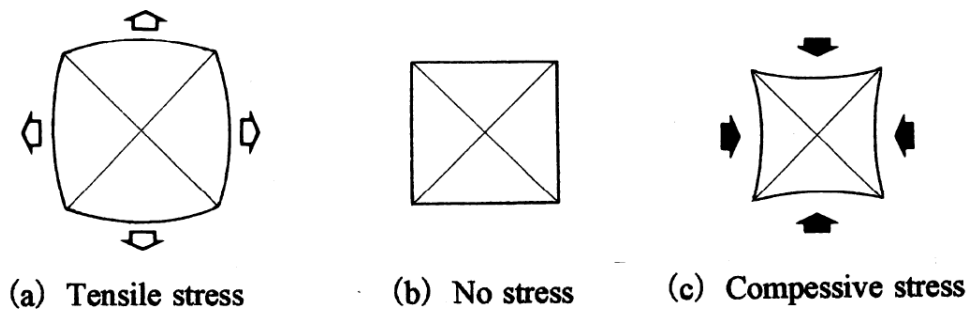


Figure 2.5.15. Effet de la présence de contraintes résiduelles biaxiales sur l'indentation Vickers [TOS1].

Nous pouvons donc voir que toutes les méthodes présentées ci-dessus possèdent un champ d'application différent, susceptible de fournir des résultats plus ou moins intéressants dans l'étude des procédés d'expansion.

2.5.3 L'étude numérique de l'alésage expansé

2.5.3.1 *Stratégie de simulation du procédé à bague fendue*

Ce paragraphe a pour but de présenter les différentes stratégies de modélisation couramment observées dans la littérature afin de traiter de l'expansion à froid. Dans le procédé « à bague fendue » qui est mis au centre de ces travaux, nous rappelons que c'est le mandrin conique qui se déplace axialement le long de la bague fendue. La bague est, elle, positionnée contre l'alésage à traiter par une mâchoire et peut être considérée comme fixe. Afin de capter l'influence des phénomènes intervenant hors du plan de la tôle, tels qu'introduits dans le paragraphe 2.5.2.1, il apparaît indispensable de tenir compte de la cinématique axiale du mandrin. Les modèles 2D simulant l'expansion dans le plan de l'alésage, au même titre que les résolutions analytiques, sont souvent utilisés pour modéliser l'expansion dans le plan [CAL1] [ZHA2]. A première vue, ces stratégies doivent être écartées pour notre étude.

Afin de tenir compte de la dimension axiale dans les simulations, la stratégie de modélisation généralement employée est l'utilisation de modèles ou demi-modèles en trois dimensions représentatifs du procédé à bague fendue (Figure 2.5.16). Le demi-modèle étant justifié par l'existence d'une symétrie par rapport à la fente de la bague. Ces simulations sont susceptibles de souligner des répartitions non-homogènes des champs de contraintes le long de l'alésage expansé. De plus, il est possible de considérer des comportements matériaux anisotropes dans le plan [DEM1]. Yan et al [YAN1] ont modélisé le procédé d'expansion à froid des alésages via un modèle à trois dimensions complet. Ce type de modèle, reproduisant fidèlement les étapes du procédé, a aussi la capacité de prédire la répartition des contraintes en bord de trou après application d'un chargement extérieur dans le plan du trou. Pour cela, la simulation est décomposée en plusieurs étapes comportant l'expansion, le retrait de la bague et la traction de l'éprouvette. Si l'on souhaite simuler un procédé complet de l'expansion à bague fendue et prédire les champs de contraintes sous sollicitations extérieures « en service » de l'alésage, une modélisation 3D apparaît indispensable.

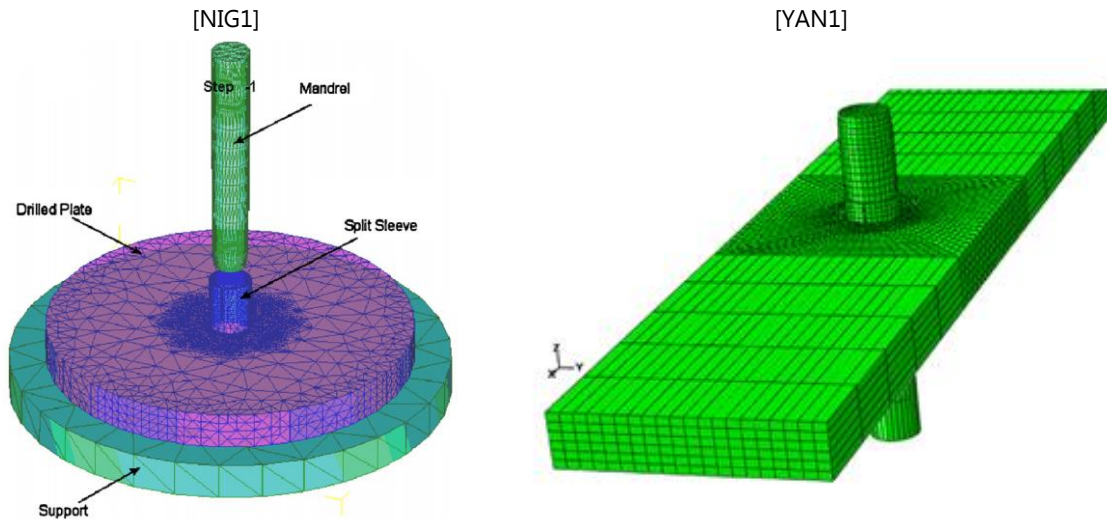


Figure 2.5.16. Modèles EF 3D permettant de simuler l'expansion à froid « à bague fendue ».

Cependant, au vu de la configuration axisymétrique sur la quasi-intégralité des sections normales à l'alésage, la modélisation à deux dimensions axisymétriques s'avère pertinente (Figure 2.5.17). Cette stratégie permet de tester rapidement la dépendance des simulations à divers paramètres tels que le modèle matériau, les différents coefficients de frottements opérant dans les zones de contacts ou les taux d'expansion [MAX2]. Dans notre étude, les modèles à deux dimensions axisymétriques apparaissent donc pertinents pour étudier la distribution des champs résiduels générés après expansion via le procédé « à bague fendue ». Le but, ici, est d'obtenir des résultats dans la section d'alésage travaillante¹⁸, lieu d'amorce de la fissuration et donc où l'expansion est susceptible d'apporter des champs compressifs désirables (Figure 2.5.18). Ce choix de modélisation est justifié par les différentes symétries du procédé. Les principales limites de ce choix sont l'incapacité d'obtenir des informations sur les distorsions causées par la fente de la bague et les potentielles différences de taux d'érouissage subis, du fait des différentes rigidités des sections transverses et longitudinales¹⁹.

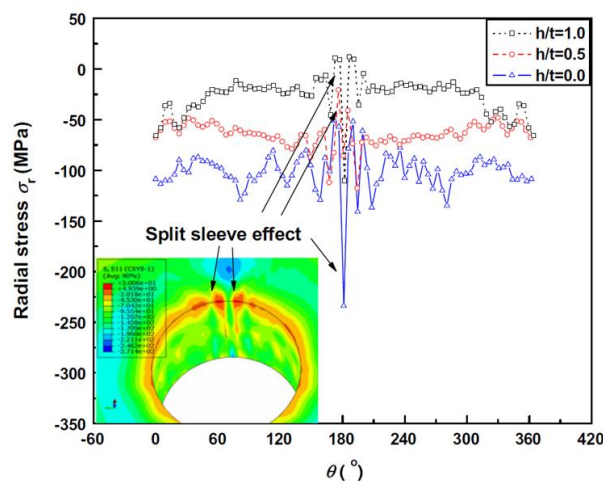


Figure 2.5.17. Distribution de la contrainte radiale autour d'un alésage en Ti-6Al-4V [YAN1].

¹⁸ Section nette contenant l'axe de l'alésage.

¹⁹ Anisotropie globale du matériau initial (cf : paragraphe 2.4.1).

Dans le modèle choisi, toutes les étapes et phénoménologies influentes du procédé doivent être modélisées. Tout d'abord, nous pouvons noter que les études rencontrées visent à simuler l'expansion au sein d'alésages en alliages d'aluminium. Les outillages d'expansion sont parfois considérés comme pièces déformables mais sont généralement modélisés à l'aide d'éléments analytiques rigides. Ici, dans l'étude des métaux durs, l'expansion est réalisée sur des matériaux dont les modules d'élasticité sont proches de ceux des outillages. Il apparaît important de modéliser les outillages comme pièces déformables, suivant des lois représentatives élastiques et/ou élastoplastiques pour la bague et le mandrin afin pouvoir rendre compte de leur déformabilité.

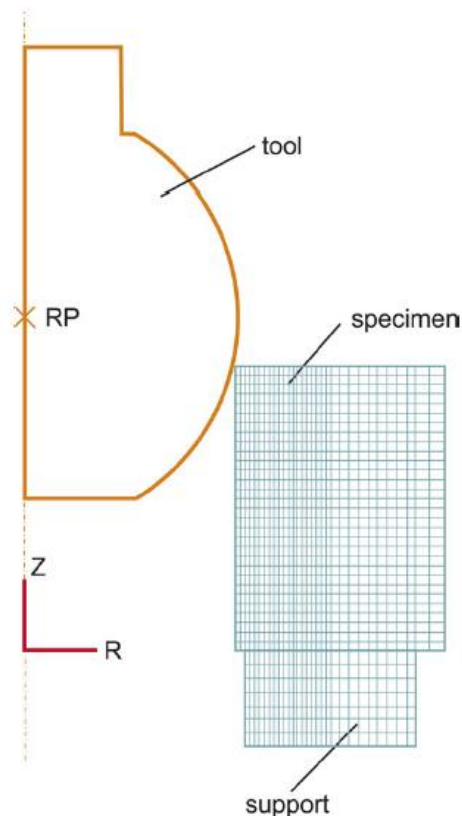


Figure 2.5.18. Modélisation axisymétrique du procédé d'expansion proposée par Maximov et al [MAX2].

Un autre aspect pouvant intervenir dans la stratégie de modélisation du procédé concerne le choix du comportement à simuler au niveau des interfaces de contact. Alors que de nombreux modèles d'expansion à froid s'affranchissent de contacts, le souhait de simuler tous les éléments du procédé à bague fendue impose de considérer ces interfaces. Cet aspect complexifie grandement la résolution du modèle et augmente de manière significative les temps de calcul. Dans la littérature, la pratique courante qui permet de simuler ces interfaces est de considérer un contact dur entre les pièces à expander, bagues et mandrins. Le frottement statique et de glissement est négligé ou non. Deux zones principales de contacts sont indispensables pour assurer la représentativité du modèle. La première zone comprend le contact entre le mandrin et la bague. Du fait des matériaux en contact et de la lubrification sèche ou humide employée lors du déplacement du mandrin, le frottement y est très faible. Les auteurs s'accordent sur l'impact négligeable d'un frottement entre le mandrin et la bague d'expansion sur les champs résiduels générés, notamment pour des valeurs de coefficient inférieures à 0,1 [LAP2]. Le second contact correspond au contact entre la pièce et

la bague. Dans la littérature, nous observons cette fois-ci une influence limitée de celui-ci. Un coefficient élevé traduit alors une diminution de la contrainte en entrée de mandrin au sein des alliages d'aluminium, tel que présenté en Figure 2.5.19 [ISM1].

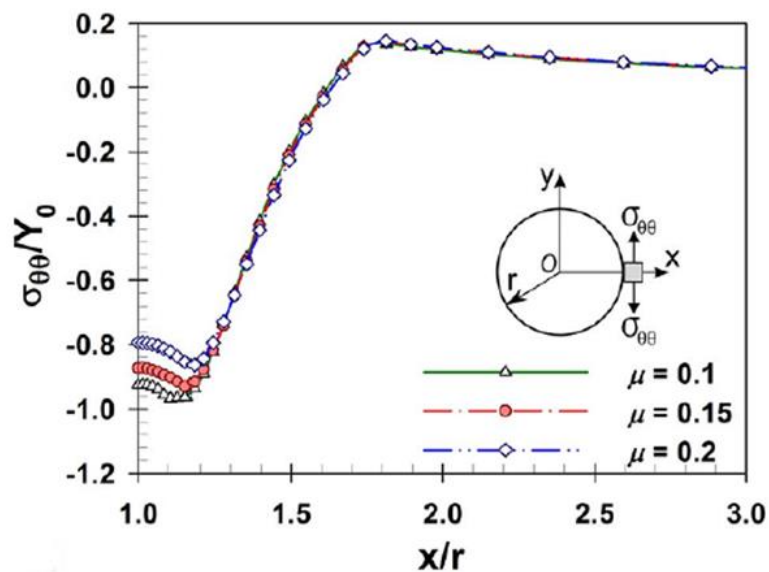


Figure 2.5.19. Influence du coefficient de frottement à l'interface bague-pièce sur les contraintes générées en entrée de mandrin, d'après [ISM1].

Finalement, nous rappelons l'importance de l'étape de réalésage du trou après expansion à froid. Au vu de son impact possible sur la redistribution des contraintes le long de l'épaisseur de l'alésage, il apparaît indispensable de prendre compte cette opération. Le réalésage est généralement non considéré dans les études numériques sur l'expansion à froid. Les travaux de Kang et al ont toutefois permis de simuler cette étape de réalésage au sein d'alliages d'aluminium aéronautiques [KAN1]. Ce réalésage est réalisé via une fonction de retrait d'éléments en bord de trou et l'impact observé sur les contraintes résiduelles est très faible. Nous pouvons toutefois tempérer cette remarque du fait que de la modélisation de l'expansion soit effectuée par déplacement radial uniforme des nœuds de l'alésage et non pas par un déplacement du mandrin. D'un autre côté, Lapalme et al [LAP1] utilisent une fonction de désactivation d'éléments dans leur modèle à trois dimensions « à bague fendue » afin de simuler le réalésage. Ils observent un impact important dans la relaxation et la redistribution des contraintes dans la section expansée.

2.5.3.2 Simulation numérique de l'expansion des métaux durs

Nous allons maintenant considérer les métaux durs au sein des simulations par éléments finis. Tel qu'introduit au chapitre 2.4.1, les spécificités et la diversité des comportements mécaniques de ces alliages s'avèrent multiples (alliages de titane, aciers ou superalliages). Les modèles matériaux et les capacités en termes de convergence du modèle doivent permettre de simuler des comportements fortement non linéaires tels que des taux de déformation importants des pièces, mais aussi des écoulements plastiques intervenant dans les contacts entre les composants. Plusieurs modèles matériaux peuvent notamment simuler certains comportements typiques des matériaux métalliques. L'interprétation classique du comportement est effectuée à l'échelle macroscopique, souvent par le biais de la détermination des courbes σ - ϵ obtenues lors de chargements quasi-statiques en traction.

Cette interprétation consiste à moyenner les phénomènes de plasticité prenant source à l'échelle micrométrique voire nanométrique (Figure 2.5.20). Afin de traduire le comportement élastoplastique des métaux durs, les formulations les plus couramment employées sont des modèles élastoplastique isotropes (linéaire ou multilinéaire) ou cinématiques, qui tiennent compte de l'effet Bauschinger. Par ailleurs, des modèles plus complexes peuvent prendre en compte des paramètres d'érouissage multiaxiaux, mais aussi la différence possible de comportement suivant la nature de la sollicitation imposée (en tension ou compression). Dans notre étude, le modèle doit autoriser le test de plusieurs lois matériaux, permettant de mesurer l'impact de chacune et ainsi de choisir la plus fidèle.

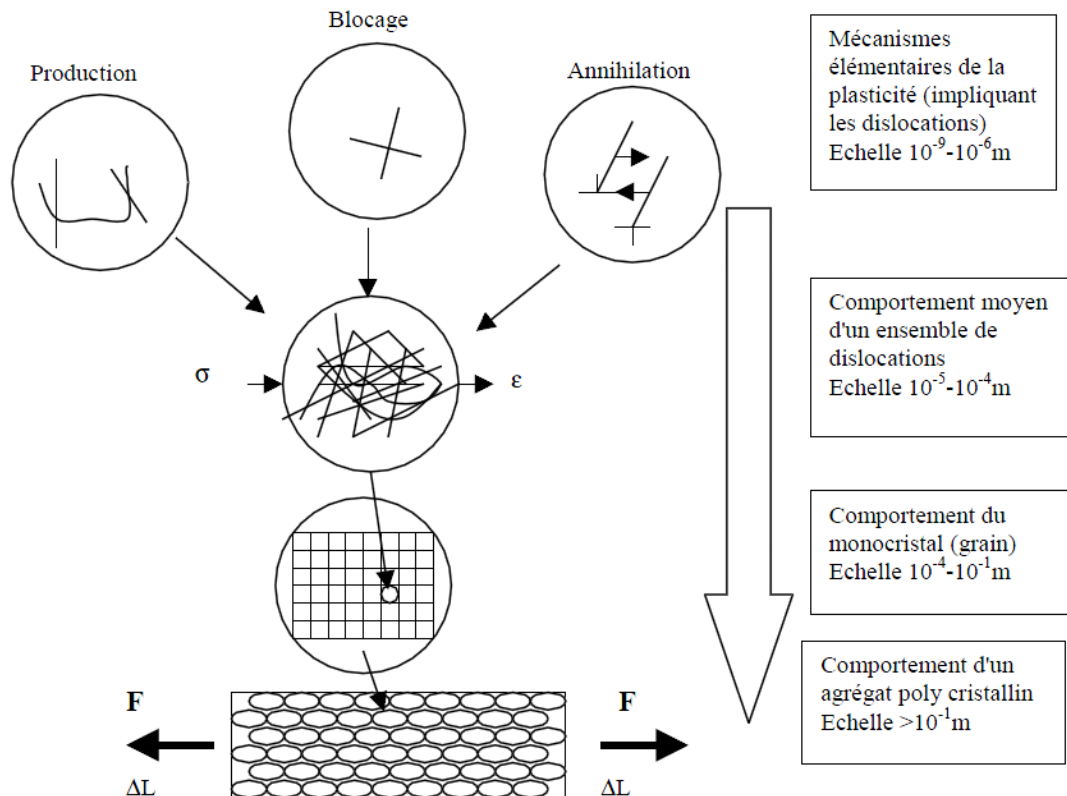


Figure 2.5.20. Les échelles d'intégration de la plasticité dans les matériaux métalliques, d'après [TAB2]

Dans la littérature, nous avons identifié peu d'études numériques de l'expansion utilisant les métaux durs ; six en tout [RUF1] [ZHA2] [ARM1] [MAX2] [LIU1] et [YAN1]. Les études du comportement à l'expansion dans le plan (2D, [ZHA2] et [ARM1]), nous ont appris l'importance du niveau d'expansion, exprimé soit en taux soit en contrainte appliquée radialement sur l'étendue des champs compressifs circonférentiels et radiaux. Les taux d'expansion considérés dans l'étude de Armen et al étaient par ailleurs très élevés et atteignaient jusqu'à 8% (Figure 2.5.21, [ARM1]). Les auteurs observent un agrandissement de la zone affectée par les contraintes résiduelles. L'intensité de la contrainte compressive est elle aussi améliorée. Nous constatons que l'agrandissement de la portion compressive va de pair avec l'augmentation importante des contraintes de traction localisées au loin du trou.

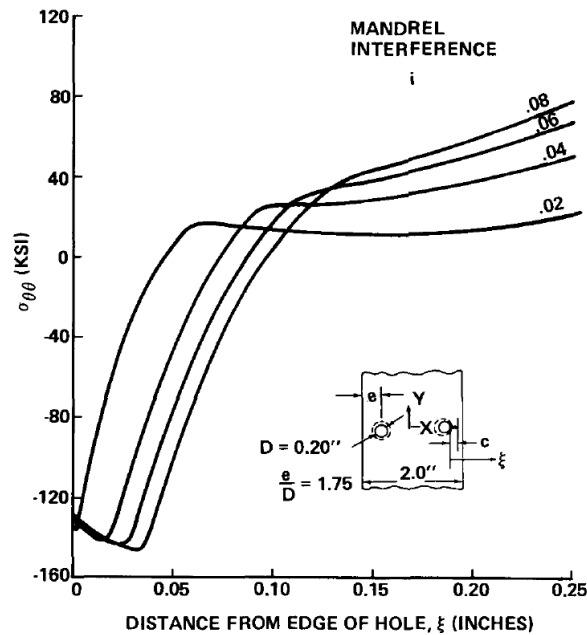


Figure 2.5.21. Tracé des contraintes circonférentielles en bord d'alésage en titane en fonction du taux d'expansion appliqué, d'après [ARM1].

Dans toutes les méthodes éléments finis prenant compte l'évolution de la contrainte dans l'épaisseur (2D axisymétriques et 3D), nous avons constaté que la face d'entrée du mandrin présente des intensités de contraintes bien moindres que la face de sortie. Selon les simulations de Yuan et al, l'intensité de la contrainte minimale, le « pic compressif » est diminuée de -65% environ (Figure 2.5.22, [YUA1]). Ce résultat nous indique que les alliages de titane semblent encore plus sensibles à l'effet de déplacement du mandrin et qu'ils peuvent présenter des hétérogénéités plus importantes dans les sections expansées. Comme indiqué auparavant, il apparaît alors très intéressant d'être capable de simuler le réalésage de la pièce et de prédire la redistribution de ces contraintes compressives hétérogènes.

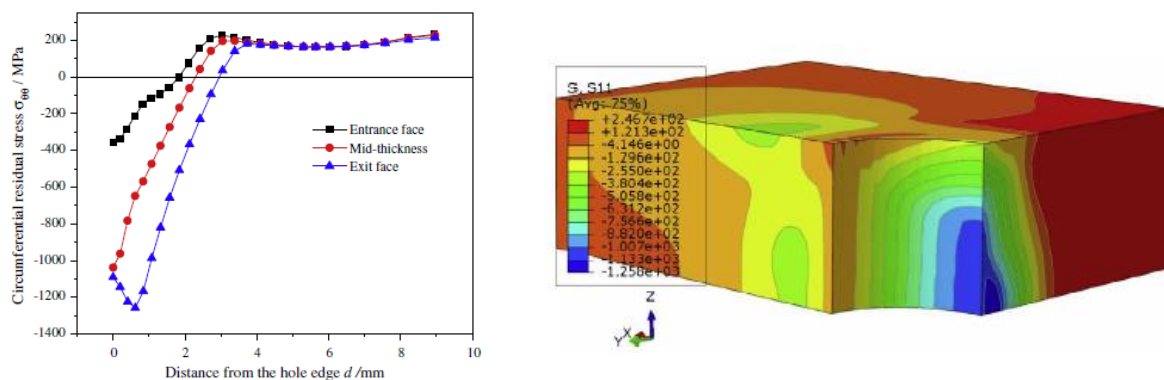


Figure 2.5.22. Evolution de la contrainte circonférentielle après expansion le long de la largeur de l'éprouvette et la profondeur de la section considérée (Ti-6Al-4V), proposée par [YUA1].

Dans leurs travaux, Liu et al (Figure 2.5.23, [LIU2]) cherchent à explorer l'effet de la distance entre le l'alésage et le bord libre sur les champs de contraintes dans les sections expansées (alésage de diamètre 6 mm et pour un taux de 4%). Les auteurs obtiennent, via des modèles prédictifs de durée de vie, des bénéfices en fatigue moindres lorsque la distance au bord diminue de 2 à 1,2. Finalement, l'effet du frottement, est traité par Yuan et al [YUA1].

Pour la deuxième paire de contact (entre la bague fendue et la pièce), les auteurs utilisent un coefficient de frottement maximal de 0,15 et ils le diminuent jusqu'à le rendre négligeable. Ils observent alors seulement un impact en entrée de mandrin, tel qu'énoncé précédemment. Cependant, l'effet est inverse dans le Ti-6Al-4V selon les conditions testées et l'utilisation d'un frottement plus faible implique une diminution encore plus significative de la contrainte circonférentielle.

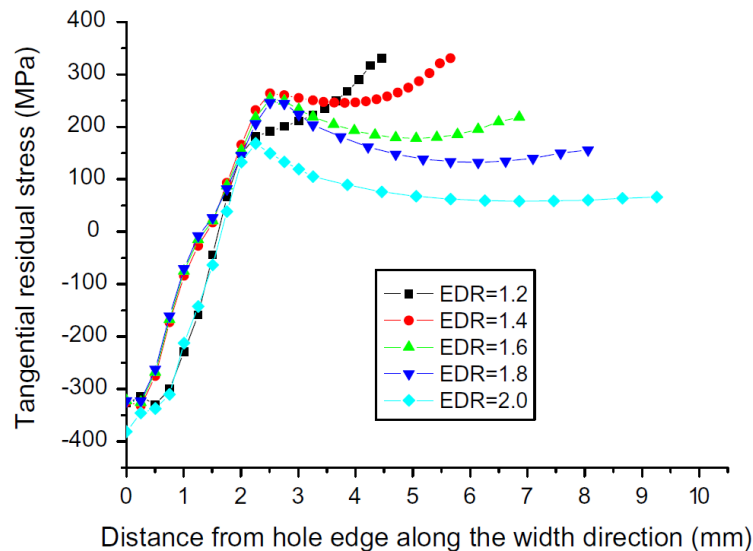


Figure 2.5.23. Effet de la distance au bord sur la contrainte circonférentielle en face d'entrée de mandrin, d'après [LIU2].

2.5.4 Recherche d'une optimisation du procédé d'expansion

Au cours de cette section 2.5, nous avons noté certaines limites du procédé d'expansion « à bague fendue ». Afin de compléter cette revue de la littérature, nous avons recherché certaines méthodes d'optimisation du procédé. Plusieurs solutions technologiques ont alors été identifiées. Nous nous sommes concentrées sur celles qui permettent de réaliser une expansion plus uniforme de long de l'épaisseur de l'alésage. Une des méthodes les plus simples à première vue est l'application de deux expansions successives réalisées dans l'alésage, selon une direction de déplacement du mandrin opposée et dans le but d'augmenter le taux d'expansion radial dans les zones « vulnérables ». Cette méthode a déjà été développée dans la littérature, par exemple par Bernard et al [BER1] ou par Basavaraj et al [BAS1].

Il est intéressant de noter que des efforts ont été réalisés afin de développer des procédés d'expansion alternatifs limitant ces phénomènes. Ces procédés génèrent généralement une augmentation progressive et uniforme du diamètre de l'outillage le long de l'épaisseur de l'alésage. Les efforts axiaux subis par la surface sont alors quasi-nuls. Nous notons ainsi, dans les travaux de Chakherlou et al, le développement d'un procédé utilisant une bague d'expansion conique garantissant une excellente répartition des champs compressifs résiduels [CHA2]. Un brevet déposé en 1993 par la société Grumman utilise d'un autre côté un outillage à mémoire de forme afin de réaliser l'expansion [KEN1]. Pour lutter contre les cisaillements importants dans la zone de la fente de la bague, Barlat et al [BAR1] ont, eux, proposé une modification de la coupe de la bague. Nous avons finalement identifié un procédé original de travail à froid des alésages, qui permet de générer des champs

compressifs résiduels via deux indenteurs opérant directement sur la surface du matériau [EAS1]. La zone circulaire indentée est ainsi par la suite percée et prête à remplir ses fonctions. Ce procédé a la particularité de générer des champs compressifs très homogènes le long de l'épaisseur de l'alésage permettant d'obtenir de très bons résultats en fatigue. Cependant, la mise en œuvre de ce procédé reste plus complexe et impose plus de limites du point de vue des outillages. Ainsi, les indentations doivent être réalisées en amont sur pièce non assemblée. Nous pouvons finalement noter que ce procédé a montré de très bons résultats sur des éprouvettes trouées libres en Ti-6Al-4V et acier 4340, où les gains obtenus sont très importants [STR1].

2.6 BILAN DE L'ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

La revue de littérature proposée dans ce chapitre a pour objectif de rechercher des études aidant à répondre à notre problématique. Plus précisément, nous avons cherché à obtenir des informations concernant l'adaptation des procédés d'expansion pour améliorer la performance en fatigue des composants en métaux durs. D'un autre côté, elle a aidé à définir le cadre théorique et technique de l'étude. Pour cela, nous avons investigué des travaux et des méthodologies dédiées à l'études des alésages expansés en vue de proposer des approches permettant de juger de la compatibilité du procédé avec les métaux durs. La première étape traite de la phénoménologie générale de la rupture des composants métalliques. Nous avons ainsi pu dégager des informations concernant l'endommagement en fatigue généralement observé en présence d'alésage et comment l'environnement de chargement de ce dernier est susceptible de générer des modes de ruines très variés. La rupture en section nette avec initiation en bord de trou est privilégiée dans le cas de chargement transitant. Des modes bien moins prévisibles peuvent intervenir dans le cas d'assemblages boulonnés. Cette première partie a identifié les méthodologies permettant de quantifier et de comparer la performance en fatigue d'un système testé. Au vu du domaine d'étude traité, le domaine aéronautique, la détermination et la comparaison des courbes de Wöhler obtenues lors d'essais de fatigue apparaît comme une bonne manière de juger de l'impact des procédés d'expansion à froid.

Une seconde étape vise à expliquer le principe d'action de l'expansion à froid en vue de lutter contre les phénomènes de fatigue. Les principales familles de procédés usuels ont été présentées. Le procédé à bague fendue est apparu comme le plus prometteur dans notre étude et s'avère être un procédé adapté pour démarrer les expérimentations sur de nouveaux métaux. En effet, de par la présence de la bague fendue, les efforts à fournir sur les outillages sont réduits. Ces derniers sont plus à même de soutenir l'augmentation importante des chargements nécessaires pour expanser des métaux durs. En outre, ce procédé est particulièrement bien maîtrisé industriellement et est le fruit de 40 années de développements et d'optimisations.

Dans un troisième temps, nous avons cherché à comprendre l'impact possible de l'expansion sur les métaux durs. Tout d'abord, nous avons défini certains paramètres et caractéristiques des métaux durs qui pourraient s'avérer influents sur leur réponse à ce type de traitement. Nous avons souligné les différences importantes qui existent en termes de caractéristiques mécaniques et de comportement à l'érouissage. Nous avons conclu que des précautions sont à prendre vis-à-vis des usinages à réaliser, que des couplages entre les opérations sont à prévoir mais aussi que des risques de relaxation peuvent être envisagés à partir de

températures seuils (variant fortement en fonction des alliages). Par la suite, nous avons détaillé les principaux résultats disponibles dans la littérature traitant de l'impact sur la performance en fatigue de l'expansion sur les alésages métaux durs. Nous nous sommes rendu compte que peu d'études étaient disponibles sur la thématique. Qu'elles soient récentes ou anciennes, elles traitent de l'extension du procédé aux alliages de titane et d'acier en utilisant les outillages et méthodologies développées sur les alliages d'aluminiums. Nous ne retrouvons pas de travaux visant à développer des procédés spécifiques pour les métaux durs. Notamment l'aspect de la réponse au taux d'expansion n'est pas réellement traité. Les résultats quantitatifs sont généralement obtenus sur des cas et configurations isolées, souvent difficiles à analyser pour le lecteur. Les informations manquent sur les procédés expérimentaux employés et les procédés d'usinage utilisés. Même si peu de résultats sont disponibles, des bénéfiques en fatigue sont observés via l'utilisation de l'expansion sur des éprouvettes élémentaires type « trou-libre » et « trous habités », en acier et en titane.

La dernière partie s'est attardée à l'analyse des différentes méthodes proposées dans la littérature, afin de comprendre et caractériser l'impact du procédé d'expansion sur les alliages métalliques. Du point de vue de la réponse dimensionnelle, nous avons observé des zones de déformations typiques des alésages expansés. Nous avons souligné la pertinence des travaux de Phillips [PHI1] et de Mann et al [MAN1], qui ont identifié la déformation de type « volcan » dans des trous isolés mais aussi au sein d'empilages. Par la suite, nous avons analysé les méthodologies employées dans la littérature en vue de caractériser les champs de contraintes résiduels en bord d'alésage d'expansé. Les travaux revus traitent de procédés destructifs, semi-destructifs et non destructifs. Nous avons pu apprécier la diversité des méthodes employées et le type de résultats qu'elles fournissent. Malheureusement, les gradients de contraintes en bord de trou sont difficilement captés et il convient de pousser la réflexion sur le développement d'une méthode efficace pour l'analyse des bords de trous expansés. Afin d'apporter de la compréhension sur les phénomènes mis en jeu, les simulations élément finis apparaissent comme d'excellents outils. Dans notre revue de littérature, nous avons analysé les méthodes employées, afin de modéliser le procédé à bague fendue (pour tout matériau) et nous avons étudié les résultats de certaines simulations réalisées au sein des métaux durs. Concernant la stratégie de simulation du procédé à bague fendue, nous avons pu confirmer qu'il existe un réel intérêt aujourd'hui à développer un modèle rapide permettant de simuler des conditions opératoires diverses au sein des alliages durs. Ce modèle doit permettre de représenter les phénomènes complexes triaxiaux intervenant lors de l'utilisation des procédés à bagues, exacerbés au sein des métaux durs. Notamment, nous avons identifié que l'aspect écrouissable de la bague est ignoré dans les modèles, même traitant de l'expansion du titane. Le réalésage est, lui aussi, généralement négligé dans les simulations. Nous avons noté, via des résultats de simulations simplifiées de l'expansion, que l'application de taux d'expansion élevés était susceptible de repousser les champs élastoplastiques en bord de trou. Les résultats de simulation disponibles dans la littérature ont démontré la très forte hétérogénéité de la contrainte résiduelle dans l'épaisseur de l'alésage. La contrainte circonférentielle apparaît alors beaucoup moins compressive en face d'entrée de mandrin qu'en sortie. Ce phénomène est a priori amplifié lors de l'expansion d'un alliage de titane qui combine des hautes limites élastiques et des modules d'Young modérés. Il semble intéressant de penser à des méthodologies d'optimisation du procédé en amont.

CHAPITRE 3

ETUDE NUMERIQUE DU PROCEDE DE LA BAGUE FENDUE DANS LES ALESAGES EN METAUX DURS

Ce chapitre a pour objectif de caractériser le procédé d'expansion à froid au sein de métaux durs à l'aide d'outils numériques. Une famille de modèles axisymétriques faisant appel aux éléments finis a été établie afin de simuler le procédé dans des alésages isolés et au sein d'empilages. Une des finalités est l'obtention de cartographies des champs résiduels générés.

Plan du chapitre

3.1	Introduction à l'étude numérique	68
3.2	Définition du modèle axisymétrique d'expansion à froid	69
3.2.1	<i>Justification de la modélisation axisymétrique</i>	69
3.2.2	<i>Modélisation axisymétrique : généralités</i>	69
3.2.3	<i>Modélisation axisymétrique du procédé à « bague fendue »</i>	70
3.3	Simulation de l'expansion à froid à bague fendue au sein d'un alésage en Ti-6Al-4V	82
3.3.1	<i>Simulation de référence</i>	82
3.3.2	<i>Expansion à froid d'un alésage en Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$)</i>	82
3.3.3	<i>Impact du taux d'expansion</i>	89
3.3.4	<i>Influence de la loi d'écrouissage sur les contraintes circonférentielles</i>	93
3.3.5	<i>Impact de l'épaisseur du trou</i>	94
3.3.6	<i>Conséquence de la double expansion</i>	97
3.4	Simulation du procédé d'expansion à froid au sein des métaux durs aéronautiques	100
3.4.1	<i>Détails des simulations</i>	100
3.4.2	<i>Analyse des champs circonférentiels générés post expansion</i>	101
3.4.3	<i>Influence du matériau sur les déformations des pièces</i>	105
3.5	Simulation de l'expansion à froid d'alésages empilés	106
3.5.1	<i>Généralités</i>	106
3.5.2	<i>Etude de l'expansion au sein d'un assemblage rigide</i>	107
3.5.3	<i>Etude de l'expansion dans un assemblage précontraint</i>	109
3.6	Conclusion de l'étude numérique	112

3.1 INTRODUCTION A L'ETUDE NUMERIQUE

La méthodologie générale employée dans ces travaux de thèse s'appuie sur des travaux numériques et expérimentaux afin d'étudier la réponse des métaux durs à l'expansion à froid. Ce troisième chapitre traite des simulations effectuées en vue de caractériser le procédé d'expansion à froid dans les métaux durs.

Lors de la revue de la littérature, nous avons rencontré de nombreux travaux numériques qui traitent de l'expansion à froid des alésages métalliques. Cependant, peu d'entre eux se sont intéressés à l'application du procédé sur les métaux durs. L'analyse des méthodes et des résultats obtenus a permis de définir la nature de notre contribution pour la simulation de l'expansion de type « bague fendue » au sein des métaux durs. Certaines études numériques réalisées sur ces matériaux ont été présentées au chapitre 2.3.2.2. Elles ont révélé une forte hétérogénéité des contraintes dans l'épaisseur des alésages en titane après expansion à froid, plus importante qu'au sein des alliages d'aluminium en termes d'intensités de contraintes. Par ailleurs, une étude nous a permis d'apprécier l'impact de hauts taux d'expansion sur les contraintes planes générées dans un alliage de titane (jusqu'à 8%). Afin de fiabiliser les cartographies de contraintes que nous souhaitons obtenir, nous avons déduit la nécessité d'établir des modèles reproduisant fidèlement les conditions imposées par le procédé. L'observation des différentes familles de procédés usuels d'expansion (2.3.2.) a permis de justifier l'usage du procédé dit « de la bague fendue » pour notre étude. Nous avons tout d'abord observé que les modélisations 3D et 2D axisymétriques sont les seules susceptibles d'inclure la cinématique axiale des outillages. Par ailleurs, nous avons noté l'importance de la simulation du réalésage du trou après expansion ainsi que du frottement présent à l'interface de la bague et de l'alésage à élargir en vue d'obtenir une distribution correcte des contraintes « finales ».

Cette étude numérique a pour objectif d'apporter de la compréhension sur la phénoménologie d'établissement des champs résiduels lors de l'expansion des métaux durs. Nous souhaitons particulièrement quantifier les contraintes et les déformations résiduelles régnant dans les sections expansées, avant et après le réalésage final. De plus, nous allons utiliser nos modèles afin d'étudier diverses méthodologies d'application du procédé. Nous étudierons notamment l'expansion multiple et la simulation de l'expansion réalisée au niveau d'un assemblage mécanique composé d'un empilement de pièces. Au vu de son utilisation largement répandue au sein des pièces aéronautiques, nous nous appliquons à présenter dans ce chapitre principalement les résultats de simulations obtenus sur le Ti-6Al-4V dans son état recuit (microstructure de type $\alpha\beta$). Dans le cas de l'expansion d'un alésage « simple », les résultats sont comparés à des simulations réalisées sur le Ti-6Al-4V dans l'état recuit β (microstructure à gros grains) ainsi que sur d'autres métaux durs. Nous observons, par exemple, les réponses de deux aciers martensitiques (15-5PH et Marval X12¹) encore très présents dans les appareils en service. Des alliages plus atypiques mais néanmoins très employés dans ces structures seront aussi considérés, tels que le superalliage Inconel 718² ou le T40³, un alliage de titane à résistance mécanique moindre qui est susceptible d'être

¹ X5CrNiCu15-5 (15-5PH / X1CrNiMoAlTi12-9 (Marval X12).

² Ni53Fe19Cr19NbTi, mis en solution et recuit (STA).

³ Titane Grade 2 (commerciallement pur).

expansée au sein des empilements métaux durs. Finalement, nous évaluons la réponse d'un alliage souvent sujet à l'expansion à froid, l'aluminium 2024⁴, afin de mettre en évidence les différences de comportement entre ces différents métaux.

3.2 DEFINITION DU MODELE AXISYMETRIQUE D'EXPANSION A FROID

3.2.1 Justification de la modélisation axisymétrique

Dans cette section, nous allons présenter la stratégie de modélisation choisie afin de simuler le procédé d'expansion à froid. Dans un premier temps, listons l'ensemble des phénomènes que nous souhaitons prendre en compte dans les simulations. Les géométries, les environnements de chargement et les conditions aux limites simulées doivent être précisément sélectionnées pour chaque étape du procédé d'expansion. Voici ci-dessous les conditions choisies, apparaissant comme cahier des charges pour notre modèle.

- Modélisation de la dimension axiale du procédé
- Modélisation des différents éléments
- Modélisation des contacts entre les pièces
- Modélisation de l'étape de réalésage
- Modélisation de la déformabilité et de la plasticité des outillages
- Prise en compte de la cinématique représentative du procédé
- Prise en compte de modèles matériaux divers
- Simulation de taux d'expansion élevés

Le choix de ces conditions implique un modèle dont la taille peut être importante en termes d'éléments et qui peut être coûteux en ressource de calcul. Pour ce modèle de caractérisation, une stratégie axisymétrique paraît plus adaptée qu'une modélisation en trois dimensions. Ce choix permet alors la diminution considérable du nombre d'éléments, au détriment de la non-considération de la zone de la fente. Dans notre étude, cette zone de la fente n'est pas prioritaire pour la compréhension des phénomènes opérant en section et qui régissent la tenue en fatigue. Par ailleurs, il apparaît intéressant de traiter cette problématique expérimentalement. En effet, l'analyse des défauts observés sur pièce réelles est garante du risque concret de fissuration lors de l'expansion. Ce risque peut être traité numériquement mais il imposerait le choix d'un critère de rupture adapté aux métaux durs et à leurs microstructures très diverses. Une stratégie inverse d'identification du critère via les futures observations expérimentales s'avère être une thématique d'étude très intéressante pour la suite des travaux.

3.2.2 Modélisation axisymétrique : généralités

Dans la modélisation à deux dimensions que nous avons choisie, les propriétés associées aux éléments, qu'elles soient isotropes ou orthotropes, sont considérées de révolution axisymétrique. De même, les chargements et les champs de déplacements subis par ces éléments sont compatibles avec une hypothèse de comportement axisymétrique. Afin de modéliser la pièce ou bien l'outillage considéré, la première étape consiste à définir la géométrie de sa section axisymétrique représentative. Lors de l'expansion « à bague fendue », l'absence de torsion des pièces nous incite à privilégier une étude

⁴ AlCu4Mg1, traitement T351.

2D axisymétrique. Par conséquent, les éléments de discrétisation présentent exclusivement des déplacements définis dans le plan (r, z) . Si les propriétés associées aux éléments s'expriment dans les trois directions principales \vec{r} , $\vec{\theta}$ et \vec{z} , les seules contraintes associées non nulles sont les composantes :

- σ_{rr} contrainte radiale
- σ_{zz} contrainte axiale
- $\sigma_{\theta\theta}$ contrainte circonférentielle (ou orthoradiale)
- σ_{rz} cisaillement dans la section, pour tout angle θ

Nous observons que pour un angle $\theta = 0$, la section d'étude, représentée en Figure 3.2.1 correspond au plan cartésien de dimension 2. De même, l'état de déformation dans le plan (r, z) définit alors l'intégralité de l'état de contrainte dans toutes les sections du corps de révolution ($0 \leq \theta \leq 2\pi$).

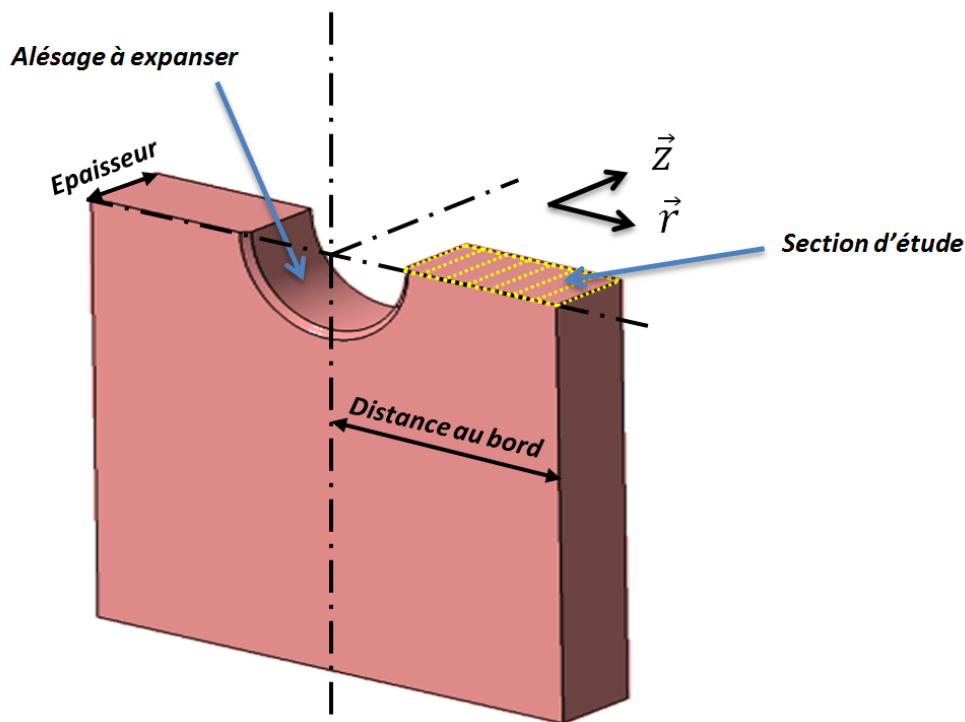


Figure 3.2.1. Représentation de la section axisymétrique étudiée.

3.2.3 Modélisation axisymétrique du procédé à « bague fendue »

3.2.3.1 Modélisation des différents éléments du procédé

Afin de modéliser le procédé d'expansion à froid, les différentes pièces de l'outillage complet doivent être représentées. Dans un procédé « à bague fendue » (Figure 3.2.2), les différents éléments qui interviennent sont le mandrin conique, la bague, la mâchoire et le vérin de traction. Ces différents éléments seront présentés plus précisément dans le chapitre expérimental. Pour les dimensions et les formes des outillages, nous nous sommes inspirés d'outillages industriels.

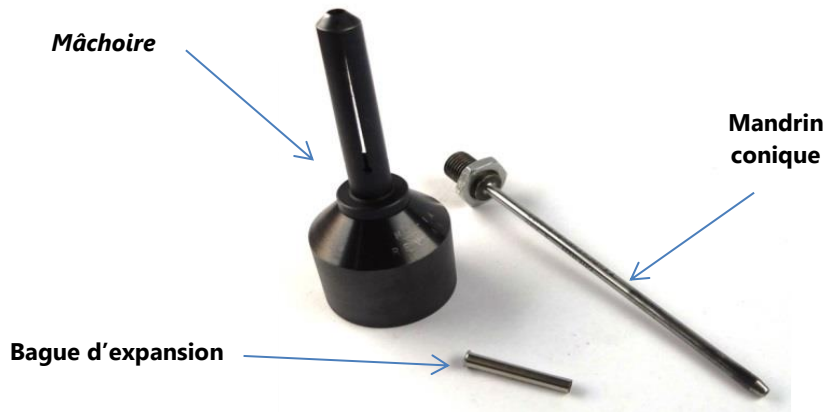


Figure 3.2.2. Outillages industriels d'expansion à froid "à bague fendue".

Les modèles numériques représentant les différentes configurations géométriques sont construits avec le code commercial Abaqus 6.12 à partir de l'environnement CAE (Figure 3.2.3). L'alésage à élargir est modélisé par un disque épais, ramené à une section rectangulaire axisymétrique. L'angle θ de la section présente alors un angle de $\pm 90^\circ$ par rapport à la zone de la fente de la bague, définie dans le chapitre 2 (2.3.2). Les arêtes de l'alésage sont « cassées » par un faible chanfrein ($0,025 \text{ mm} \times 45^\circ$), représentatif d'un ébavurage réalisé sur un composant industriel. Il limite fortement les singularités géométriques critiques tant du point de vue expérimental (risque de bavure) que numérique (contacts). Le positionnement des pièces est ensuite effectué afin de réaliser l'assemblage et de préparer l'expansion (Figure 3.2.4). Le jeu axial initial entre les pièces est non nul (entre 0,05 et 0,1 mm).

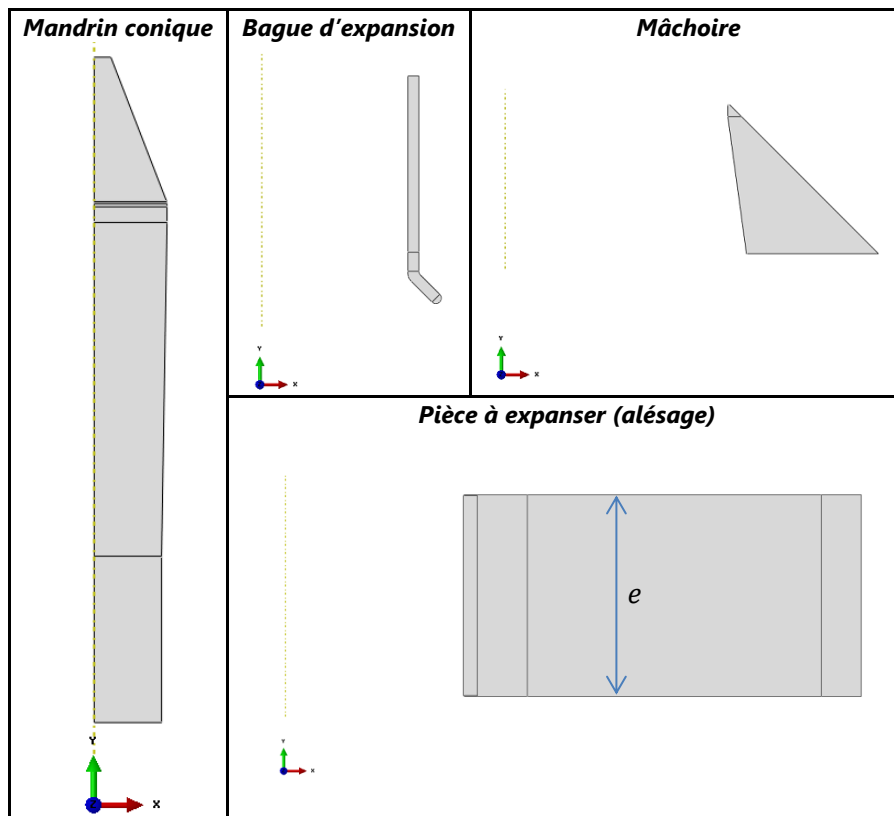


Figure 3.2.3. Sections axisymétriques des outillages d'expansion.

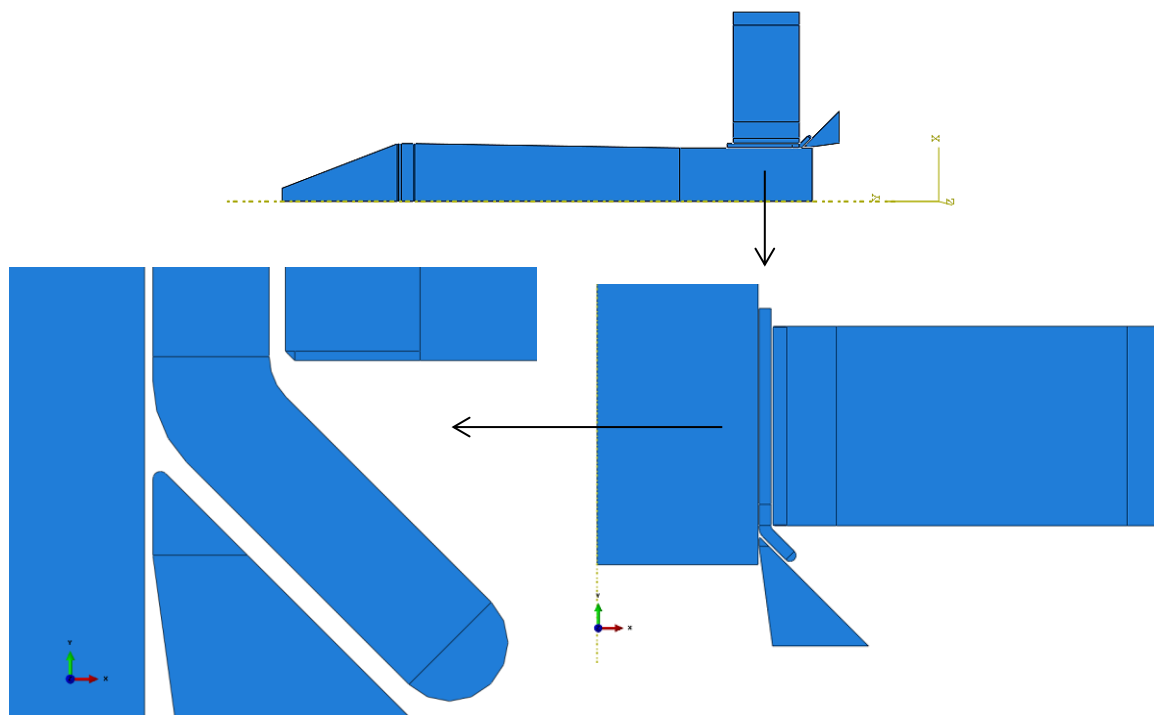


Figure 3.2.4. Assemblage des composants en vue d'effectuer l'expansion à froid.

3.2.3.2 Modélisation des contacts entre les pièces

Tel que défini en chapitre 2.5.3.1, il existe deux paires de contacts majeures à considérer pour la simulation du procédé « à bague fendue ». De plus, du fait de la présence de la mâchoire, il existe deux paires de contact supplémentaires (Figure 3.2.5).

La première zone majeure correspond au contact entre le mandrin et la bague. Tel qu'indiqué dans la bibliographie, le coefficient de frottement pourrait être négligé du fait des matériaux en contact (Acier-Acier) et de la lubrification sèche ou humide employée lors du déplacement du mandrin. Un coefficient de frottement non nul (0,01) a toutefois été sélectionné dans ces zones afin de faciliter la bonne mise en place des éléments en translation les uns par rapport aux autres. Cette hypothèse concerne toutes les zones de contact entre le mandrin, la bague et la mâchoire. La seconde zone majeure correspond au contact entre la pièce et la bague. L'influence du coefficient de frottement est notée dans la littérature. La friction à cette interface est en effet susceptible d'impacter l'intensité des contraintes résiduelles générées dans les sections où le mandrin entre dans la pièce. Cependant, des résultats assez contradictoires ont été observés quant à son influence. Pour nos simulations, le coefficient de frottement employé dans cette zone est de 0,1. Il est identique en statique et lors du glissement entre les pièces. La valeur de 0,1 est couramment observée lors d'essais expérimentaux de contact entre des surfaces en titane et en acier lubrifiées.

La méthode de discrétisation « surface-to-surface » a été employée pour limiter la pénétration entre les surfaces en contact. Pour gérer le contact entre les nœuds et les surfaces, nous avons choisi la méthode de pénalisation. L'incrément de temps maximal est inférieur au jeu initial entre les pièces, afin de garantir la bonne mise en contact des pièces.

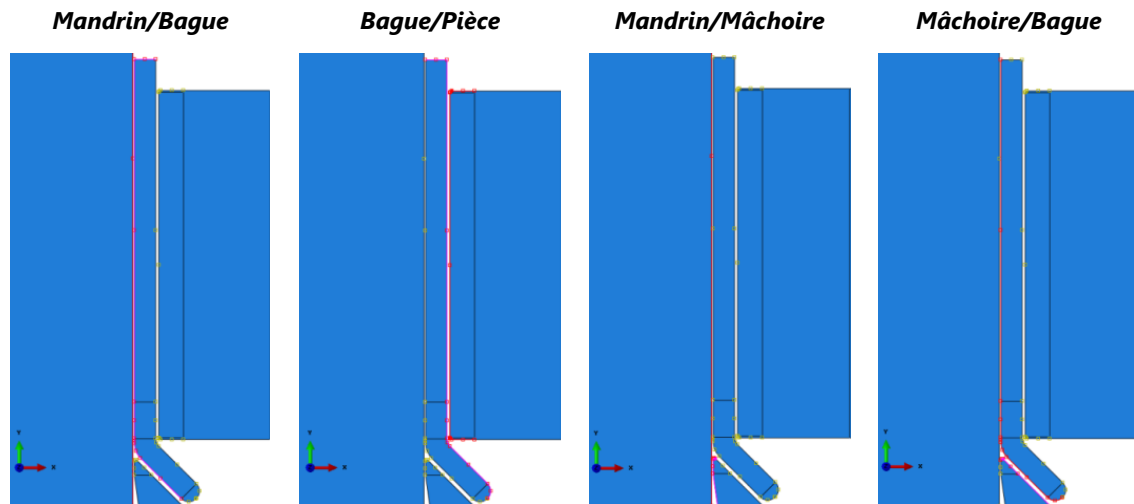


Figure 3.2.5. Représentation des surfaces de contact.

Nous notons que l'absence de friction entre la bague et le mandrin est très importante dans ce modèle axisymétrique. Nous avons en effet constaté que l'utilisation d'un coefficient de frottement supérieur à 0,05 impliquait une traction excessive de la bague, non représentative des observations expérimentales (Figure 3.2.6). Les simulations indiquent un cisaillement important de la collerette de la bague, avec des taux de plasticité non observés en conditions réelles. Des ruptures peuvent être toutefois observées. Sur le procédé réel, la fente de la bague permet son ouverture lors de l'expansion. Nous en déduisons que ce phénomène est responsable d'une réduction de la contrainte circonférentielle lors de l'ouverture de la bague et donc des efforts axiaux appliqués à celle-ci. Dans notre modèle, le frottement nul à l'interface permet de modérer cette problématique dans la modélisation axisymétrique.

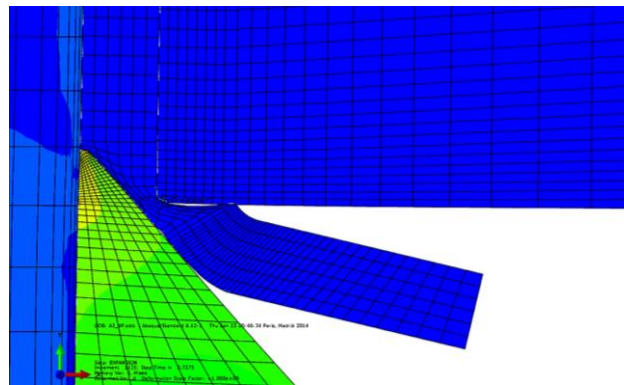


Figure 3.2.6. Conséquence de l'utilisation de frottement (0,1) à l'interface Mandrin/Bague.

3.2.3.3 Modélisation de la cinématique représentative du procédé

Le procédé d'expansion est caractérisé par une cinématique intéressante. La configuration et le mouvement des outillages permet l'accès à un seul côté de l'alésage. Cette cinématique étant asymétrique vis-à-vis du plan médian de l'alésage, elle génère des champs résiduels hétérogènes au sein de la pièce. Sur le procédé réel, l'expansion est réalisée par la traction du mandrin au travers de la bague et de l'alésage, par le biais d'un actionneur hydraulique. Cette traction est simulée par une condition de déplacement du mandrin. Afin d'assurer l'expansion totale de l'alésage, le déplacement du mandrin ($u_z = u_{exp}$) doit être supérieur à

la somme de l'épaisseur e de l'alésage (Figure 3.2.3) et de la déformation axiale du mandrin $\Delta L_{mandrin}$ au cours de la traversée. Les efforts radiaux générés lors de l'expansion s'équilibrent sur le périmètre de l'alésage. Aucune contrainte n'est appliquée radialement et l'équilibre des efforts est axisymétrique. Finalement, les chargements axiaux appliqués sur la bague sont repris par la mâchoire plaquée contre la collerette de cette dernière (Figure 3.2.7). Ce procédé a pour avantage de garantir le centrage des outillages vis-à-vis de l'alésage à traiter. D'autre part, la réaction des efforts d'expansion au niveau de la mâchoire permet à l'ensemble de l'outillage de se plaquer naturellement contre les faces extérieures. Ces qualités garantissent une certaine stabilité de l'ensemble « outillage et pièce », qui se doit d'être respecté dans la modélisation proposée. Afin d'être représentatif de la condition de chargement réelle, nous avons opté pour une stratégie originale en comparaison à celles observées dans la littérature. La réaction de ces efforts axiaux est assurée par le blocage du déplacement axial ($u_z = 0$) de la face externe de la mâchoire, agissant comme bâti. Cette seule condition de blocage permet la mise en place « naturelle » des différentes pièces les unes par rapport aux autres pendant l'expansion. Cet aspect doit être respecté car il est susceptible d'introduire des efforts axiaux importants sur les arêtes des alésages, pouvant impacter les déformations de type « volcan » identifiées au paragraphe 2.5.2.1, ainsi que les champs de contraintes résiduelles. Lors de l'entrée du mandrin, la pièce est alors repoussée contre la mâchoire. Sur le procédé réel, c'est l'outillage tenu à la main qui se plaque contre l'alésage. Les pièces traitées par expansion sont souvent bien plus massives ou bien sont fixées de manière rigide. Du point de vue des directions et points d'applications des efforts de réaction axiaux, ces deux configurations sont toutefois identiques.

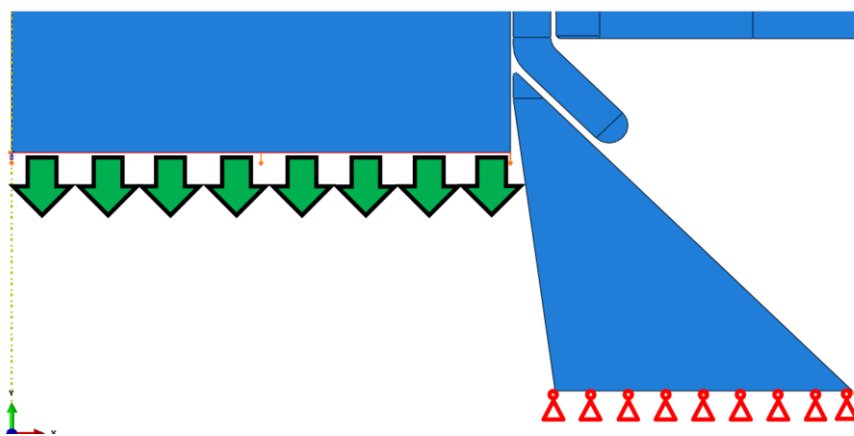


Figure 3.2.7. Conditions aux limites axiales utilisées lors de l'expansion.

A la fin de l'expansion, la bague intermédiaire est retirée de l'alésage expansé. Pour effectuer cette éjection, la pièce et le mandrin sont bloqués en translation axiale et le contact entre la bague et la pièce est désactivé. Un déplacement axial est alors appliqué à cette dernière. La Figure 3.2.8 présente la cinématique complète obtenue par la modélisation. L'étape 1 est l'étape initiale, correspondant à la mise en place des outillages dans l'alésage (Figure 3.2.8, 1). L'initiation de la traction permet la mise en contact des composants (Figure 3.2.8, 2). L'expansion à froid s'établit alors que le déplacement de l'outillage est imposé (Figure 3.2.8, 3-5). Le mandrin traverse ensuite l'alésage dans son intégralité et s'extrait, de même que la bague et la mâchoire (Figure 3.2.8, 6-7). Le réalésage final, tel que décrit en section 3.2.3.4, est finalement effectué sur la pièce (Figure 3.2.8, 8).

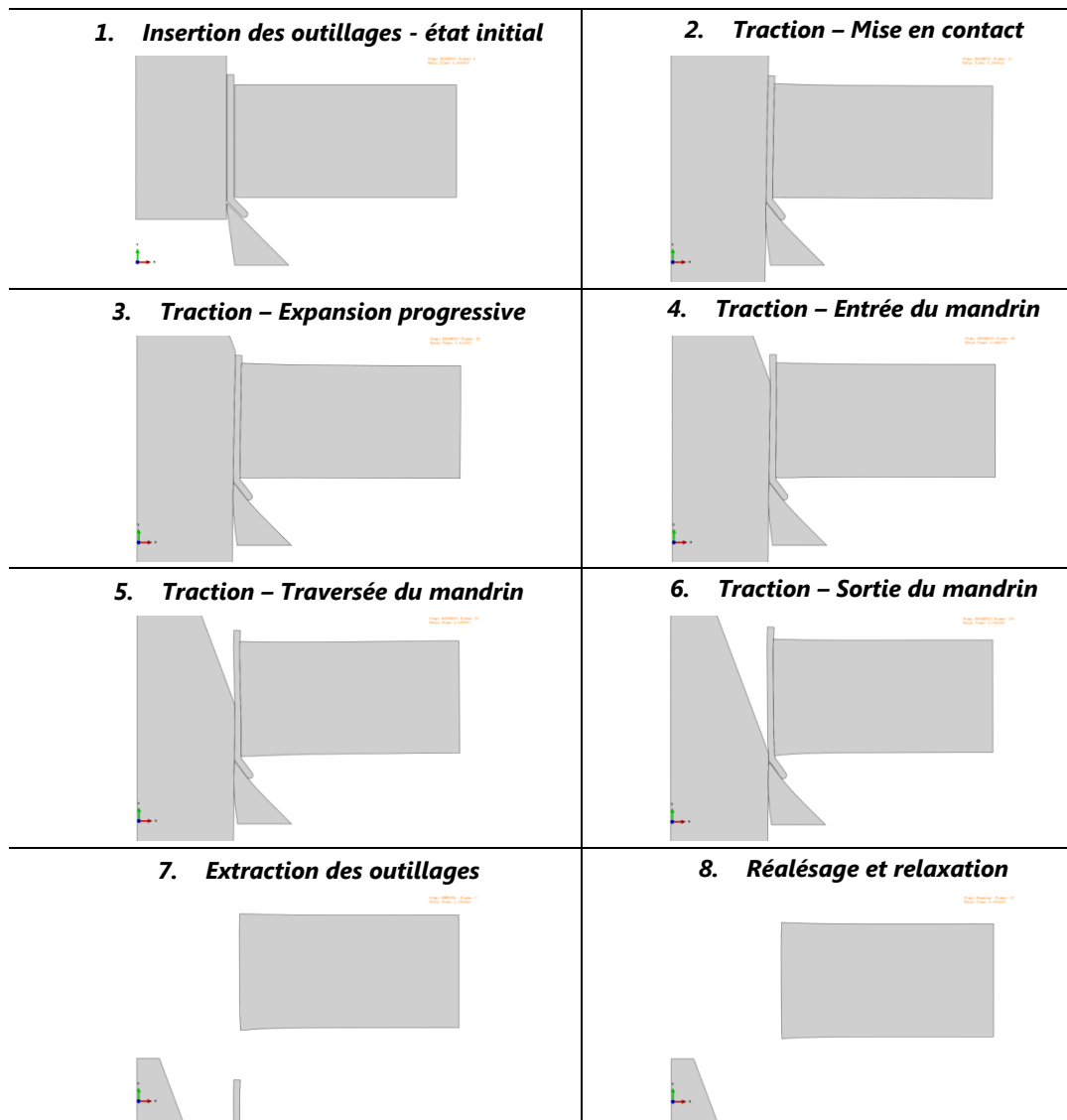


Figure 3.2.8. Simulation de la cinématique représentative du procédé d'expansion en tirant.

3.2.3.4 Modélisation du procédé de réalésage

Le réalésage du trou après expansion a pour objectif d'atteindre le diamètre final fonctionnel de l'alésage et de retirer certaines déformations résiduelles générées par le procédé. Comme noté au paragraphe 2.5.3.1, ce retrait de matière permet numériquement la redistribution dans la section des champs résiduels générés par l'expansion. Sur nos modèles, le réalésage est simulé par la désactivation d'une bande d'éléments (un disque en réalité), pré-calibrée géométriquement en bord de trou (Figure 3.2.9). La désactivation est suivie d'une étape de calcul visant à atteindre l'équilibre statique de la pièce amputée de la section réalésée (30 incréments de calcul). Cette stratégie présente deux limites principales. Tout d'abord, la géométrie du set d'éléments retirés est définie à partir du maillage initial de l'alésage. Ce même maillage présente des déformations permanentes après expansion qui persistent sur le trou final réalésé. Cette méthode ne permet pas l'obtention d'un alésage parfaitement « droit ». La déformation radiale « finale » après l'étape de réalésage reste toutefois très faible et permet de valider cette hypothèse d'une part. D'autre part, cette modélisation est très simplifiée compte tenu des phénomènes réels intervenant lors de l'usinage du trou et soulignés au paragraphe 2.4.1. Les champs résiduels insérés lors de

l'usinage ainsi que les phénomènes d'échauffements et de relaxations intervenants lors de la coupe ne sont pas considérés.

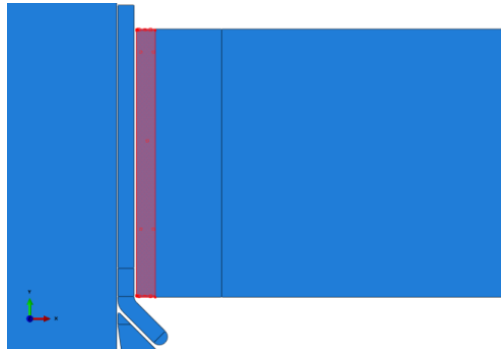


Figure 3.2.9. Représentation de la zone réalésée sur la pièce.

3.2.3.5 Modèles matériaux

Au cours du chapitre 2.4.1, nous avons appréhendé la diversité et la complexité des comportements plastiques des métaux durs. De plus, les essais de caractérisation qui permettent de définir les paramètres plastiques multiaxiaux sont très complexes. Nous avons observé dans la littérature que des lois simplifiées issues de courbes σ - ε en traction uniaxiale étaient couramment utilisées dans les simulations (paragraphe 2.5.3.2). La loi élastoplastique d'un matériau peut être définie comme la somme des comportements linéaires élastiques et des comportements plastiques. La loi élastique s'exprime classiquement selon la loi de Hooke généralisée. Dans notre cas d'étude, du fait du mode d'obtention et des conditions de réceptions des produits, les matériaux présentent des anisotropies de leurs modules élastiques relativement faibles (de l'ordre de 5%). Il semble raisonnable de considérer ces matériaux comme élastiques isotropes. La définition seule d'un module élastique et d'un coefficient de Poisson permettent la génération du tenseur des rigidités pour nos composants. Comme le soulignent Tabourot et al [TAB1], les incertitudes sur la définition de ces paramètres ont un impact significatif sur les résultats obtenus dans les simulations de procédés impliquant de forts taux de plasticité. Par ailleurs, la résolution par une méthode implicite ne nécessite pas de données de densité et les aspects thermiques sont négligés. Le module, tel que défini selon la relation de Hooke, est calculé à partir des relevés issus des caractérisations quasi-statiques et de données fournies par le « HandBook » MMPDS⁵, document de référence dans la qualification de matériaux aéronautiques. Les valeurs obtenues lors d'essais expérimentaux de traction quasi-statique, appelées aussi valeurs apparentes, correspondent à l'évolution des déformations et des efforts relevés par les instruments de mesure. Pour une longueur d'étude l_0 sur l'éprouvette, la déformation « nominale » ε_n est définie par la relation (3.2.3.1).

$$\varepsilon_n = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (3.2.3.1)$$

Où Δl est la variation de dimension de la zone d'étude de l'éprouvette selon la direction de chargement, fournie par les instruments de mesure. Sur la courbe conventionnelle de traction uniaxiale $\sigma_n = f(\varepsilon_n)$, σ_n est déduit de valeurs fournies par les cellules de charges et des aires nominales des sections testées. Le module E est alors identifié comme la pente du matériau

⁵ Metallic Materials Properties Development and Standardization.

dans le domaine élastique, où la contrainte est directement proportionnelle à la déformation imposée (3.2.3.2).

$$\varepsilon_{n,\text{élastique}} = \frac{\sigma_n}{E} \quad (3.2.3.2)$$

Dans notre étude, nous souhaitons observer et analyser la réponse de divers métaux durs représentatifs de matériaux employés sur les mâts réacteurs d'avion commerciaux. Le Tableau 3.2.1 présente les métaux sélectionnés pour l'étude numérique ainsi que certaines de leurs propriétés élastiques rencontrées dans la littérature. Tel qu'introduit au paragraphe 3.1, nous avons sélectionné trois alliages de titane, deux aciers et un superalliage de nickel. Un alliage d'aluminium est aussi présenté en vue de souligner les différences de comportements entre les différents matériaux. Ce choix est effectué afin de couvrir des applications où le potentiel économique est le plus important pour les avionneurs mais aussi en vue d'étudier des comportements divers. Avant même de traiter des limites élastiques et contraintes à rupture de ces alliages, nous pouvons premièrement apprécier la diversité de leurs modules élastiques. En vue de réduire les temps de calcul, des lois définissant seulement le comportement élastique des matériaux seront utilisées dans le modèle afin de modéliser les outillages ne présentant pas ou peu de déformation plastique, à savoir le mandrin et la mâchoire.

Alliage (base)	Titane			Acier		Nickel	Aluminium
	$\alpha\beta$ Ti-6Al-4V	β Ti-6Al-4V	T40	15-5PH H1025	MARVALX12	Inconel 718 STA	2024 T351
Limite élastique (MPa)	970	909	445	1096	1220	870	340
Limite à rupture (MPa)	1100	980	540	1210	1325	1158	550
Module D'Young (GPa)	125,8	130,3	107,3	194,5	187,8	189,5	71
Coefficient de Poisson	0.31	0.31	0.37	0.27	0.28	0.28	0.346

Tableau 3.2.1. Les métaux sélectionnés pour l'étude numérique et leurs paramètres élastiques.

Afin de représenter le domaine plastique et l'écroutissement du matériau, le solveur Abaqus propose de définir la limite élastique des matériaux ainsi que les lois d'évolutions ($\sigma - \varepsilon_{\text{plastique}}$). Dans le cas des grandes déformations soutenues par les métaux durs, il est important de prendre en compte la variation de géométrie des éprouvettes testées. Il convient d'utiliser la notion de courbe rationnelle faisant appel aux contraintes et déformations « vraies ». Le cumul des déformations élémentaires est représenté par la déformation « vraie » ε et est calculé selon l'équation (3.2.3.3).

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{l_0 + \Delta l}{l_0}\right) = \ln(1 + \varepsilon_n) \quad (3.2.3.3)$$

Afin de corriger la valeur de la contrainte, nous pouvons utiliser les contraintes vraies σ selon la relation (3.2.3.4).

$$\sigma = \frac{F}{S} = \sigma_n \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0}\right) = \sigma_n(1 + \varepsilon_n) \quad (3.2.3.4)$$

Abaqus utilise la valeur de déformation plastique « vraie » logarithmique afin de générer le comportement plastique. A partir des mesures expérimentales de la courbe conventionnelle,

nous pouvons extraire la déformation plastique de la déformation totale relevée par les instruments selon la relation (3.2.3.5).

$$\varepsilon_{plastique} = \varepsilon_{total} - \varepsilon_{élastique} \tag{3.2.3.5}$$

Selon (3.2.3.3) et (3.2.3.5), nous utilisons l'équation (3.2.3.6) afin d'extraire la loi plastique à intégrer dans le code éléments finis.

$$\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_n) - \frac{\sigma}{E} \tag{3.2.3.6}$$

Les matériaux sélectionnés dans le Tableau 3.2.1 sont caractérisés en traction uniaxiale (sens L-LT). Nous avons extrait les lois d'évolution ($\sigma - \varepsilon_{plastique}$) qui sont présentées en Figure 3.2.10. Les différences de comportements observés dans la famille des métaux durs sont très importantes. Nous notons des niveaux d'allongements généralement compris entre 10% et 15% pour les métaux durs. Nous pouvons observer la supériorité des aciers en termes de contraintes soutenues, qui présentent toutefois des allongements de striction importants. Nous notons aussi l'abaissement des propriétés quasi-statiques engendrées par le traitement thermique β de l'alliage Ti-6AL-4V.

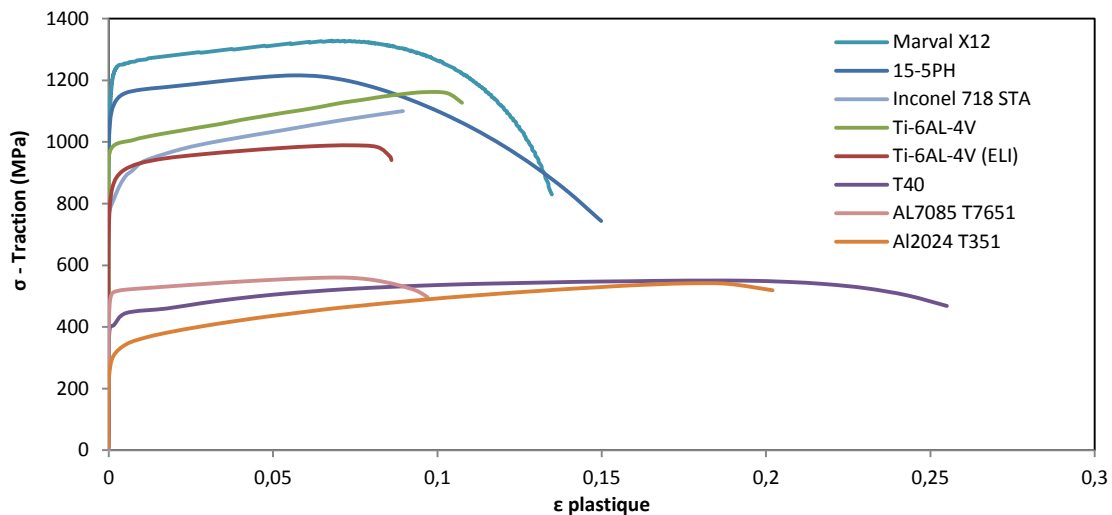


Figure 3.2.10. Courbes de référence en traction de matériaux aéronautiques.

Dans cette étude, nous souhaitons comparer divers métaux durs aéronautiques mais aussi plusieurs modèles matériaux pour l'alésage devant être expansé. L'objectif est de déterminer quelle formulation élastoplastique est la plus adaptée afin de simuler le comportement des métaux durs lors d'un chargement triaxial avec de hauts niveaux de plasticité. Nous allons particulièrement chercher à rendre compte de l'effet Bauschinger intervenant lors de l'écrouissage cyclique typique de l'expansion ou bien de l'asymétrie traction-compression des propriétés du Ti-6Al-4V. Ces lois matériaux vont être comparées à des lois élastoplastiques plus classiques de type isotrope.

Intéressons-nous tout d'abord aux lois d'écrouissages isotropes et cinématiques. Dans ces deux modèles matériaux, l'expression de l'énergie élastique de Von Mises est utilisée comme critère de plasticité. La loi matériau considérée dans un premier temps est la loi élastoplastique isotrope multilinéaire. La discrétisation multilinéaire est définie jusqu'à une valeur de déformation donnée. Au-delà de cette valeur, l'écrouissage ne se poursuit pas et la

contrainte marque un plateau (comportement plastique pur). De plus, dans le cas d'une contrainte alternée, si le seuil de saturation de l'écroutissage est déjà atteint, le plateau de contrainte engendrant une plasticité pure est maintenu. Pour ce modèle matériau, nous retrouvons une dilatation isotrope du domaine plastique et la limite élastique est identique dans toutes les directions de sollicitation. Pour des niveaux de plasticité faibles, l'écroutissage se poursuit lorsque la contrainte change de signe, jusqu'à atteindre la valeur seuil.

Alors que la loi isotrope multilinéaire inclut la dilatation du domaine seuil de plasticité de manière isotrope, le modèle d'écroutissage cinématique linéaire inclut la translation de ce domaine, simulant l'anisotropie des limites élastiques. La loi linéaire employée dans Abaqus nécessite seulement la définition de la limite élastique du matériau et de la pente linéaire relative à l'écroutissage ($\frac{d\sigma}{d\varepsilon_{plastique}}$). Dans ce modèle, l'écroutissage ne présente pas de valeur de saturation et il se poursuit lorsque la déformation plastique augmente. Un modèle matériau permet de combiner les avantages des deux modèles, à savoir : la discrétisation fine multilinéaire de la transition plastique de la loi isotrope ainsi que la translation des domaines de plasticité de la loi cinématique. Ce modèle matériau combiné isotrope/cinématique ne sera toutefois pas considéré du fait du manque de paramètres de calibration de la loi (identification des paramètres plastiques cinématiques).

Finalement, la loi asymétrique en traction-compression considérée est basée sur celle dédiée initialement à la simulation du comportement des fontes grises. Elle permet la considération de deux lois d'écroutissage distinctes, dépendantes du signe de la contrainte subie au sein de l'élément. L'objectif étant de pouvoir attester des meilleures propriétés en compression de l'alliage Ti-6AL-4V, tel que présenté Figure 3.2.11. Cette loi ne tient pas compte de la translation des seuils plastiques.

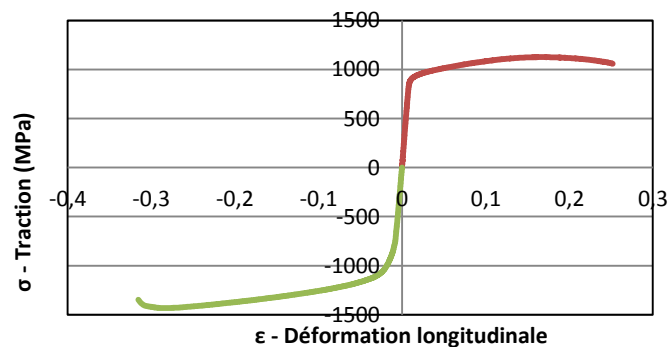


Figure 3.2.11. Asymétrie en traction et compression typique de l'alliage Ti-6AL-4V.

3.2.3.6 Maillage des éléments

La méthodologie de maillage des composants du modèle est une étape très importante de notre étude. En effet, de par le niveau élevé de plasticité souhaité dans la pièce à expander et dans la bague, mais aussi du fait de l'étendue des surfaces de contacts, la méthode de maillage conditionne la convergence de la solution. La solution proposée pour le maillage des composants du modèle est présentée en Figure 3.2.12. Afin de mailler la bande la plus déformée de la pièce (bande réalésée) et l'intégralité de la bague, nous avons utilisé des éléments biquadratiques à huit nœuds, proposés dans la bibliothèque Abaqus. Les éléments choisis incluent une intégration à tous les points de Gauss (CAX8) dans les zones de forte

plasticité seulement. Ils permettent d'augmenter la précision des résultats et surtout de limiter l'effet d'hourglass⁶. Le reste de la pièce à expanser utilise ces mêmes éléments mais en utilisant une intégration réduite. Le maillage du mandrin et de la mâchoire est réalisé à l'aide d'éléments axisymétriques bilinéaires à quatre nœuds bilinéaires (CAX4R). Afin de limiter les interpénétrations des maillages, principalement au niveau des arêtes du trou, la taille des éléments doit être fortement réduite. La taille minimale utilisée au niveau de l'arête est de $8 \cdot 10^{-3}$ mm et atteint 0,9 mm en s'éloignant du bord de trou.

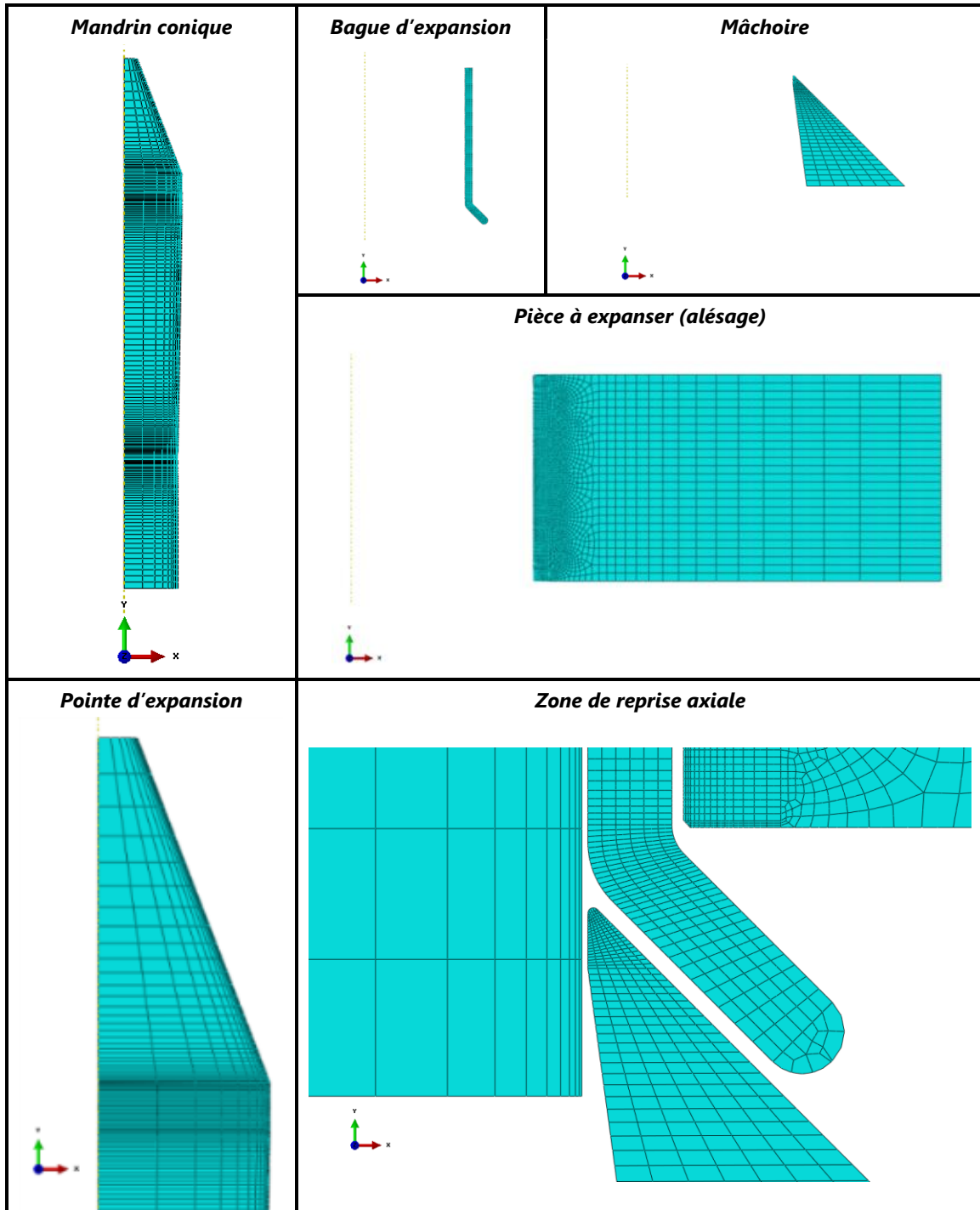


Figure 3.2.12. Vue du maillage des composants du modèle axisymétrique.

⁶ Mode de déformation parasite à énergie nulle.

3.2.3.7 Lieux et chemins d'analyse des contraintes et des déformations

Pour analyser l'impact du procédé d'expansion à froid, nous allons opter pour diverses solutions. L'objectif est d'observer et quantifier l'intensité et la distribution des contraintes résiduelles ainsi que les déformations résiduelles et la forme globale de l'alésage. Pour cela, nous utilisons l'analyse en pleine section, qui apporte une excellente vision globale de la distribution des champs générés. Nous utilisons aussi le tracé des déformations et des contraintes selon des sections stratégiques des pièces, définies en Figure 3.2.13. Afin d'obtenir une quantification précise de la distribution des composantes de contraintes résiduelles dans l'épaisseur de l'alésage, nous avons tracé les contraintes en face d'entrée de mandrin, en face de sortie et en section médiane. En entrée et en sortie, nous avons choisi un chemin passant derrière la première rangée d'éléments pour éviter certains gradients locaux sur les faces extérieures. Le chemin est défini par les nœuds frontières des éléments. L'enveloppe de l'alésage expansée est caractérisée par quatre autres chemins permettant d'obtenir la forme des surfaces extérieures et de la surface de l'alésage avant et après réalésage. Cette fois-ci, les chemins de mesure en entrée et en sortie de mandrin suivent précisément le contour géométrique de la pièce (contrairement au lieu de mesure des contraintes).

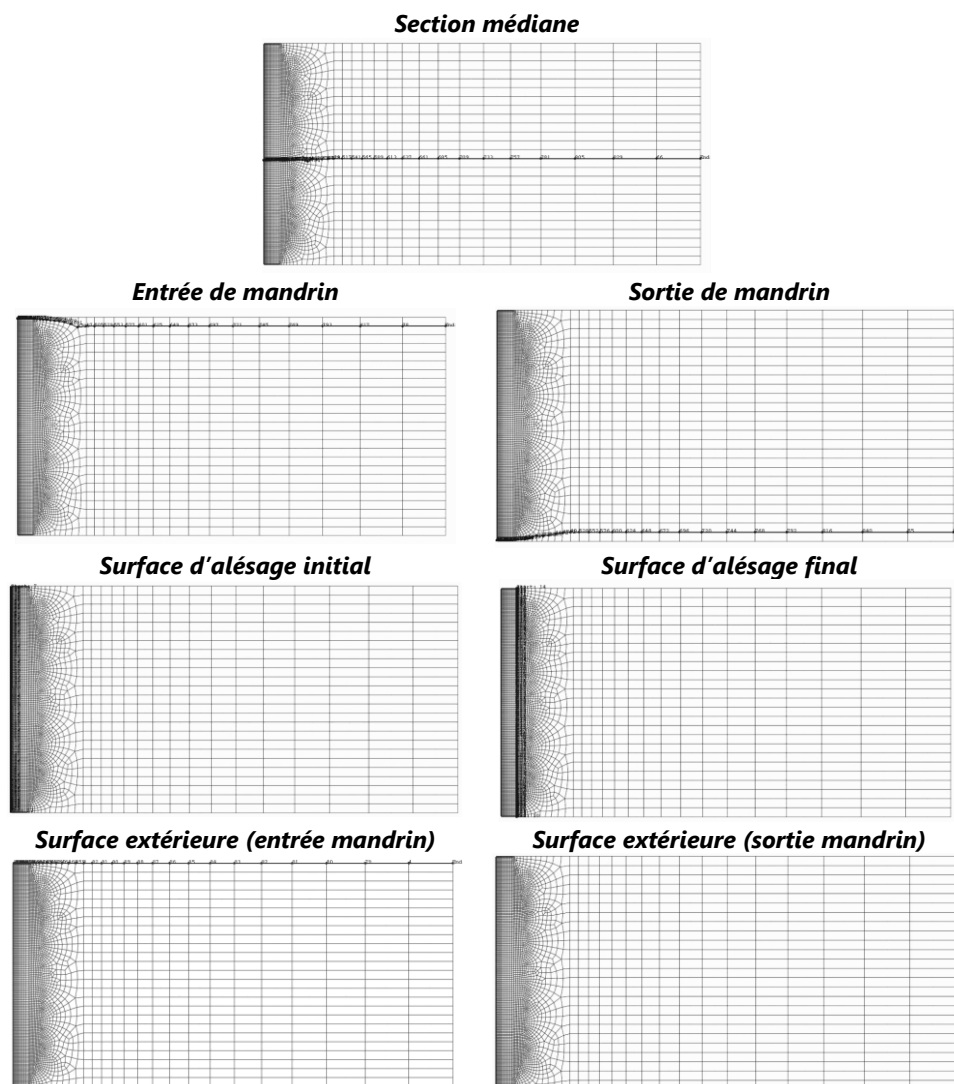


Figure 3.2.13. Lieux de mesure des contraintes et des déformations d'un alésage expansé.

3.3 SIMULATION DE L'EXPANSION A FROID A BAGUE FENDUE AU SEIN D'UN ALESAGE EN TI-6AL-4V

3.3.1 Simulation de référence

Tel qu'indiqué en introduction de ce chapitre, nous présentons ici tout d'abord les résultats des simulations réalisées sur le Ti-6Al-4V dans son état recuit (microstructure de type $\alpha\beta$). La géométrie choisie du modèle correspond à l'expansion d'un alésage de diamètre final de 9,525 mm après réalésage⁷, dimension couramment employée dans la conception aéronautique. Afin d'obtenir un taux d'expansion initial de 6%⁸, le diamètre initial du trou est de 8,814 mm. La distance au bord choisie est équivalente à 1,5 fois le diamètre, considérée comme un cas limite dans les pièces aéronautiques expansées. Au cours de l'étude bibliographique, nous avons observé qu'une valeur de distance au bord plus élevée a pour conséquence de réduire l'intensité de la zone de traction d'équilibre générée au loin du trou. Dans ce premier modèle, l'épaisseur de l'alésage est de 5 mm afin de considérer un rapport entre l'épaisseur et le diamètre $\left(\frac{e}{D}\right)$ de 0,52 (où e est l'épaisseur de l'alésage expansé et D est son diamètre). Suivant la stratégie proposée au chapitre 3.2.3, un modèle de cette taille nécessite 9908 éléments, dont 1150 dédiées aux contacts. Ce nombre peut être réduit par optimisation de la taille des zones en contact (cloisonnage plus précis des éléments). Le modèle matériau employé dans la simulation suivante est la loi élastoplastique avec écrouissage cinématique linéaire. La limite élastique considérée est de 970 MPa et une pente $\frac{d\sigma}{d\varepsilon_{plastique}}$ de $2,01 \cdot 10^3 \text{ MPa} \cdot \text{def}_{plastique}^{-1}$. La convergence numérique de la phase d'expansion (la traversée complète du mandrin) nécessite dans notre cas 936 itérations de calculs. 26 incréments supplémentaires permettent le retrait des outillages et 30 incréments permettent d'atteindre l'équilibre après réalésage. Afin de résoudre l'intégralité du modèle, 54 minutes de calcul ont été nécessaires en parallélisant le problème sur 96 processeurs répartis sur 4 hôtes du supercalculateur HPC4⁹. Pour prendre en considération la traversée du mandrin le long de l'épaisseur de l'alésage, l'effort théorique nécessaire obtenu numériquement est de 5,11kN. Cet effort est obtenu via la détermination de la contrainte maximale calculée dans la section non conique du mandrin au cours de l'expansion.

3.3.2 Expansion à froid d'un alésage en Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$)

La Figure 3.3.1 propose d'observer la phénoménologie d'établissement des contraintes circonférentielles au cours de la traversée des outillages, mais aussi après leur retrait et le réalésage de la pièce. De par son effet prédominant dans la diminution de la criticité de l'endommagement en fatigue en bord de trou, seule la contrainte circonférentielle est représentée ici. L'échelle d'iso-contrainte utilisée est identique pour toutes les images présentées. Les valeurs minimales et maximales obtenues lors de la prise de vue sont aussi indiquées.

Comme nous pouvons le voir, la compression résiduelle est générée en aval du passage du mandrin conique, dès lors que le matériau flue sur la face de dépouille de ce dernier. Sur la deuxième image de la Figure 3.3.1, la totalité de la pointe d'expansion est insérée dans

⁷ Alésage 6/16 de pouces (code 6).

⁸ Tel que défini au chapitre 1.3.2, $I_{e_{bf}} = \frac{(\varnothing_{max,mandrin} + 2 \cdot e_{bague}) - \varnothing_{initial}}{\varnothing_{initial}}$.

⁹ Base Intel Xeon E5-2697V2 12C 2,7Ghz ($\approx 516 \text{ Teraflops} \cdot \text{s}^{-1}$).

l'alésage et la compression s'initie. Les champs circonférentiels trouvent leur origine dans le retour élastique des contraintes radiales compressives générées lors du passage du mandrin. Sur la troisième image, le champ de contrainte qui s'établit devient fortement compressif. Lorsque la pointe d'expansion a traversé complètement l'alésage (cinquième image), la compression affecte la totalité de l'épaisseur de l'alésage.

L'hétérogénéité de cette contrainte est, visuellement, significative le long de l'épaisseur de l'alésage. Finalement, après retrait de la bague et réalésage (sixième image), nous observons que la redistribution de la contrainte dans l'épaisseur est améliorée. Par ailleurs, l'alésage présente des déformations permanentes, observées particulièrement sur les faces extérieures. Afin de rentrer dans le détail de l'impact du procédé, nous allons maintenant analyser ces champs de contraintes générés après expansion, mais aussi après expansion et réalésage. La bonne connaissance des champs obtenus après expansion est importante afin d'effectuer une caractérisation « isolée » du procédé. D'un autre côté, les champs existants après expansion et réalésage intéresseront davantage les acteurs souhaitant étudier le comportement d'un alésage « fini » au sein d'un composant mécanique. En conséquence du couplage inévitable entre les phénoménologies liées à l'expansion et celles liées au réalésage, les résultats obtenus juste après l'expansion sont plus appropriés pour la confrontation avec des observations expérimentales.

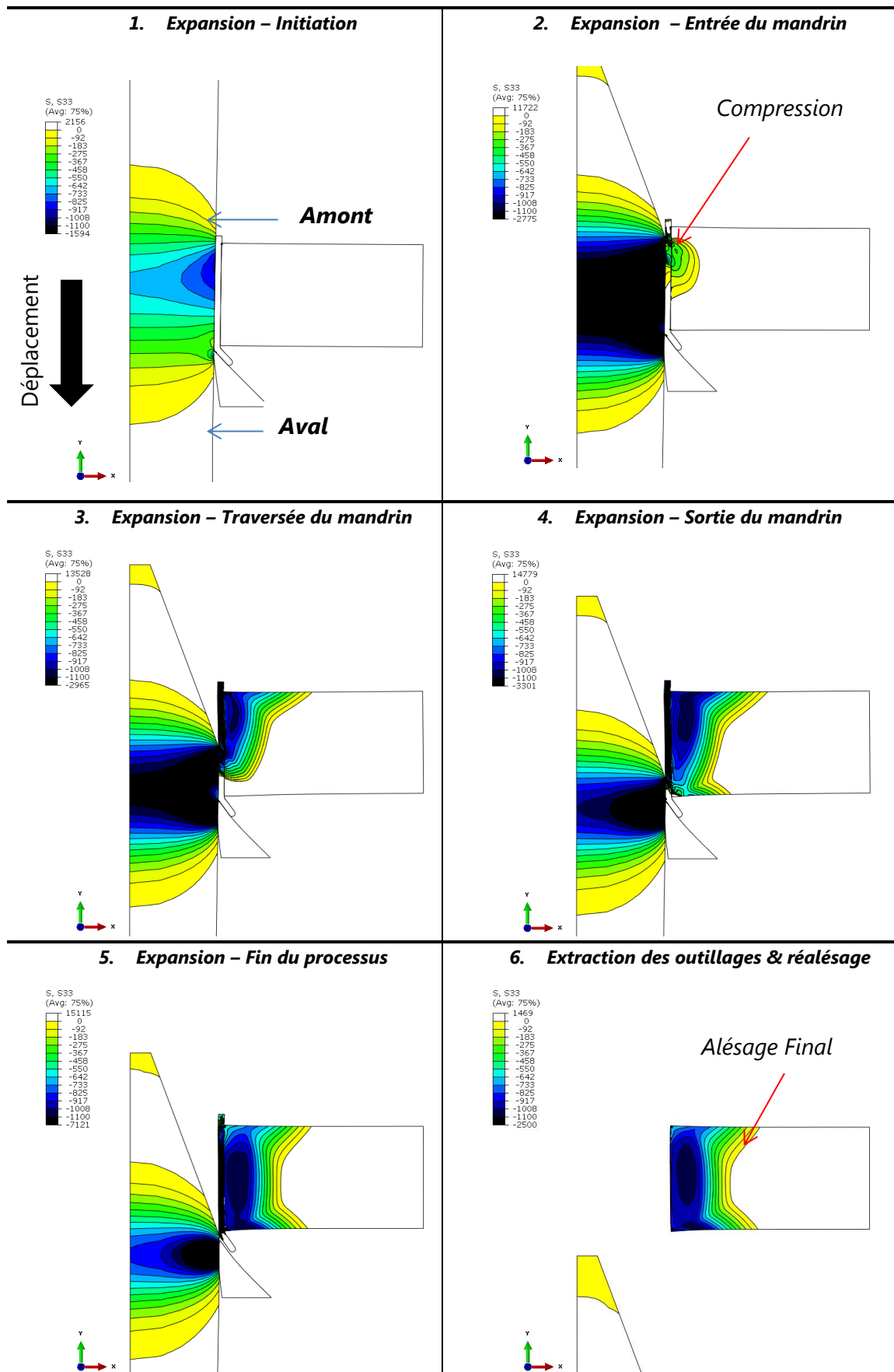


Figure 3.3.1. Simulation de l'expansion "à bague fendue" - établissement des contraintes circonférentielles de compression dans le Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

Les figures suivantes (Figure 3.3.2, Figure 3.3.4 & Figure 3.3.5) représentent les sections expansées ainsi que le tracé des contraintes circonférentielles et radiales associées depuis le bord de trou. Nous rappelons que la face d'entrée de mandrin est toujours située vers le haut. La partie gauche de ces figures montre les résultats obtenus juste après la réalisation de l'expansion alors que la partie droite présente les résultats après expansion et réalésage du trou au diamètre de 9,525 mm. Afin de simplifier l'analyse des données, nous étudions divers paramètres. Tout d'abord nous observons l'intensité et la largeur du « pic compressif », zone de contraintes très compressives localisées en bord de trou. D'un autre côté, il convient d'observer la frontière compressive (coordonnée depuis le bord de trou où la contrainte devient positive). Finalement, nous identifions l'intensité des champs de traction d'équilibrage générés au loin du trou, pouvant se révéler néfaste pour la tenue en fatigue.

Sur la Figure 3.3.2, en partie gauche, nous retrouvons le phénomène d'abaissement de l'intensité des contraintes circonférentielles en entrée de mandrin. Ce « point faible » a déjà été identifié dans littérature. Le « pic compressif » représentant la zone de compression maximale en bord de trou croît d'une valeur proche de -1050 MPa à -785 MPa. Nous notons aussi que la taille de la zone compressive est plus importante proche des faces extérieures qu'en section médiane. La frontière compressive est située à 2,7mm en section médiane alors qu'elle est située à 3,8 mm en face de sortie et à 4,2 mm en face d'entrée. La zone compressive générée en bord de trou est équilibrée au loin par une zone de traction circonférentielle, où la contrainte atteint une valeur significative comprise entre 450 MPa et 540 MPa. La partie gauche de la figure permet d'observer l'effet très positif de la redistribution générée par le réalésage sur l'homogénéité des contraintes résiduelles. La contrainte tend ainsi à s'équilibrer le long de l'épaisseur de l'alésage. Le pic compressif en entrée de mandrin est repoussé à -875 MPa. Par ailleurs, la frontière compressive est repoussée à 3 mm en section médiane et 4,3 en section d'entrée et de sortie de mandrin. D'un autre côté, l'intensité des contraintes dans la zone de traction est réduite à des valeurs inférieures à 460 MPa.

Afin de quantifier plus précisément le niveau d'hétérogénéité de la contrainte circonférentielle, il s'avère adapté de tracer l'évolution de cette composante le long de l'épaisseur de l'alésage. La Figure 3.3.3 permet de suivre cette évolution le long du chemin correspondant au diamètre de réalésage du trou et ainsi d'éviter les singularités de contraintes de la surface de l'alésage initial (cf. : Figure 3.2.13). Nous pouvons comparer rapidement la contrainte régnant dans la zone juste après l'expansion et après l'étape de réalésage. Nous calculons le pourcentage d'hétérogénéité à la profondeur z , $H(\%)_z$, définit comme l'écart (en %) entre et la contrainte calculée au point z et la valeur la plus compressive observée dans la section (relation 3.3.2.1). Après expansion, le pourcentage d'hétérogénéité atteint 40% en entrée de mandrin pour seulement 11% en sortie. Après réalésage, ce pourcentage est réduit à 20% en entrée et 13% en sortie de mandrin.

$$H(\%)_z = \left(1 - \frac{\sigma_{\theta\theta,z}}{\sigma_{\theta\theta,section}}\right) \times 100 \quad (3.3.2.1)$$

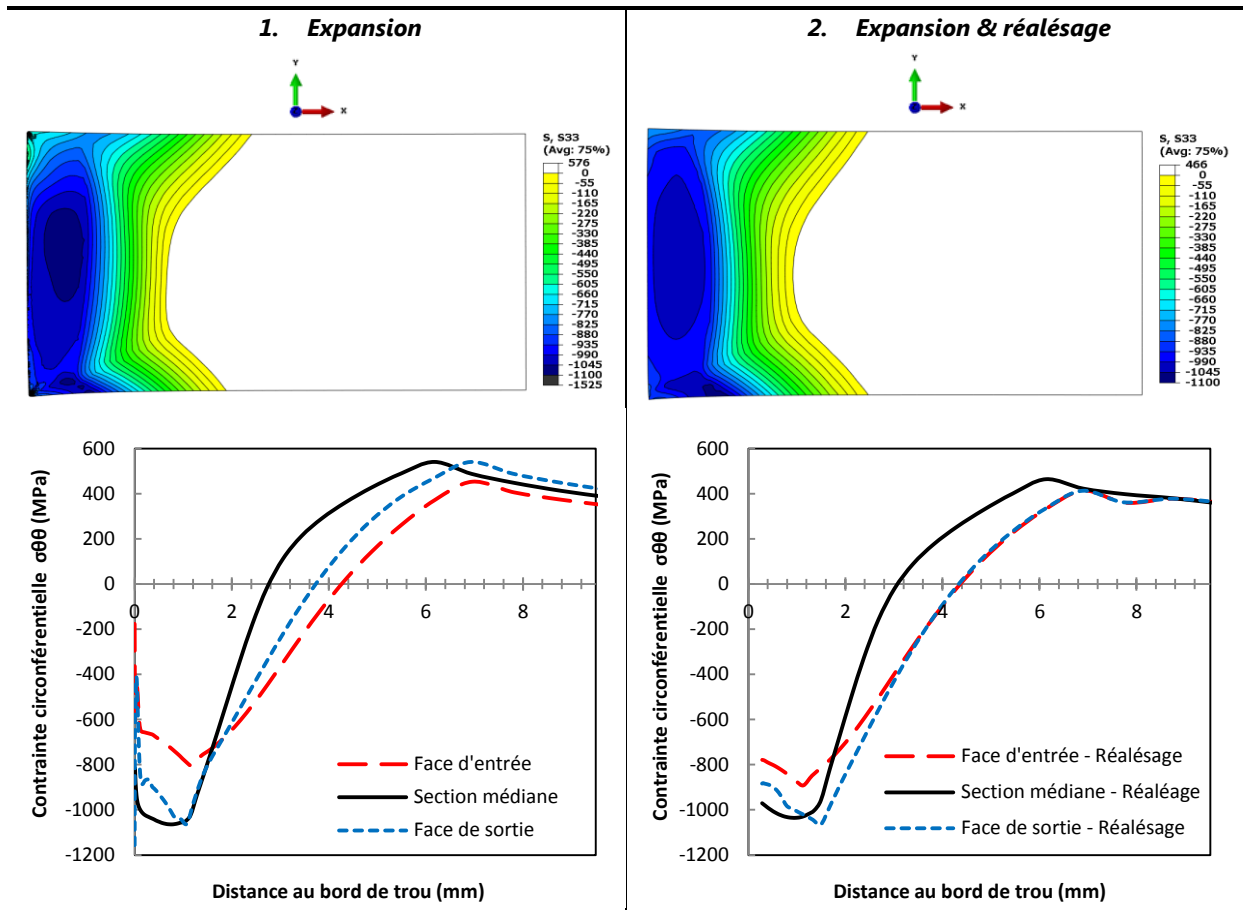


Figure 3.3.2. Contraintes circonférentielles générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$).

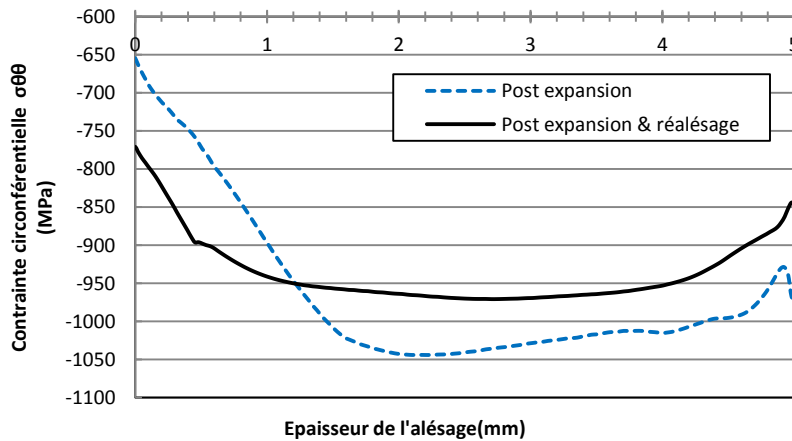


Figure 3.3.3. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'un alésage en Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$).

La Figure 3.3.4 présente la distribution et l'intensité des contraintes résiduelles radiales. La forme globale de type « cloche inversée » des champs de contraintes radiaux est fondamentalement différente de celle des contraintes circonférentielles. Les champs compressifs sont alors très étendus et s'annulent en bord de trou et sur les champs (bords libres externes). A nouveau, nous observons l'hétérogénéité de la contrainte opérant sur l'épaisseur de l'alésage. Les surfaces extérieures concentrent une grande partie de la contrainte radiale résiduelle. L'intensité de ces contraintes atteint une valeur proche de

-500 MPa, soit le double qu'en section médiane. Le réalésage implique une réduction de l'intensité des contraintes radiales. La diminution atteint -15% sur les faces extérieures et -30% en section médiane. Par ailleurs, la Figure 3.3.5 présente le champ de contraintes axiales générées par le procédé. Ici, les contraintes ne sont pas tracées mais seule la section est observée du fait de la répartition moins sectorisée. Nous remarquons que le procédé « à bague fendue » est responsable de la génération de contraintes axiales au proche du trou. Ces contraintes atteignent des valeurs inférieures à -400 MPa et qui sont donc non négligeables.

Cette simulation nous a permis d'observer la distribution des trois composantes de contraintes résiduelles générées après expansion. Nous notons que les composantes radiales et circonférentielles présentent des hétérogénéités marquées selon l'épaisseur de l'alésage. Concernant la contrainte radiale, la forte compression observée sur les faces externes est à relier aux effets de bords. Les éléments situés près des faces extérieures du trou sont alors moins contraints axialement, beaucoup moins qu'en section médiane. De plus, le niveau de plasticité équivalente en bord de trou est fortement hétérogène (Figure 3.3.6). Pour un taux d'expansion nominal radial de 6%, nous observons ainsi des valeurs proches de 0,13 en face de sortie. Ce niveau de plasticité différent entre l'entrée et la sortie peut être responsable du « point faible » observé en entrée de mandrin. Le maintien de la pièce s'avère ainsi bien meilleur en sortie du fait de la réaction des outillages (bague et mandrin) qui permet une expansion radiale plus efficace qu'en face d'entrée.

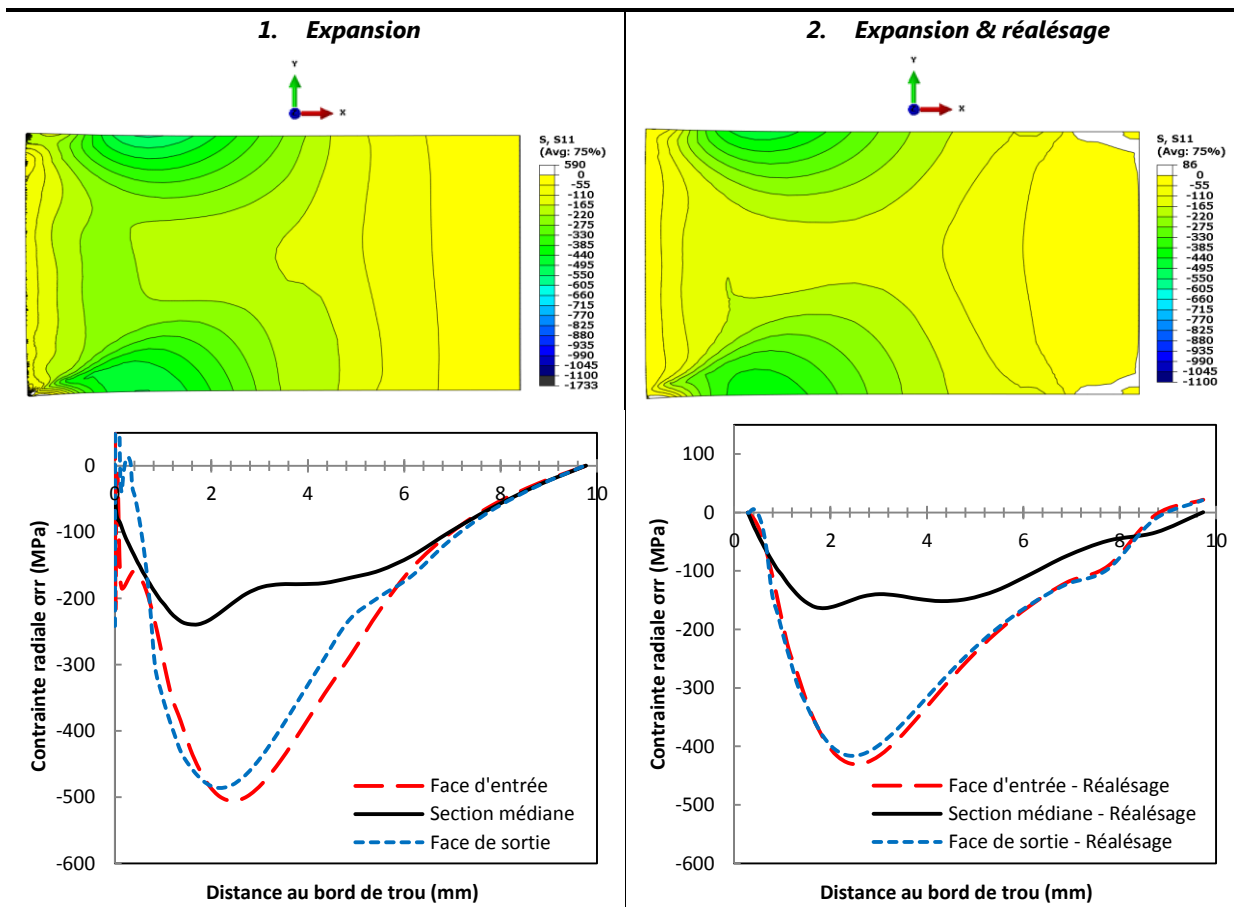


Figure 3.3.4. Contraintes radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$).

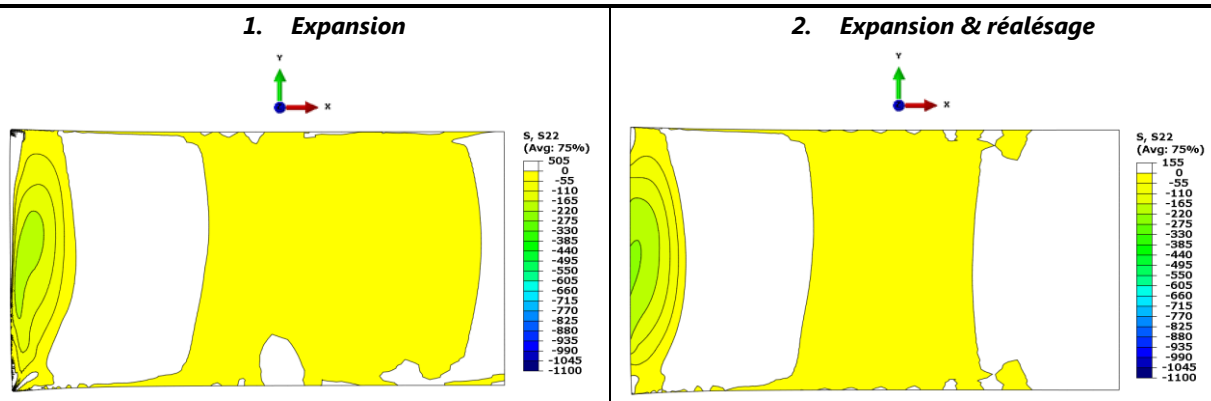


Figure 3.3.5. Contraintes axiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$).

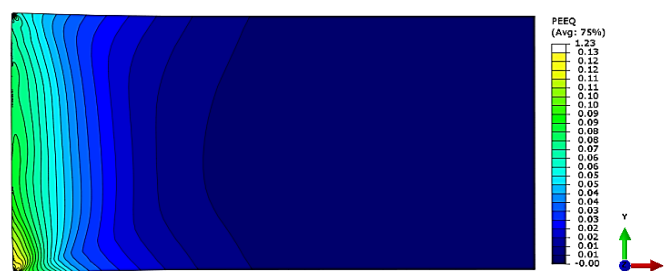


Figure 3.3.6. Plasticité équivalente générée par le procédé d'expansion à froid.

Nous avons identifié dans la littérature que l'expansion à froid par outils coniques génère des déformations résiduelles hors-plan nommées « effet volcan ». Nous rappelons que cette déformation est susceptible de limiter le bon contact entre les différentes plaques à assembler et doit donc être réduite. Notre modèle, de par la prise en compte de la dimension axiale, permet de rendre compte de cette déformation. Ainsi, il est possible de connaître sa forme et ses dimensions depuis l'arête du trou jusqu'aux bords libres. La Figure 3.3.7 (gauche) présente la déformation hors-plan relevée en face d'entrée et de sortie de mandrin. Les lieux de mesure sont ceux présentés Figure 3.2.13 (chapitre 3.2.3.7) et la collecte de données est effectuée juste après l'expansion à froid et avant réalésage. Nous observons la forme typique de ce mode de déformation, caractérisée par un point culminant sur l'arête du trou qui diminue en s'éloignant de cette dernière. Une dépression par rapport à la côte initiale de la surface extérieure avant expansion est même observée au loin du trou. Nous notons que la hauteur de ce défaut est plus faible en entrée de mandrin qu'en sortie, corroborant les observations de la littérature. La hauteur maximale de ce défaut en entrée de mandrin est de 0,06 mm et atteint 0,105 mm en sortie. Par ailleurs, l'étendue de propagation de cette déformation est équivalente en entrée et en sortie. Elle est proche de 4 mm, soit légèrement moins que la valeur du rayon de l'alésage avant expansion ($\approx 4,4$ mm).

Comme indiqué précédemment, la forte diminution du maintien axial du matériau proche des surfaces extérieures est responsable de la génération de déformations résiduelles significatives (incompressibilité plastique). En partie droite de la Figure 3.3.7, nous avons tracé la déformation résiduelle de l'alésage après expansion. La surface du trou prend la forme d'un « tonneau inversé », mode de déformation déjà identifié dans la littérature par Phillips [PHI1] (Chapitre 2.5.2.1). Sur la figure, la traversée du mandrin se fait de gauche à droite et l'on observe un diamètre résiduel plus important en sortie qu'en entrée de mandrin.

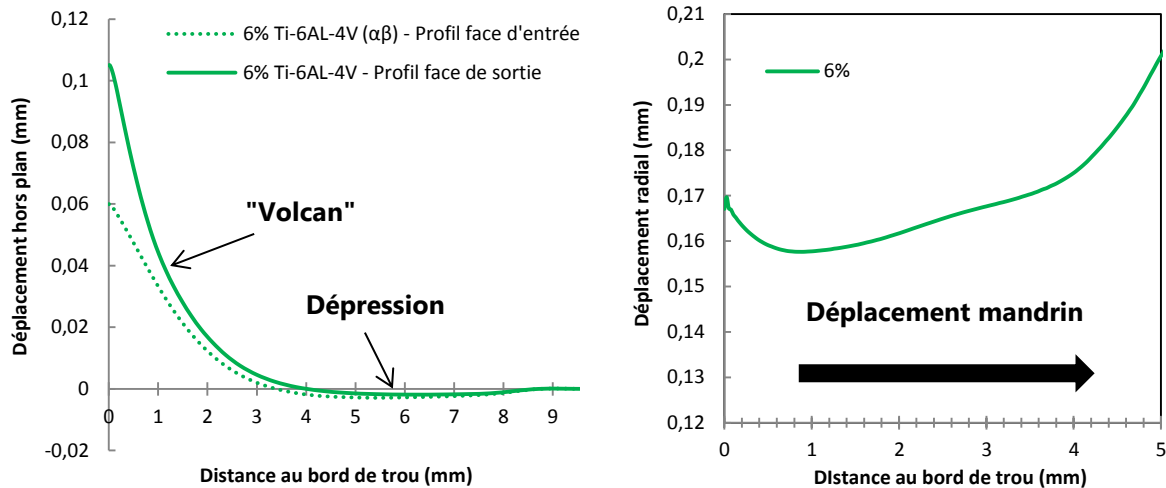


Figure 3.3.7. Tracé des déformations de type "volcan" (gauche) et profil résiduel de la surface du trou (droite) après expansion du Ti-6Al-4V (6%).

La maîtrise de la valeur du diamètre résiduel est très importante industriellement. Elle permet la vérification rapide de la réalisation correcte du procédé sur une pièce finie et sert à définir les tailles d'alésoirs de finition. Numériquement, nous calculons une expansion résiduelle minimale Re_{moy} pour un taux de 6% sur le Ti-6Al-4V recuit $\alpha\beta$ selon l'équation (2.5.2.1) présenté en section (2.5.2.1).

$$Re_{moy,6\%} = \frac{(\phi_{initial} + 2 \cdot U_{radial, residuel moy}) - \phi_{initial}}{\phi_{initial}} = 3,72\%$$

3.3.3 Impact du taux d'expansion

Dans la littérature, nous avons observé l'effet théorique de la variation du taux d'expansion initial. L'étude d'Armen et al, analysée dans le chapitre 2.5.3, permettait d'observer l'agrandissement de la zone de compression avec le taux d'expansion [ARM1]. Toutefois, ce constat a été fait sur un modèle qui simule l'expansion dans le plan du trou, sans prise en compte des outillages du procédé. Ainsi, nous allons tenter dans ce chapitre de comprendre l'impact de taux variables en simulant l'expansion dans le plan axisymétrique. Pour cela, nous comparons les simulations de l'expansion à taux nominal de 4%, 6% et 8%. Industriellement et pour les alliages d'aluminium, le taux de 4% est couramment employé et est considéré comme un standard. Afin d'obtenir des taux variables, l'épaisseur de la bague n'est jamais modifiée mais le diamètre initial du trou est augmenté (diamètre 8,984 mm pour 4%), ou bien le diamètre du mandrin est augmenté (mandrin de diamètre maximal 8,91 mm pour 8%).

La première constatation de l'influence de l'application d'un taux d'expansion élevé est la variation importante de l'effort théorique de traction nécessaire pour réaliser l'expansion à froid. Tel que présenté en Figure 3.3.8, pour un taux d'expansion de 4%, l'effort est réduit de 27,6% par rapport à une d'expansion avec un taux de 6%. Pour un taux de 8%, l'effort supplémentaire nécessaire est de +3,5%. Le suivi de la déformée du diamètre maximal du mandrin au cours d'expansion atteste de l'utilité de la prise en compte de l'élasticité du mandrin. La déformée (amplifiée) de la zone conique du mandrin est représentée en Figure 3.3.9. Par conséquent, pour un taux de 8% et pour une épaisseur testée de 5 mm, les efforts sur les outillages impliquent une réduction de près de $5 \cdot 10^{-2}$ mm, rabaisant le taux

effectif d'expansion à 7,46%. Cette variation paraît faible mais peut avoir un impact important lors de la mise en parallèle de nos simulations avec des résultats expérimentaux.

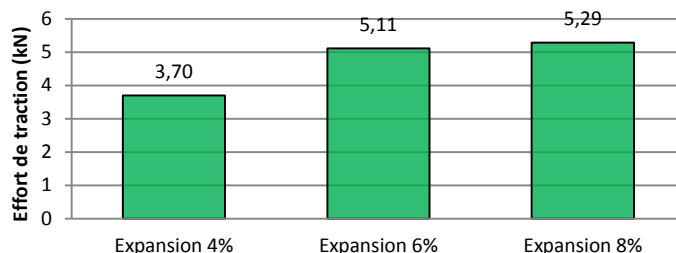


Figure 3.3.8. Effort de traction nécessaire à la traversée du mandrin (expansion du Ti-6Al-4V).

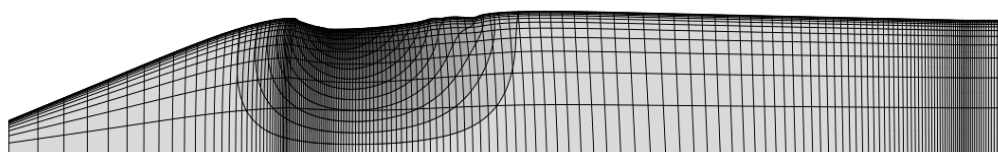


Figure 3.3.9. Déformée amplifiée de la zone conique du mandrin d'expansion au cours de l'expansion à froid.

Nous allons considérer l'évolution des contraintes résiduelles selon les trois sections d'analyse décrites en Figure 3.2.13. Les comparaisons sont faites du point de vue de la contrainte circonférentielle résiduelle générée, responsable des bénéfices en fatigue, mais aussi du point de vue de la contrainte radiale. La Figure 3.3.10 trace les contraintes circonférentielles (colonne de gauche) et radiales (colonne de droite) en fonction de trois taux d'expansion initiaux (4, 6, 8%) et considérant un réalésage ou non. Dans les trois cas de figure, le modèle matériau pour le Ti-6Al-4V employé est élastoplastique à écrouissage cinématique, tel que proposé au chapitre 3.2.3.5.

Nous constatons que l'application d'un taux d'expansion plus faible a eu un effet négatif sur l'intensité du « pic compressif » en entrée de mandrin, qui est alors rabaissée de 10% (-700 MPa). En section médiane, le pic est maintenu voire même amélioré pour un taux d'expansion de 4%. Pour toutes les sections d'étude, l'étendue des champs compressifs est restreinte lorsque le taux diminue. Par exemple, en entrée de mandrin, la frontière compressive ne se situe plus qu'à 3,4 mm et à 2,3 mm en section médiane. De plus, les largeurs des « pics compressifs » depuis le bord de trou sont diminuées. Par ailleurs, le taux élevé de 8% a repoussé les frontières compressives sans impacter les intensités des « pics compressifs » dans toutes les sections. Cependant, nous notons que l'application d'un taux de 8% a généré un « point faible » d'intensité de contraintes juste après expansion, localisé très proche de l'arête du trou en entrée de mandrin. Les zones de traction sont plus intenses alors que le taux d'expansion augmente. En entrée de mandrin, pour 4%, le pic de traction atteint 315 MPa et 530 MPa pour une expansion de 8%. En section médiane, la contrainte de traction au loin du trou passe de 420 MPa (4%) à 620 MPa (8%). Finalement, l'analyse des résultats en face de sortie révèle des conclusions proches de celles observées en entrée de mandrin. Pour tous les taux d'expansion, le réalésage implique une faible évolution de la

zone de compression et aussi l'augmentation de l'intensité de la contrainte en entrée de mandrin (homogénéisation).

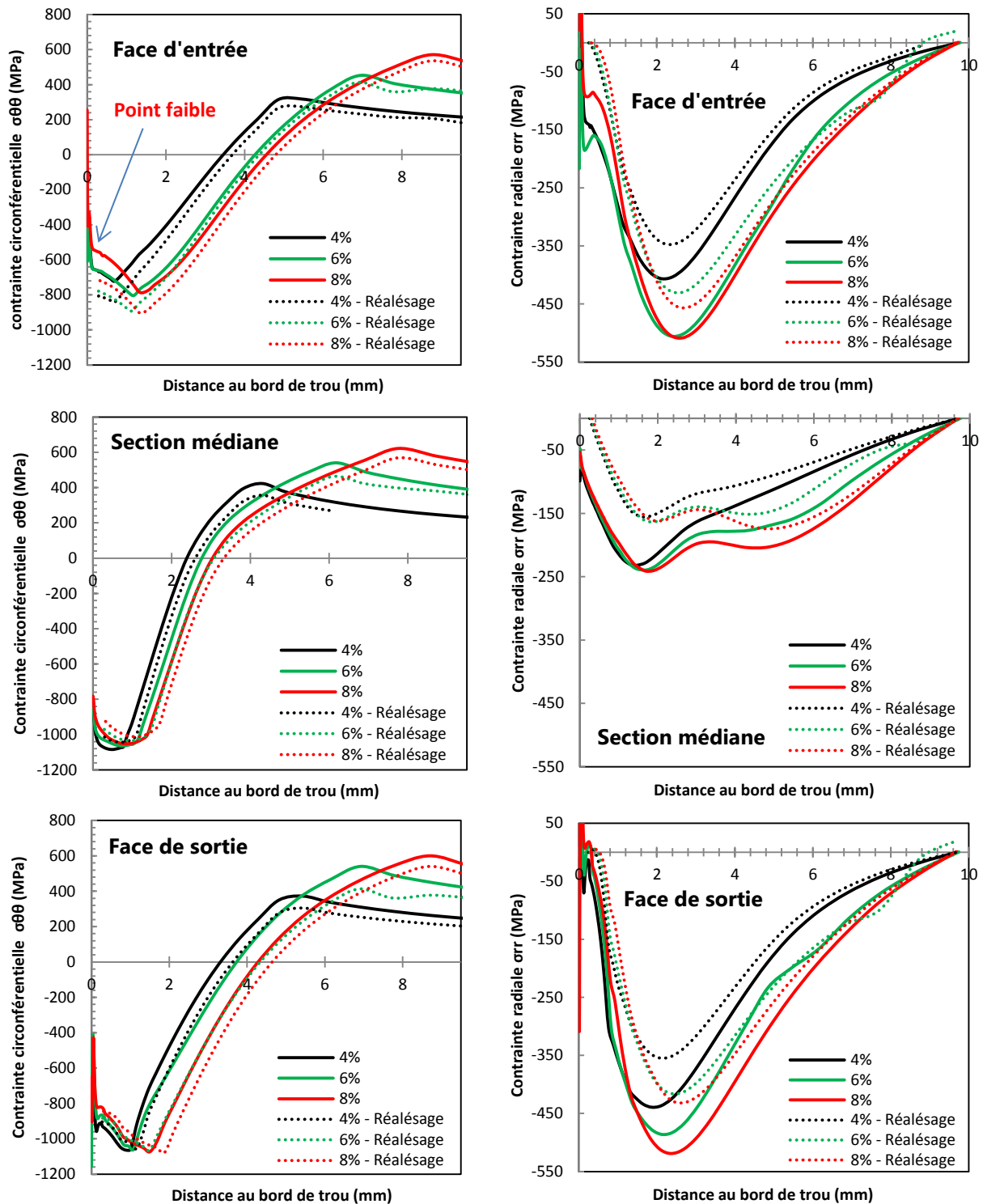


Figure 3.3.10. Tracés des contraintes circonférentielles (gauche) et radiales (droite) en section d'entrée, médiane et de sortie pour des taux d'expansion de 4%, 6% et 8% (Ti-6Al-4V).

Concernant la composante radiale (colonne de gauche), un taux rabaisé implique une réduction de l'intensité de la contrainte. Toutefois, en entrée de mandrin, peu de différences sont notables entre 6% et 8%. Après réalésage, nous pouvons observer que le niveau de

compression radiale augmente graduellement avec le taux d'expansion. Tel que déjà évoqué lors de la description de la Figure 3.3.4, nous observons que la contrainte radiale en section médiane est beaucoup moins intense que sur les faces extérieures.

Nous avons par ailleurs cherché à analyser l'impact de la variation du taux d'expansion sur les déformations résiduelles générées en bord de trou. Nous avons extrait les déformations dans les zones principales d'intérêt déjà présentée au chapitre 3.3.2, à savoir l'effet « volcan » ainsi que le profil du trou après expansion. La Figure 3.3.11 présente l'évolution de ces champs de déformation pour des taux d'expansion de 4%, 6% et 8%. Dans la partie gauche de la figure, nous identifions une hauteur maximale du « volcan » en sortie de mandrin de 0,14 mm pour 8% d'expansion (+33%) et de 0,08 mm pour 4% d'expansion (-24%). La valeur relevée en entrée de mandrin suit un comportement similaire. L'étendue de la zone affectée par la déformation hors plan n'est pas modifiée par l'application de taux d'expansion différents. Toutefois, pour un taux d'expansion de 4%, nous n'observons plus de « dépression » de la surface au loin du trou qui est présente pour des taux plus élevés.

Dans la partie droite de la Figure 3.3.11, nous avons tracé les profils axiaux résiduels de la surface des trous expansés. Nous pouvons observer que d'une manière générale, la variation du taux d'expansion a pour conséquence de décaler le profil déformé. Nous retrouvons toujours des déformations radiales supérieures au niveau des surfaces extérieures, qui sont amplifiées pour les taux élevés. Le déplacement radial en section médiane est de 0,093 mm pour un taux de 4% et de 0,231 pour un taux de 8%. Nous pouvons évaluer les expansions résiduelles moyennes Re_{moy} pour ces taux selon l'équation (2.5.2.1) présenté en section 2.5.2.1.

$$Re_{moy,4\%} = \frac{(\phi_{initial} + 2 \cdot U_{radial, residuel moy}) - \phi_{initial}}{\phi_{initial}} = 2,08\%$$

$$Re_{moy,8\%} = \frac{(\phi_{initial} + 2 \cdot U_{radial, residuel moy}) - \phi_{initial}}{\phi_{initial}} = 5,23\%$$

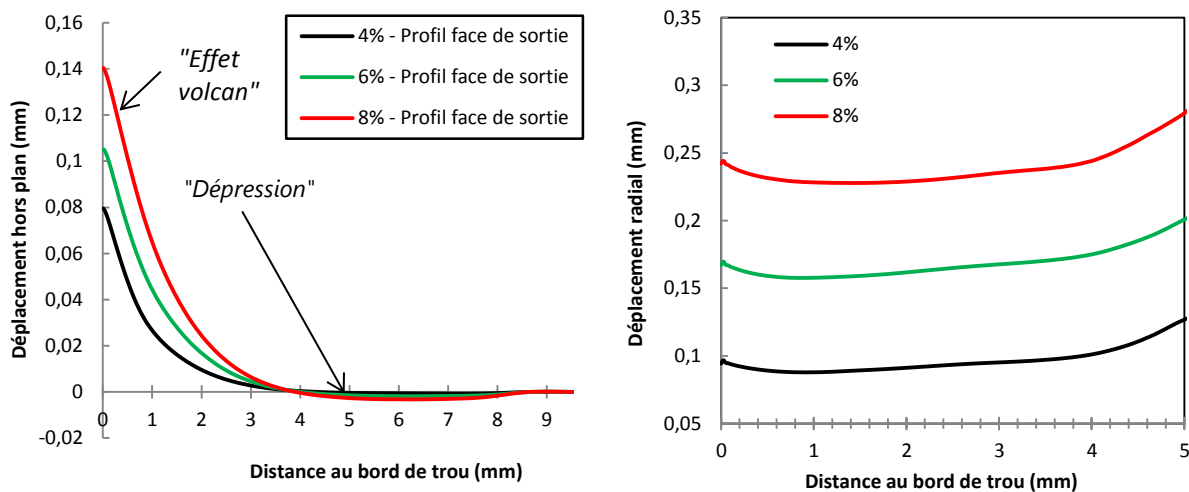


Figure 3.3.11. Mesure de la déformation de type « volcan » des faces de sorties (gauche) et évolution du profil de la surface résiduelles du trou (droite) après expansion à froid du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

3.3.4 Influence de la loi d'écroissage sur les contraintes circonférentielles

Ce paragraphe a pour objectif d'observer la dépendance des résultats obtenus via notre modèle axisymétrique à la loi d'écroissage employée. Tel que décrit au paragraphe 3.2.3.5, nous comparons trois lois matériaux différentes : la loi isotrope multilinéaire, la loi cinématique linéaire ainsi qu'une loi d'écroissage asymétrique traction-compression. Dans toutes les simulations, les paramètres élastiques du matériau n'ont pas été modifiés. Les résultats montrent que l'impact de la loi matériau est important, et ce, pour les trois taux d'expansion testés précédemment.

L'exemple fourni en Figure 3.3.12 montre l'influence de la loi matériau sur les contraintes circonférentielles générées après expansion. Les résultats sont présentés dans le cas d'une expansion avec un taux de 8%, afin d'accentuer les différences de résultats. Pour ce taux choisi, nous constatons que seule l'intensité du « pic compressif » est impactée par le changement de loi matériau. Nous observons clairement que la loi d'écroissage cinématique a permis de représenter la diminution de la limite élastique générée par la sollicitation cyclique de l'expansion à froid¹⁰. En effet, si nous observons les champs résiduels générés en section médiane, le « pic compressif » généré en utilisant cette loi approche les -1050 MPa. Dans le cas d'une loi d'écroissage isotrope, on retrouve un pic circonférentiel dont l'intensité est bien supérieure et qui atteint des valeurs très importantes, proches de -1350 MPa. D'un autre côté, nous observons aussi que la loi asymétrique est susceptible de simuler des performances mécaniques en compression encore plus élevées. Dans ce dernier cas, le « pic compressif » atteint -1460MPa. Ces observations sur les intensités des « pics compressifs » sont valides tant pour la section médiane que celles proches des faces extérieures. Nous constatons que la loi cinématique considérée pour le modèle de référence génère un défaut en entrée de mandrin plus prononcé que les autres lois d'écroissage. D'un autre côté, nous n'observons aucune variation dans la forme générale des champs compressifs au loin du bord de trou, et ce, dans toutes les sections considérées. De même, les frontières compressives ne sont pas impactées par la loi matériau.

Par cette analyse, il s'agit ainsi de déterminer quelle loi matériau est susceptible de prédire le plus correctement le comportement du matériau réel sous écroissage triaxial. Cette validation pourra être effectuée après retour des informations issues des essais expérimentaux. D'un autre côté, nous observons qu'il est aisé de moduler l'intensité du pic compressif en bord de trou et que des mesures de contraintes effectuées dans cette zone permettraient d'avoir une bonne vision de la justesse des lois employées. Autre point de comparaison intéressant, nous avons calculé les taux d'expansion résiduels prédits par le modèle en considérant les trois lois matériau testées. Le calcul a été fait pour les taux de 4% et de 8% afin d'observer l'influence de ce paramètre sur un niveau d'expansion « standard » et sur un niveau très élevé. Sur le Tableau 3.3.1, nous remarquons que les valeurs prédites par les lois élastoplastiques cinématiques et isotropes sont très proches. Par ailleurs, les résultats fournis par la loi asymétriques prédisent des expansions résiduelles plus faibles. Du fait des très bonnes caractéristiques en compression associées à cette loi, l'équilibre de l'alésage après retour s'effectue sur un diamètre plus faible.

¹⁰ Expansion lors du passage des outils suivie du retour élastique

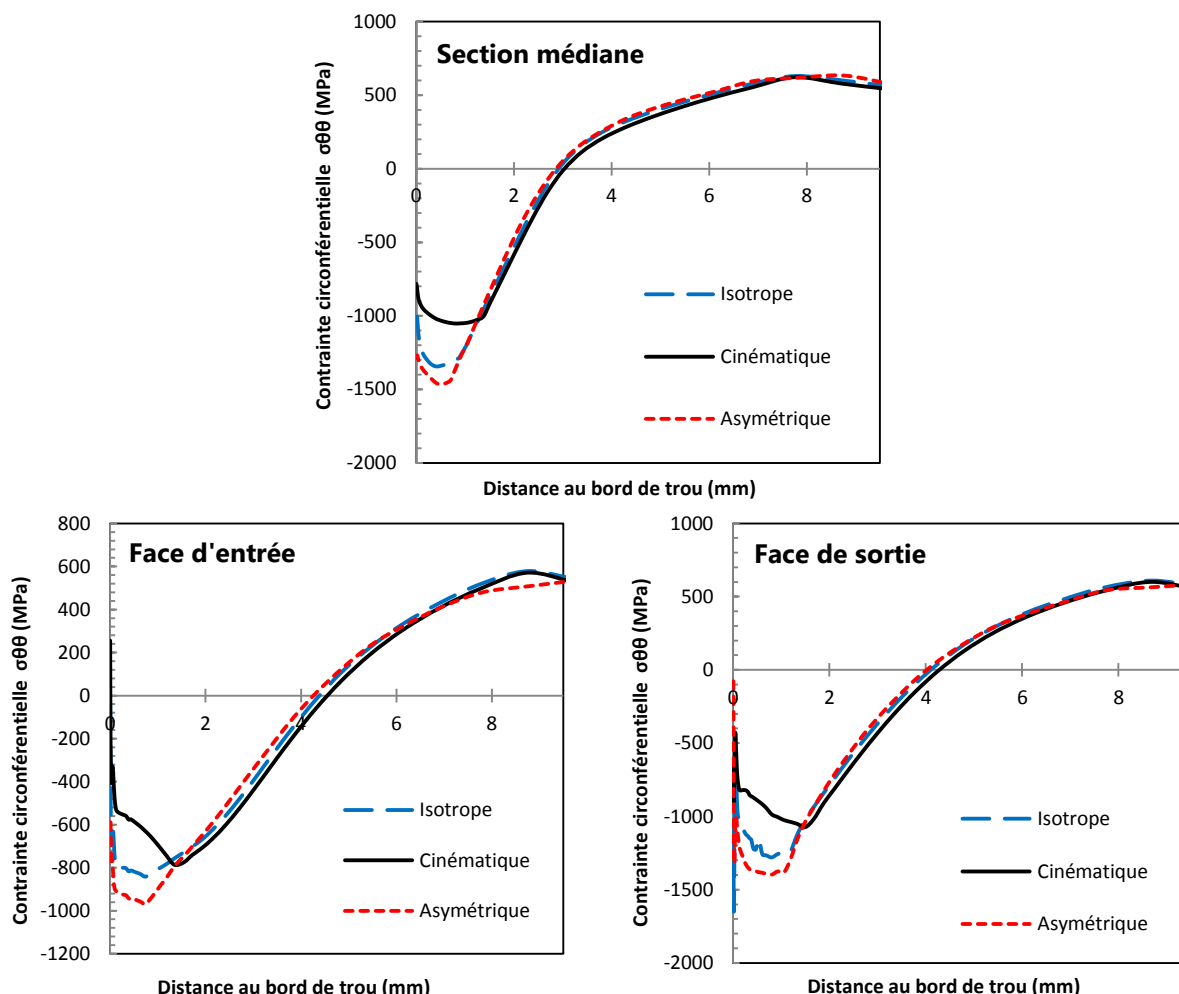


Figure 3.3.12. Influence de la loi matériau sur les champs de contraintes circonférentielles générés après expansion d'un alliage Ti-6AL-4V recuit $\alpha\beta$ (8%).

	<i>Cinématique</i>	<i>Isotrope</i>	<i>Asymétrique</i>
$Re_{moy,4\%}$ (%)	2,08	2,06	1,67
$Re_{moy,8\%}$ (%)	5,23	5,22	4,97

Tableau 3.3.1. Détermination du taux d'expansion résiduel en fonction de la loi matériau employée.

3.3.5 Impact de l'épaisseur du trou

Au sein des pièces en métaux durs, de nombreuses configurations géométriques d'alésages peuvent être traitées, notamment en termes d'épaisseur de tôle à expandre ou de diamètre de trou considéré. Au vu de la relative rapidité de résolution des simulations axisymétriques proposées ici, il apparaît tout à fait possible de simuler les cas d'expansion en faisant varier les différents paramètres géométriques. Dans cette étude, l'observation de l'impact lié à la variation rapport $\frac{e}{D}$ suffit. En effet, les géométries des différents composants sont quasiment homothétiques alors que le diamètre du trou varie. L'effet d'échelle, affectant généralement

les performances en fatigue¹¹, est négligé dans le cas d'étude quasi-statique. Alors que nous considérons un diamètre de trou fixe de 9,525 mm (Code 6), nous avons choisi d'étudier six ratios d'épaisseur définis en Tableau 3.3.2. L'intervalle est vaste et il couvre le domaine usuel de conception des structures. Le modèle éléments finis a été adapté en vue de recevoir des alésages plus fins et plus épais. Le temps de calcul associé à la résolution dans les plaques épaisses varie, du fait du maintien de la densité de maillage initial (Figure 3.3.13).

$\frac{e}{D}$	Epaisseur de tôle (mm)	Nombres d'éléments du modèle	Temps de calcul (96 processeurs)
0,157	1,5	6241	32 min (832 itérations)
0,262	2,5	7047	32 min (955 itérations)
0,525	5	9908	54 min (1019 itérations)
0,787	7,5	12961	1 h 17 min (1246 itérations)
1,049	10	16099	2 h 4 min (1633 itérations)
1,312	12,5	19445	2 h 59 min (2105 itérations)

Tableau 3.3.2. Caractéristiques des modèles d'expansion pour ratios d'épaisseurs variables.

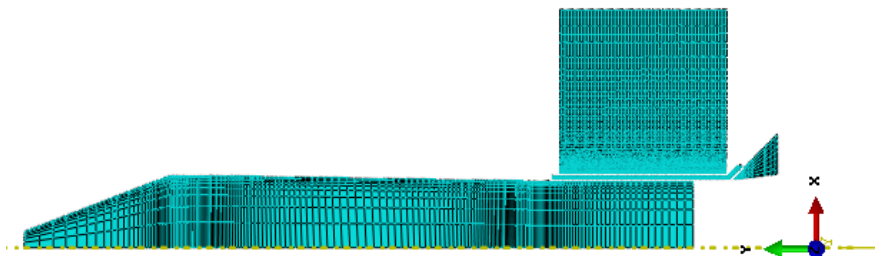


Figure 3.3.13. Maillage du modèle d'expansion d'un alésage de 10 mm d'épaisseur.

L'augmentation de l'épaisseur de l'alésage impacte fortement l'effort axial nécessaire pour permettre la traversée du mandrin (Figure 3.3.14). Alors que le taux d'expansion initial est fixé à 6%, l'effort croît de +32,5% pour l'expansion d'une épaisseur de 7,5 mm et de +59,8% pour une épaisseur de 10 mm. Cependant, pour une épaisseur plus faible, l'effort est réduit (-26,3% pour 2,5 mm d'épaisseur). L'augmentation de l'effort sur le mandrin en fonction de l'épaisseur de l'alésage semble suivre une loi quasi-linéaire sur cet intervalle de taux d'expansion et de ratio $\frac{e}{D}$. Toutefois, il convient d'observer que pour des épaisseurs très faibles, l'effort tend nécessairement vers 0.

Du point de vue de la phénoménologie générale de la génération des contraintes, nous n'avons pas observé de différences fondamentales lorsque le rapport d'épaisseur augmente (Figure 3.3.15). La cartographie des trois composantes des contraintes résiduelles générées est présentée en Annexe A.1 (2,5 mm) et Annexe A.2 (10 mm). En les comparant avec celles présentées Figure 3.3.2 à Figure 3.3.5 (5 mm), nous constatons toutefois certaines différences notables sur les distributions et les intensités finales des contraintes résiduelles.

¹¹ Diminution de la tenue en fatigue d'un composant généralement observée lorsque ses dimensions s'accroissent [SCH2].

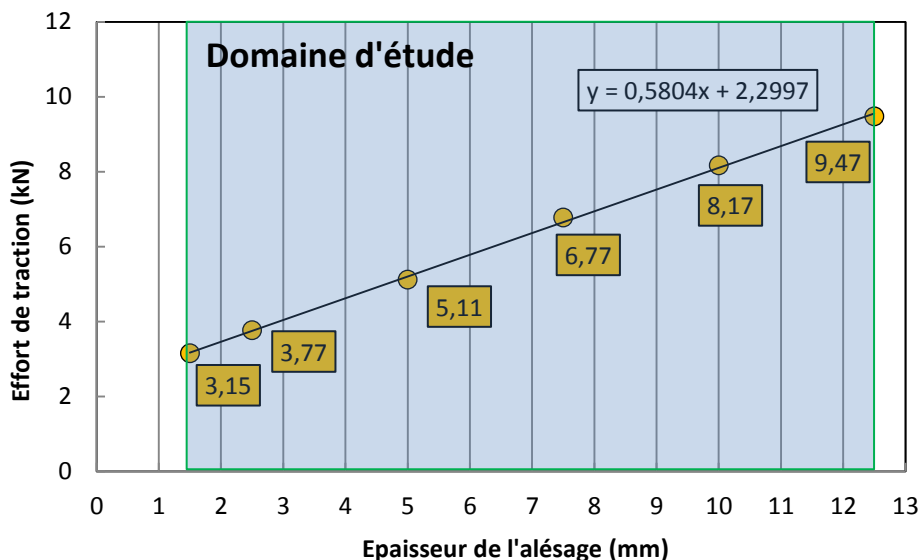


Figure 3.3.14. Effort de traction sur le mandrin en fonction de l'épaisseur de l'alésage expansé.

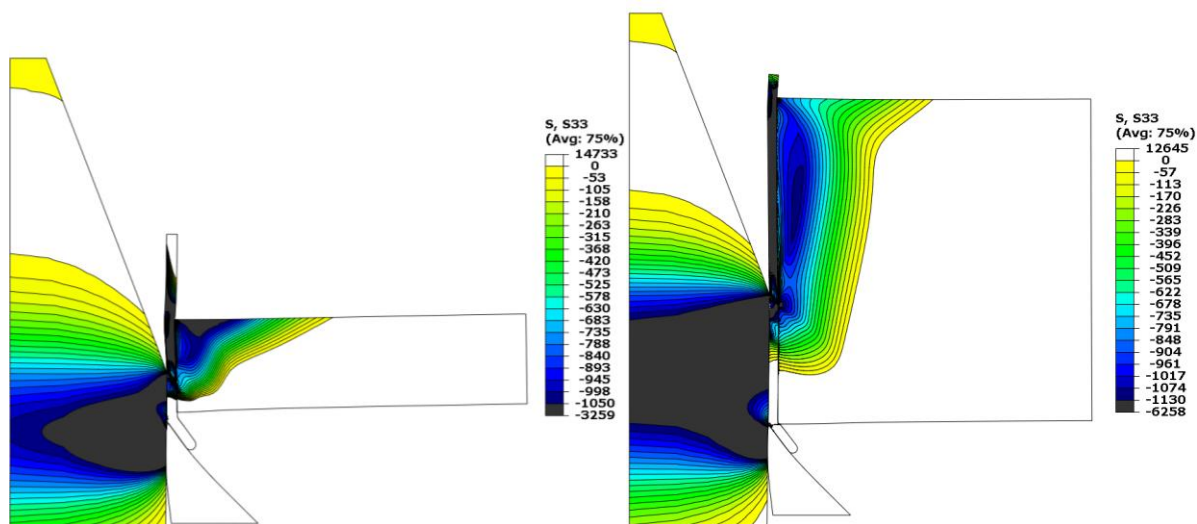


Figure 3.3.15. Représentations des simulations d'expansion à froid réalisées dans des alésages d'épaisseurs 2,5 mm (gauche) et 10 mm (droite).

Le « point faible » des contraintes circonférentielles en entrée de mandrin présente des distributions différentes pour les alésages « fins » (2,5 mm et 5 mm) et « épais » (7,5 mm et 10 mm). La largeur du « pic compressif » circonférentiel en entrée est plus faible pour les alésages épais. Cependant, l'étendue globale des champs de contraintes paraît plus importante sur ces derniers. Cet aspect pourrait être confirmé par une étude plus précise des champs de contraintes dans les trois sections d'étude (entrée, sortie et section médiane). Nous observons sur ces mêmes alésages une forte continuité de la contrainte en « pleine matière » hors des faces extérieures, où la contrainte se veut par ailleurs légèrement plus compressive lorsque l'épaisseur de l'alésage augmente. Juste après l'expansion à froid, la compression maximale passe successivement de -1050 MPa (2,5 mm) à -1060 MPa (5 mm), puis à -1130 MPa (7,5 mm) et finalement à -1160 MPa (10 mm). En sortie de mandrin, il n'y a pas de différence notée suivant l'épaisseur d'alésage. Autre remarque, les intensités de contraintes radiales sont plus importantes sur les alésages épais. Une contrainte axiale

étendue persiste après passage du mandrin. Sur un alésage de 2,5 mm, la contrainte axiale générée est très faible.

Par ailleurs, nous avons constaté que l'augmentation du ratio $\frac{e}{D}$ avait pour conséquence d'augmenter la valeur des hauteurs et des étendues des déformations « volcans ». Tel que présenté en Figure 3.3.16, pour un taux d'expansion de 6%, la hauteur du « volcan » en sortie de mandrin est de 0,132 mm (+25,5%) et de 0,073 mm (+21,5%) en entrée de mandrin. Pour une épaisseur de 2,5 mm, la hauteur entrée est réduite, elle atteint 0,047 mm (-21%) en entrée de mandrin et 0,053 mm en sortie (-49,5%). De plus, la longueur affectée par la déformation est plus importante sur l'alésage d'épaisseur 10 mm où elle atteint dorénavant 5 mm et elle est réduite en sortie de mandrin sur l'alésage de 2,5 mm d'épaisseur où elle est de 2 mm seulement.

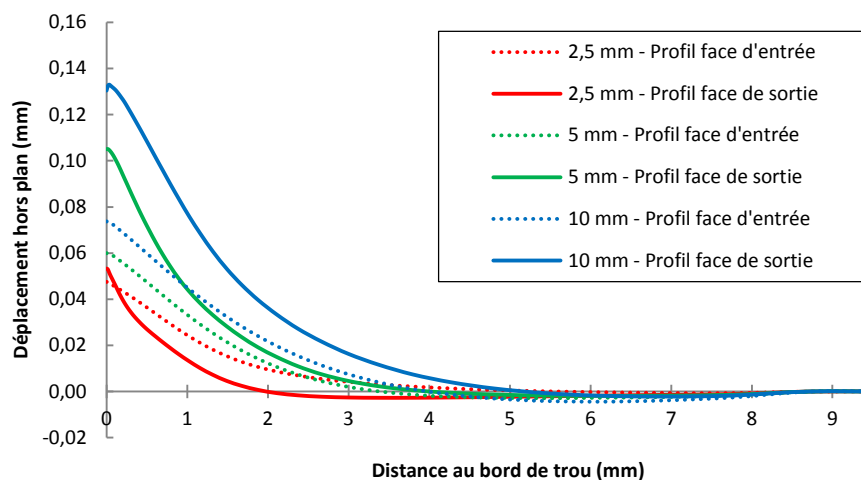


Figure 3.3.16. Influence de l'épaisseur du trou sur la déformation "volcan".

3.3.6 Conséquence de la double expansion

Après constatation de la forte hétérogénéité des contraintes générées par ce procédé, nous avons cherché à développer des moyens d'optimisation simples et peu coûteux pour les cas d'applications « métaux durs ». Comme indiqué dans l'étude bibliographique, la réalisation de deux expansions successives a déjà été considérée dans la littérature [BER1] [BAS1]. Toutefois, l'étude numérique de cette double expansion successive réalisée à l'aide du procédé à bague fendue n'a jamais été réalisée à notre connaissance. En utilisant notre méthode de modélisation, nous allons tenter d'identifier s'il est possible d'améliorer l'homogénéité des champs de contraintes circonférentielles mais aussi de comprendre plus globalement l'impact de la double expansion. Nous espérons que la réalisation de deux expansions successives est susceptible d'apporter un degré d'expansion radiale supplémentaire à l'alésage et ainsi de diminuer la criticité du « point faible » observé dans les sections d'entrée de mandrin.

Nous avons défini deux scénarios permettant de simuler la double expansion successive. Le premier scénario inclue la réalisation de deux expansions dans des sens opposés. Cette solution semble la plus cohérente en vue d'homogénéiser les niveaux d'érouissages dans l'épaisseur de l'alésage. Toutefois, elle est parfois irréalisable sur des composants industriels du fait du manque d'accessibilité des outillages. Un deuxième scénario a, de fait,

été considéré afin de satisfaire les impératifs industriels. Dans ce deuxième scénario, deux expansions sont réalisées successivement dans le même trou, selon des sens identiques. Dans tous les cas, nous ne souhaitons pas réaliser de réalésage entre les opérations afin de simplifier la démarche sur un procédé réel. La solution choisie est de recommencer le même procédé deux fois, en changeant seulement la bague fendue pour une neuve entre les passages de mandrins. Ainsi, la deuxième expansion s'applique sur le profil résiduel de l'alésage. Le taux d'expansion appliqué la seconde fois est donc réduit vis à vis du premier, limitant ainsi les risques de rupture du matériau. Les modèles présentés en Figure 3.3.17 permettent d'étudier ces scénarios. Tel que nous pouvons l'observer, nous avons modélisé deux outillages (mandrins et bagues) et les mandrins se déplacent selon les directions $-z$ et $+z$ pour une expansion en sens opposé et selon $-z$ et $-z$ pour une expansion effectuée dans le même sens. Le nombre d'éléments du modèle passe à 18094 pour le scénario « sens opposé » et à 16929 pour le scénario « même sens ». Les conditions cinématiques permettant de respecter la chronologie du procédé sont fortement complexifiées. Le temps de calcul associé est respectivement de 1 heure 51 minutes et de 2 heures 1 minute sur 24 processeurs en parallèle.

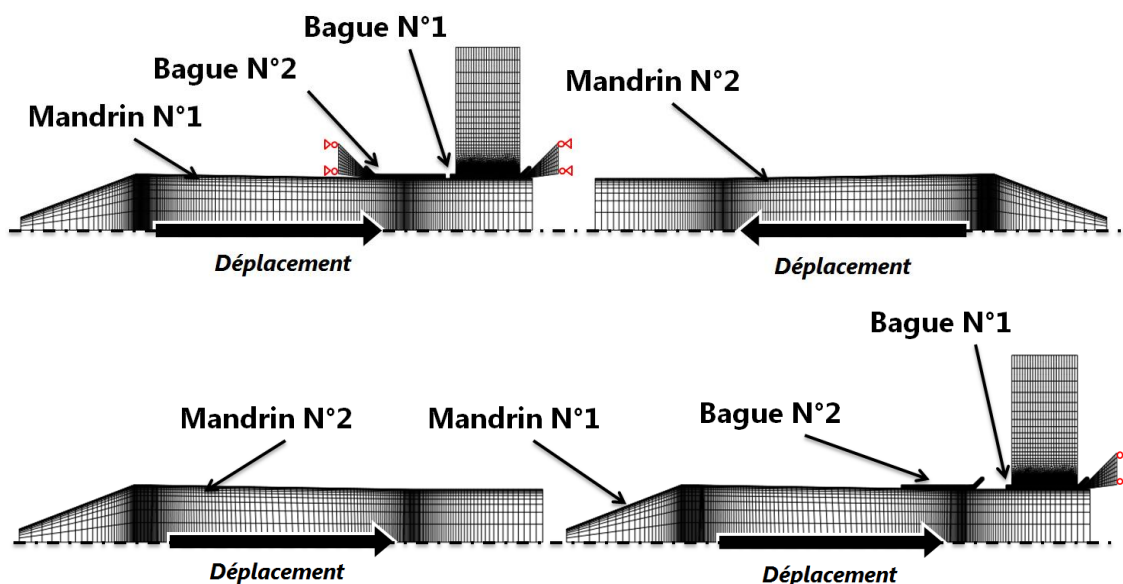


Figure 3.3.17. Modèles permettant la simulation de la double expansion dans le sens opposé (haut) et dans le même sens (bas).

La Figure 3.3.18 présente les résultats obtenus lors de la réalisation de deux expansions dans des sens opposés. A nouveau, l'alésage est en Ti-6AL-4V recuit $\alpha\beta$ (loi élastoplastique cinématique linéaire) et le taux initial théorique employé est de 6%. Pour homogénéiser la rédaction des remarques et ainsi faciliter leur compréhension, la face d'entrée de la première expansion sera toujours appelée face d'entrée malgré le changement de sens. Nous pouvons nous apercevoir sur la Figure 3.3.18 (gauche) que la seconde expansion a induit une balance importante des champs de contraintes entre les faces extérieures ainsi que des fortes modifications d'intensités liées à l'érouissage cinématique du matériau. Après réalésage et relaxation, l'homogénéité des contraintes entre les différentes sections d'observation est clairement améliorée. Par ailleurs, les formes des « pics compressifs » ont été quasiment échangées entre la face d'entrée et de sortie. Nous pouvons remarquer que sur les faces extérieures, les intensités sont proches de celles constatées en section médiane avec un pic

compressif de -990 MPa en sortie et de -1050 MPa en entrée. La largeur du « pic compressif » en sortie est clairement améliorée. En l'absence d'endommagement du matériau lors de la réalisation de cette deuxième expansion, la double expansion effectuée dans deux sens opposés est susceptible d'améliorer l'efficacité du procédé dans le titane.

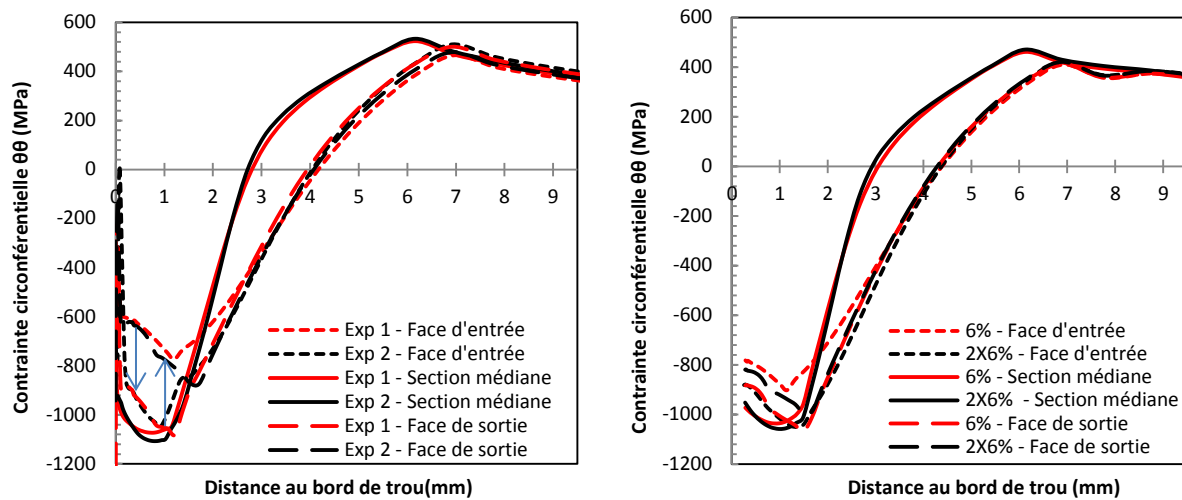


Figure 3.3.18. Comparaisons des contraintes résiduelles obtenues pour une ou deux expansions réalisées dans le sens opposé: après expansion (gauche) et après expansion et réalésage (droite).

D'un autre côté, les champs de contraintes obtenus après deux expansions réalisées dans le même sens ont été analysés. Les résultats ont montré que juste après la deuxième expansion, l'intensité de la contrainte circonférentielle en entrée de mandrin était améliorée mais réduite en sortie. Après réalésage et relaxation, nous avons observé une amélioration de l'homogénéité des champs après cette double expansion réalisée dans le même sens. Toutefois, ce scénario s'est révélé moins convaincant que le premier « en sens opposé ». Par conséquent, les résultats associés ne sont pas précisés dans ce rapport.

Les deux expansions successives induisent une augmentation de l'expansion résiduelle de l'alésage (Figure 3.3.19). Elle atteint 3,83% lorsque l'expansion est réalisée dans le même sens et 3,99% dans le sens opposé. Nous repérons que l'expansion radiale est améliorée pour les deux scénarios, plus fortement lorsque les deux expansions sont réalisées dans les sens opposés. Nous avons également observé une évolution de la déformation « volcan » après ces deux expansions successives. C'est quasi-exclusivement la hauteur du défaut qui est impactée par la double expansion. Pour le scénario « en sens opposé », nous avons pu relever une variation importante de +95% (0,117 mm) de la hauteur en entrée de mandrin et une variation négligeable en sortie (0,106 mm). Pour le scénario « dans le même sens », nous avons mesuré une variation de +10,4% en sortie (0,116 mm) et de +33% en entrée (0,08 mm). Nous avons pu voir que la double expansion permet d'améliorer théoriquement l'expansion radiale de l'alésage, et ce au détriment de l'augmentation des déformations hors plan du trou. Alors que les niveaux de contraintes sont fortement perturbés juste après la deuxième expansion du fait notamment des effets d'écoulement cinématiques, nous avons observé qu'après réalésage les champs de contraintes résiduelles résultant de retour élastique étaient plus homogènes que dans le cas d'une expansion unique.

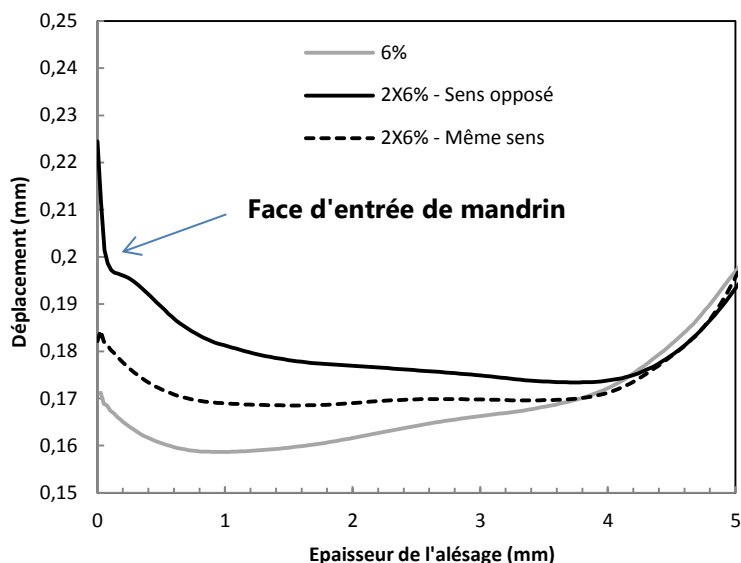


Figure 3.3.19. Profil radial résiduel de l'alésage après deux expansions successives.

3.4 SIMULATION DU PROCÉDE D'EXPANSION A FROID AU SEIN DES METAUX DURS AERONAUTIQUES

3.4.1 Détails des simulations

Le chapitre précédent a présenté les résultats obtenus lors de l'expansion d'un alésage de titane, plus précisément de l'alliage Ti-6Al-4V dans son état recuit $\alpha\beta$. Au vu des nombreux paramètres régissant le procédé, nous avons choisi dans un premier temps de simuler un cas typique industriel « référence » et nous avons par la suite évalué la dépendance des simulations à divers paramètres (géométriques ou matériaux). Dans ce paragraphe, nous allons reprendre la configuration standard de l'alésage d'épaisseur 5 mm. Nous allons cette fois-ci observer la réponse de divers métaux durs lors de l'application de l'expansion à froid avec un taux fixe de 6%. Les matériaux considérés sont ceux introduits au cours du paragraphe 3.2.3.5, à savoir des alliages classiquement employés dans les pièces de mâts réacteurs d'avions commerciaux. Nous avons choisi deux alliages de titane supplémentaires : le Ti-6Al-4V dans l'état recuit β (microstructure à gros grains) et le T40 dont le comportement mécanique est fondamentalement différent à celui du Ti-6Al-4V. Son module est quasi équivalent à celui du Ti-6Al-4V pour une limite élastique divisée par près de trois. Nous avons sélectionné deux aciers martensitiques à haut modules et hautes résistances : le 15-5PH H1025 et le Marval X12. Un superalliage à base Nickel a aussi été simulé du fait de ses caractéristiques mécaniques plus atypiques à température ambiante (haut module d'élasticité et résistance mécanique modérée). Les résultats sont mis en parallèle avec des simulations réalisées sur un alésage en aluminium 2024 T351, très couramment sujet à l'expansion à froid.

Le modèle axisymétrique considéré ici est donc identique à celui considéré dans la section 3.3. Les propriétés élastiques des matériaux employés sont données Tableau 3.2.1 et une loi élastoplastique à écrouissage cinématique linéaire est employée, reprenant les paramètres définis dans le Tableau 3.4.1. Du fait du changement des modèles matériaux, nous avons constaté que le nombre d'itérations et le temps de calcul nécessaire variait légèrement entre les simulations.

Base	Titane			Acier		Nickel	Aluminium
Alliage	$\alpha\beta$ Ti-6Al-4V	β Ti-6Al-4V	T40	15-5PH H1025	MARVALX12	Inconel 718 STA	2024 T351
Limite élastique (MPa)	970	909	445	1096	1220	870	340
$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_{plastique}}$	$2,01.10^3$	$1,09.10^3$	$0,49.10^3$	$1,77.10^3$	$1,55.10^3$	$2,58.10^3$	$1,14.10^3$
Temps de calcul	54 min	56 min	57 min	55 min	58 min	52 min	52 min

Tableau 3.4.1. Paramètres élastoplastiques considérés dans l'étude et temps de résolution associé.

Nous avons comparé les efforts théoriques requis afin de permettre la traversée du mandrin. La même méthode que celle proposée en section 3.3.1 a été employée, à savoir en utilisant la contrainte axiale maximale opérant dans la partie non conique du mandrin lors de l'expansion. La Figure 3.4.1 rassemble les résultats obtenus dans les simulations. Nous observons de fortes disparités dans l'intensité de l'effort nécessaire, variant alors de 3kN pour réaliser l'expansion de l'Al2024 et atteignant le double pour pratiquer l'expansion sur du Marval X12. L'effort de traction est fortement dépendant de la limite élastique du matériau, alors que le module est peu influant. Par exemple, l'Inconel 718 dispose d'un module élevé mais requiert moins d'efforts que le Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$ et β) pour être expansé.

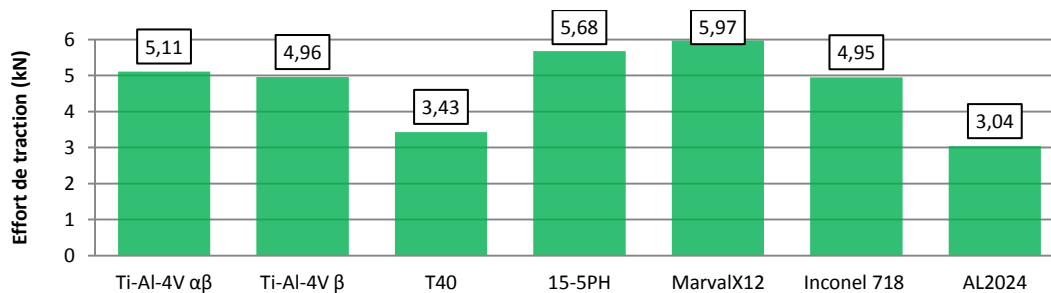


Figure 3.4.1. Effort de traction nécessaire à la traversée du mandrin en fonction du matériau testé.

3.4.2 Analyse des champs circonférentiels générés post expansion

Dans cette section, nous observons la réponse des alésages en métaux durs expansés en termes de contraintes résiduelles. Tel que proposé précédemment au chapitre 3.3, nous présentons les intensités et les étendues des contraintes en pleine section axisymétrique ainsi que leurs évolutions dans la section, pour différentes positions du mandrin (entrée, médiane et sortie). Les résultats présentés concernent seulement la contrainte circonférentielle et la contrainte radiale.

3.4.2.1 Alliages de titane

De par le poids économique que représentent les alliages de titane dans les avions commerciaux récents, nous avons placé le Ti-6Al-4V au centre de cette étude numérique. Il apparaît intéressant de traiter deux alliages supplémentaires, le Ti-6Al-4V dans sa variante de microstructure dite β , très employée pour sa forte ténacité et l'alliage T40, souvent présent dans les assemblages des mâts réacteurs. L'expansion à bague fendue avec un taux de 6% a permis la génération de champs circonférentiels étendus dans ces deux matériaux. Les résultats des simulations réalisées sur ces deux matériaux sont disponibles en

Annexes A.3 pour le Ti-6Al-4V recuit β et A.4 pour le T40. D'une manière générale, les phénomènes décrits aux paragraphes précédents sont identifiés à nouveau sur ces matériaux. Nous retrouvons particulièrement les problématiques d'hétérogénéités et les redistributions générées par le réalésage. Nous observons tout de même un comportement assez intéressant en face d'entrée de mandrin du T40. La forme de la zone « faible » y est en effet différente par rapport au Ti-6AL-4V. Alors que les frontières compressives et les étendues des champs varient peu, ce sont surtout les intensités des contraintes qui sont modifiées. Pour l'alliage Ti-6Al-4V recuit β , les valeurs obtenues sont très proches de celles observées sur l'alliage type $\alpha\beta$, le « pic compressif » atteignant alors -1025 MPa. Le niveau de compression observé dans le T40 est beaucoup plus faible, avec une valeur de pic proche de -520 MPa. Sur la Figure 3.4.2, nous pouvons relever le pourcentage d'hétérogénéité de la contrainte circonférentielle dans l'épaisseur de l'alésage. Les valeurs sont ici collectées le long du chemin correspondant au diamètre de réalésage du trou (cf. : Figure 3.2.13). Sur le Ti-6Al-4V recuit β , après expansion, nous mesurons un pourcentage d'hétérogénéité atteignant 35% en entrée de mandrin et 14,5% en sortie. Après réalésage, ce pourcentage est réduit à 18,4% en entrée et 13,2% en sortie. Sur le T40, après expansion, nous pouvons mesurer un pourcentage d'hétérogénéité très important qui atteint quasiment 50% en entrée de mandrin et 23,5% en sortie. Après réalésage, ce pourcentage est réduit à 12,3% en entrée et 8,4% en sortie de mandrin.

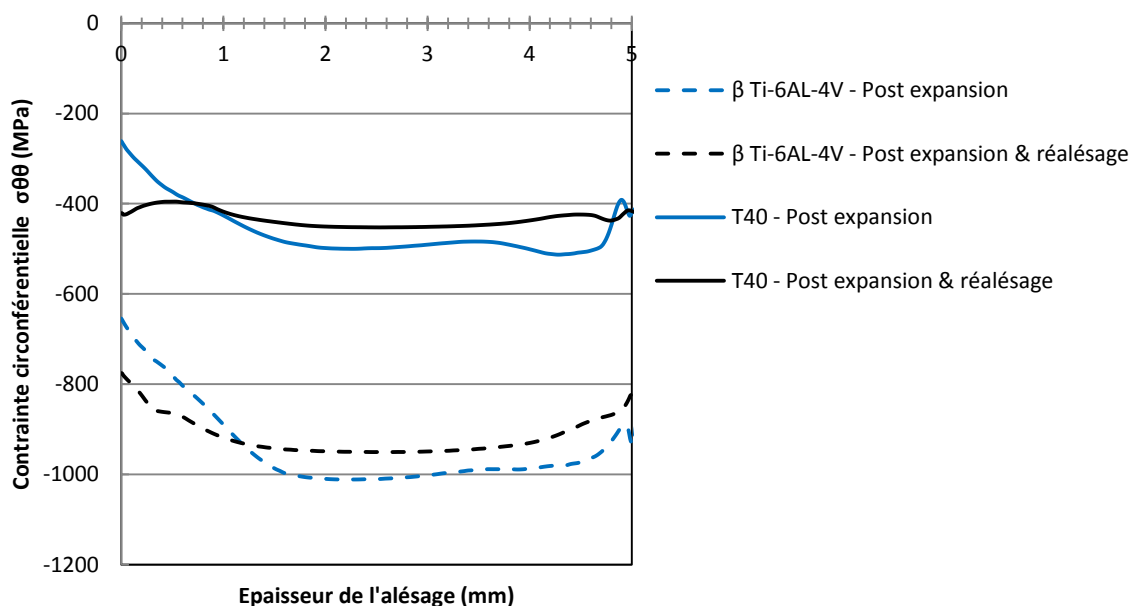


Figure 3.4.2. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'alésages en titane.

3.4.2.2 Aciers Martensitiques

Les aciers inoxydables à hautes performances sont encore très employés dans les structures primaires de mâts réacteurs d'avions en service. Les deux alliages sélectionnés, le 15-5PH et le Marval X12 en sont les principaux représentants. Les résultats de simulation de l'expansion sur ces deux matériaux sont disponibles en Annexes A.5 pour le 15-5PH et A.6 pour le Marval X12. Nous avons noté des phénoménologies déjà identifiées lors de l'expansion des titanes. Du fait de leurs très hautes limites élastiques, les « pics compressifs » sont cependant encore plus élevés. En section médiane, nous relevons des niveaux de compression maximaux de -1200 MPa pour le 15-5PH et de -1500 MPa pour le Marval X12. Sur la Figure 3.4.3, nous

avons tracé l'évolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur de l'alésage en section de réalésage. Sur le 15-5PH, après expansion, nous mesurons un pourcentage d'hétérogénéité atteignant 42,9% en entrée de mandrin et 14,2% en sortie. Après réalésage, ce pourcentage est réduit à 25,4% en entrée et 10,2% en sortie. Sur le Marval X12, après expansion, nous mesurons un pourcentage d'hétérogénéité atteignant 39% en entrée de mandrin et 12,6% en sortie. Après réalésage, ce pourcentage est réduit à 25,4% en entrée et 9,8% en sortie. Nous pouvons ainsi conclure que l'expansion sur le Marval a généré des champs de contraintes résiduelles extrêmement proches en termes de distribution que sur le 15-5PH. Les intensités sont toutefois fortement plus compressives que sur ce dernier.

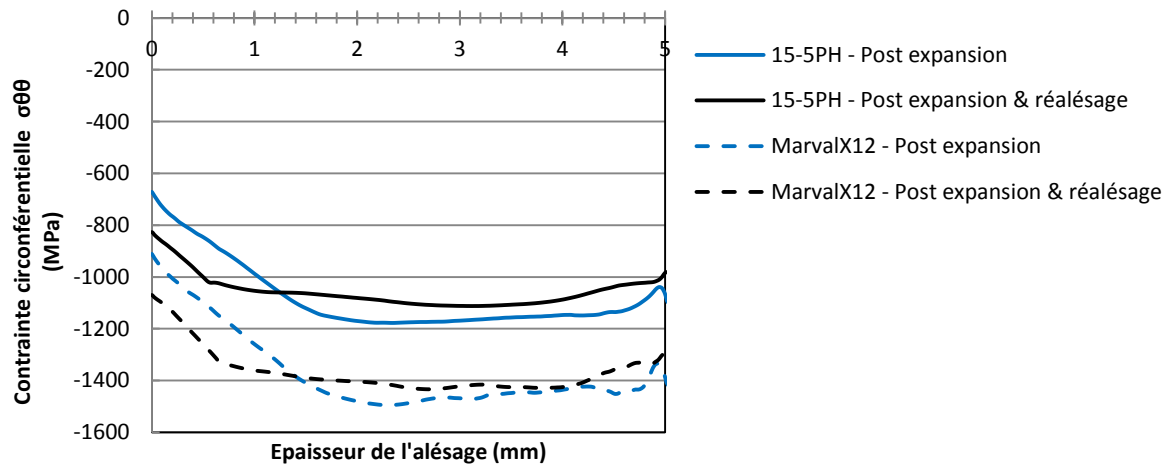


Figure 3.4.3. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'alésages en aciers.

3.4.2.3 Superalliage Nickel

Les résultats de simulation de l'expansion sur le superalliage à base nickel (Inconel 718) sont disponibles en Annexe A.7. En section médiane, nous avons relevé des niveaux maximaux de compression de -937 MPa. Sur la Figure 3.4.4 nous avons tracé l'évolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur de l'alésage en section de réalésage. Après expansion, nous mesurons un pourcentage d'hétérogénéité atteignant 46,6% en entrée de mandrin et 11,7% en sortie. Après réalésage, ce pourcentage est réduit à 22,1% en entrée et 10,2% en sortie.

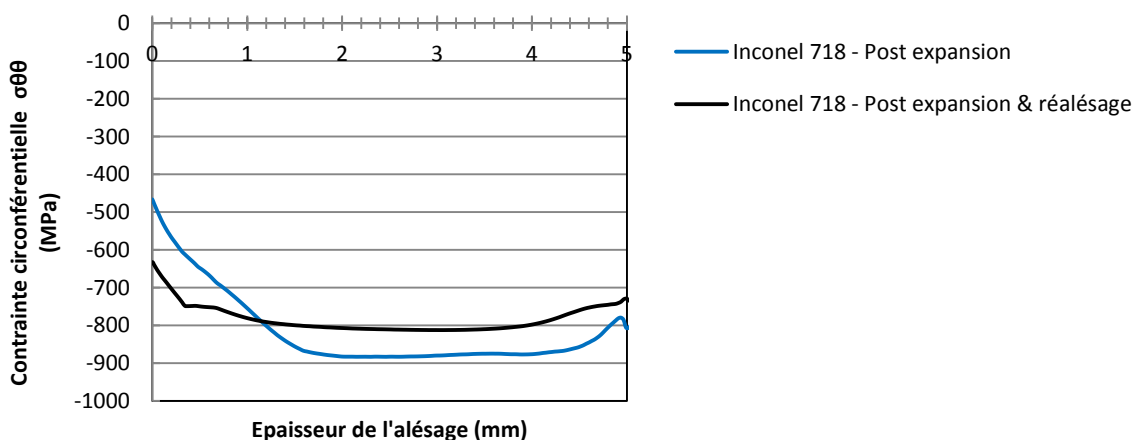


Figure 3.4.4. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'un alésage en nickel.

3.4.2.4 Alliage d'aluminium

Les résultats de simulation de l'expansion sur l'alliage d'aluminium 2024 sont disponibles en Annexe A.8. En section médiane, nous avons relevé des niveaux maximaux de compression de -375 MPa, beaucoup plus faibles que sur les métaux durs. Sur la Figure 3.4.5, nous avons tracé l'évolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur de l'alésage en section de réalésage. Après expansion, nous mesurons un pourcentage d'hétérogénéité atteignant 51,8% en entrée et 24,7% en sortie. Après réalésage, ce pourcentage est réduit à 9,1% en entrée et 6,5% en sortie.

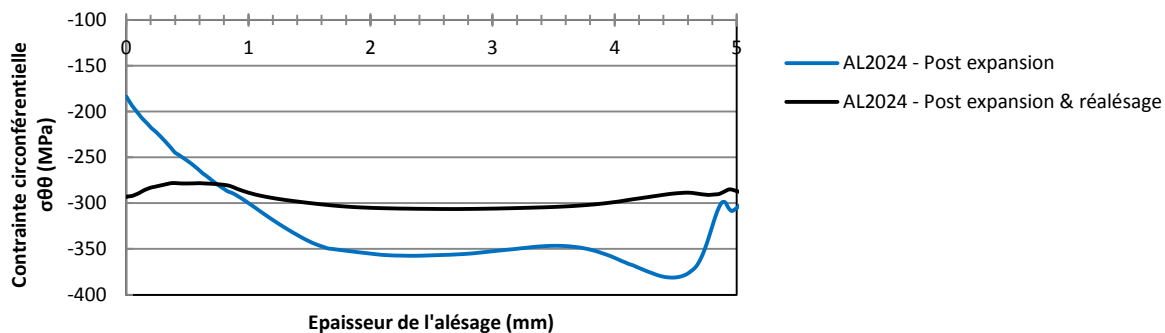


Figure 3.4.5. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'un alésage en aluminium.

3.4.2.5 Relation entre la limite élastique et l'homogénéité des contraintes circonférentielles

Cette section a pour objectif de résumer et d'analyser les résultats obtenus vis-à-vis des pourcentages d'hétérogénéités. Une première mise en parallèle des valeurs avec les modules d'élasticité des matériaux n'a révélé aucune tendance évidente. Cependant, la mise en parallèle avec les limites d'élasticités des matériaux testés a permis de dégager des informations très intéressantes.

Sur la Figure 3.4.6, nous avons tracé l'évolution des pourcentages obtenus en entrée et sortie de mandrin juste après expansion et après expansion et réalésage. Dans la partie gauche de la Figure 3.4.6, nous observons qu'après expansion, l'homogénéité dans la section s'accroît alors que la limite d'élasticité augmente. Ces valeurs semblent se stabiliser autour des 40% en entrée et autour des 10% en sortie. Nous remarquons une différence de comportement marquée entre les métaux durs et les alliages à caractéristiques moindres. Sur la partie droite de la Figure 3.4.6, les résultats sont comparés après réalésage. Dans ce cas de figure, l'homogénéité dans la section s'accroît en entrée de mandrin lorsque la limite élastique diminue. En face de sortie, la même tendance est observée mais les valeurs varient peu entre les alliages. Ces résultats montrent à nouveau l'importance de la redistribution opérant suite au réalésage des pièces.

L'explication du phénomène observé n'est pas évidente et la réalisation de travaux supplémentaires peut être intéressante. Nous pourrions par exemple reprendre l'étude en faisant uniquement varier la limite élastique dans les paramètres matériaux. Il faut aussi observer que les résultats sont ici traités en termes de pourcentages. Ces pourcentages représentent des variations de contraintes effectives plus importantes sur les métaux durs et qui peuvent se révéler très préjudiciables pour la tenue en fatigue de l'alésage.

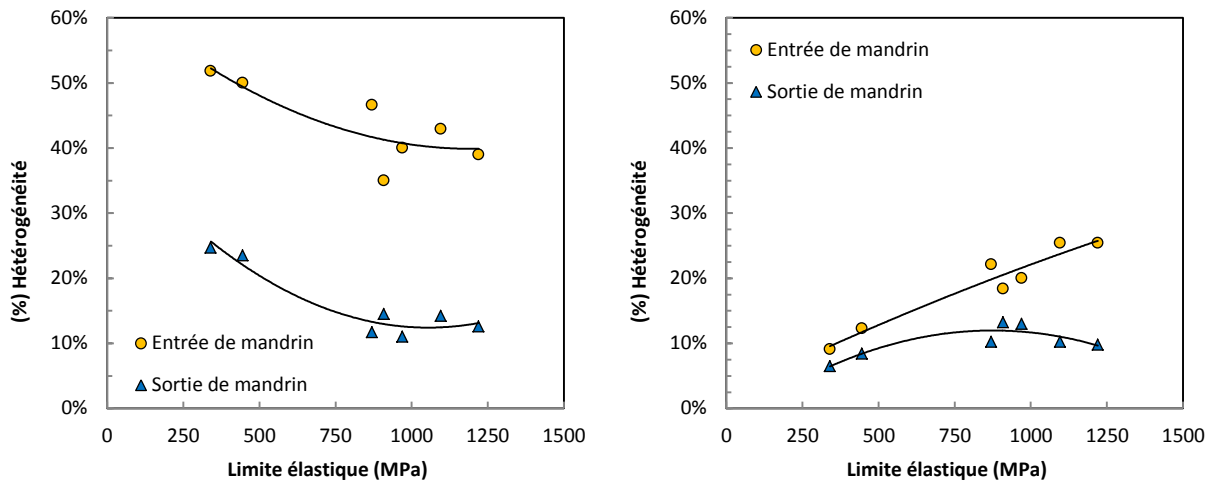


Figure 3.4.6. Evolution du pourcentage d'hétérogénéité en face d'entrée et de sortie de mandrin après expansion (gauche) et après réalésage (droite) en fonction de la limite élastique des matériaux testés.

3.4.3 Influence du matériau sur les déformations des pièces

Dans cette étude, nous avons cherché à comprendre l'influence des propriétés des matériaux sur la nature et l'intensité des déformations du trou après expansion. Pour tous les matériaux testés et pour un taux d'expansion fixe de 6%, les modes de déformations principaux identifiés sont identiques. Comme proposé lors de l'étude du Ti-6AL-4V (recuit $\alpha\beta$), nous analysons l'impact de l'expansion sur la déformation hors plan type « volcan » et sur le profil de la surface « en tonneau inversé » du trou expansé. Tel que présenté sur la Figure 3.4.7 en partie gauche, les étendues des défauts hors plan ne sont pas fondamentalement modifiées lorsque le matériau de base l'est. D'un autre côté, nous notons que la hauteur maximale du « volcan » est fortement impactée. En face de sortie, les valeurs collectées montrent que le défaut est aussi important entre le Ti-6Al-4V et l'acier. Le défaut sur l'alliage d'aluminium est, lui, beaucoup plus faible (-35,8%). En face d'entrée, il est plus important sur l'acier (+23%) par rapport au titane et il est légèrement plus faible sur l'aluminium (-10%).

Dans la partie droite de la Figure 3.4.7, nous pouvons observer l'impact de l'expansion sur le profil du trou. A nouveau, des différences sont flagrantes entre les différents matériaux. Tout d'abord, nous notons que l'expansion radiale résiduelle est toujours la plus importante en sortie de mandrin. En entrée de mandrin, nous relevons aussi une différence de diamètre. Alors que ces différences au sein de l'épaisseur sont très importantes pour le titane, elles sont beaucoup plus réduites au sein de l'aluminium (cylindre plus droit). D'un autre côté, nous pouvons voir que le taux d'expansion résiduel prédit est très différent suivant les matériaux expansés. Sur le Tableau 3.4.2, nous pouvons voir que le retour élastique est le plus important sur le Ti-6AL-4V recuit $\alpha\beta$. Il est très faible sur l'inconel 718 et l'aluminium 2024.

	<i>Ti-6AL-4V (recuit $\alpha\beta$)</i>	<i>Ti-6AL-4V (recuit β)</i>	<i>15-5PH</i>	<i>Inconel 718</i>	<i>Al2024</i>
$Re_{moy,6\%}$	3,72	3,95	3,86	4,22	4,67

Tableau 3.4.2. Détermination du taux d'expansion résiduel en fonction du matériau expansé.

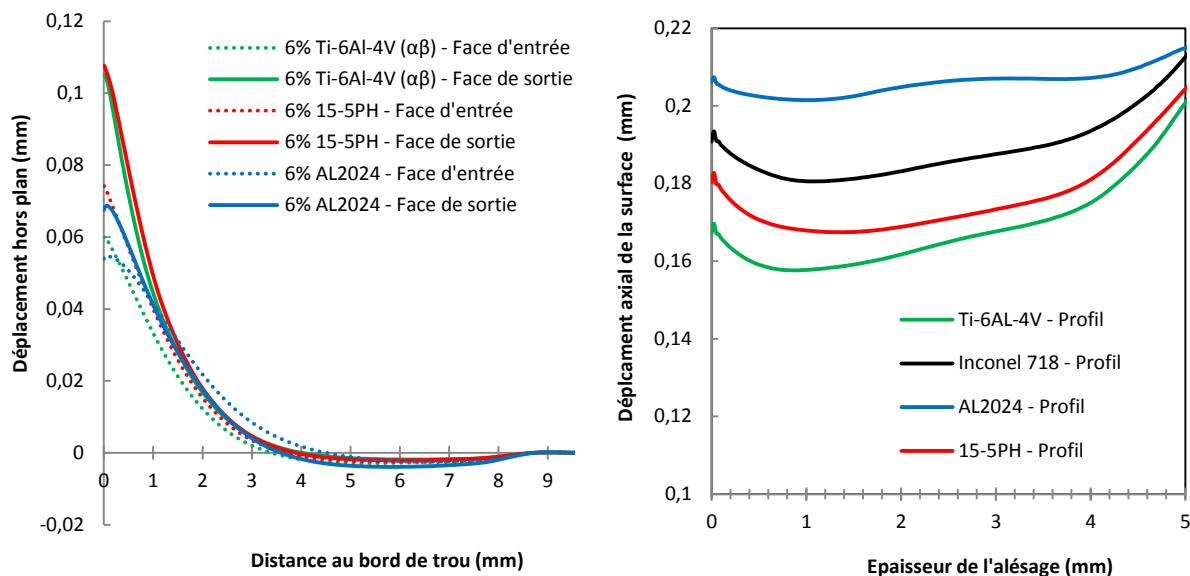


Figure 3.4.7. Déformation type « volcan » (gauche) et profil de surface du trou (droite) après expansion de divers matériaux (6%).

3.5 SIMULATION DE L'EXPANSION A FROID D'ALESAGES EMPILES

3.5.1 Généralités

Jusqu'ici, nous avons étudié les conséquences de l'expansion réalisée au sein d'un alésage unique. Tel que souligné lors de l'étude bibliographique, du fait d'impératifs de production ou de maintenance des composants, l'expansion est souvent réalisée en vue de traiter des assemblages mécaniques assemblés, composés d'empilages mono ou multi-matériaux. Dans ce cas, l'expansion est réalisée au travers de l'ensemble des composants juxtaposés via un mandrin et une bague unique. Mann et al [MAN1] ont observé de fortes différences en termes de déformations aux interfaces des tôles empilés et expansés simultanément. Dans notre étude, il convient de s'intéresser aux différences induites par l'expansion d'un assemblage en comparaison à l'expansion un alésage unique. La différence principale existante lors de l'expansion d'un empilage provient de l'existence d'une rigidité additionnelle dans le sens axial. Cette rigidité est introduite par les composants additionnels existants dans l'assemblage ; en vis-à-vis et au loin des alésages expansés. Elle peut aussi être introduite par la présence de fixations d'assemblage précontraintes, installées proche des trous à expanser. Dans cette section nous allons observer l'impact de l'existence d'une contrainte axiale sur la phénoménologie de l'expansion à froid et sur les champs résiduels générés (contraintes et déformations). Notre objectif est d'étudier les phénomènes régnant aux interfaces des pièces expansées et d'observer si le maintien ou bien la précontrainte axiale sont susceptibles de réduire les déformations de type « volcan » au sein des assemblages.

Du fait de la forte disparité des rigidités et des précontraintes axiales dans les assemblages en métaux durs, nous allons étudier deux cas de figures où l'expansion est réalisée simultanément dans deux alésages juxtaposés en Ti-6Al-4V (αβ). La géométrie du trou étudié ici, est identique à celle la plus considérée dans les paragraphes précédents. L'étude concerne ainsi un alésage de diamètre 9,525 mm d'épaisseur 5 mm, et pour un taux d'expansion de 6%. Dans un premier cas, nous allons simuler l'expansion de ces deux alésages insérés au sein

d'un assemblage multi-composants très rigide assurant un fort maintien axial, sans ajout supplémentaire de précontrainte axiale. Cette situation peut être assimilée à une structure mécanique en métaux durs très rigide ou bien à un outillage de maintien. Dans un second cas de figure, nous allons simuler l'expansion réalisée au sein d'un assemblage de tôles en titane précontraintes axialement. Ce cas simulera une précontrainte relativement faible appliquée via des fixations temporaires, configuration utilisée sur les assemblages industriels (structures aéronautiques).

3.5.2 Etude de l'expansion au sein d'un assemblage rigide

Tel qu'introduit précédemment, nous souhaitons dans un premier cas simuler l'expansion des alésages en titane au sein d'un assemblage assurant un fort maintien axial des tôles. Afin de diminuer la taille des modèles, seule une interface de pièces est étudiée. La modélisation axisymétrique présentée en Figure 3.5.1 utilise des caractéristiques proches de celles utilisées précédemment dans les simulations sur alésage « unique ».

Ici, les deux tôles en Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$) sont insérées au sein d'un assemblage en acier (raidisseurs) positionnés de part et d'autre des tôles à expanser. Dans cette simulation, les raidisseurs ne sont pas expansés lors du passage des outillages. Ils sont modélisés par deux composants élastiques linéaires ($E= 210$ GPa) d'épaisseur 6 mm arrêtés axialement sur leurs faces extérieures (pas de précontrainte additionnelle). Nous souhaitons absolument utiliser ces composants et être capable de simuler l'élasticité des interfaces afin d'être plus représentatifs de phénomènes réels intervenant dans ces zones. Cette solution permet en effet un mouvement de l'interface lors de l'expansion. Le frottement entre les pièces et les raidisseurs est négligé. Entre les pièces en titane, il est fixé à 0,36, valeur conventionnelle d'un frottement sec entre deux surfaces en Ti-6Al-4V. L'étape d'expansion inclut le passage des outillages au travers de l'ensemble de l'empilage. Afin de comparer les résultats sur pièce finie « relâchée » de l'empilage, nous avons simulé des étapes de retrait et de réalésage des pièces. Sur le procédé réel d'expansion, nous rappelons que les pièces sont rarement retirées de l'empilage et que le réalésage est effectué au travers de l'ensemble. Au vu des diverses pièces simulées, la grande étendue des surfaces en contacts et des niveaux de plasticité imposés, la taille du modèle s'accroît fortement (65218 éléments) et le temps de résolution s'élève à un peu moins de 34h en utilisant 24 processeurs en parallèle. L'effort maximal dans le mandrin mesuré lors de l'expansion est de 9,8 kN, donc supérieur à celui nécessaire pour expanser une épaisseur équivalente non contrainte dans un empilage (cf. Figure 3.3.14).

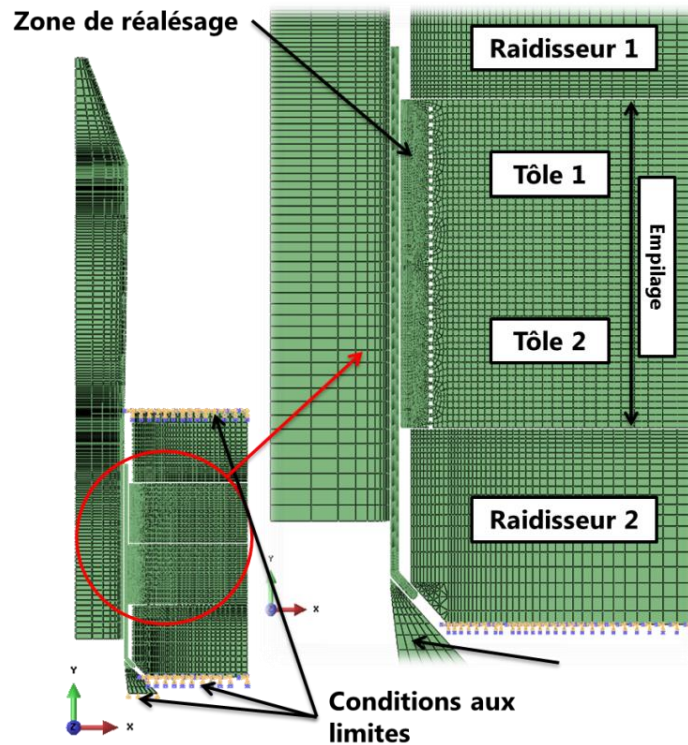


Figure 3.5.1. Modélisation de l'expansion à froid au sein d'un assemblage rigide.

Observons tout d'abord l'impact de l'expansion sur les déformations résiduelles à l'interface titane/titane afin de voir si le « bridage » axial est une bonne solution pour améliorer les planités des surfaces. Le relevé des déformations hors plan après expansion de l'empilage et après le réalésage subséquent est présenté en Figure 3.5.2. Nous remarquons que le fait de rigidifier axialement a permis de réduire de manière très importante les défauts à l'interface. D'une manière générale, nous constatons que les hauteurs de défauts sont divisées par 10. Toutefois, la planéité des surfaces à l'interface n'est pas garantie. De plus, des bavures sont clairement observées sur les faces externes de l'assemblage empilé. Après relâchement et réalésage des plaques, les défauts sont encore plus faibles et les bavures retirées. Les défauts restants ont alors une hauteur vraiment très faible, ne dépassant pas 0,01 mm.

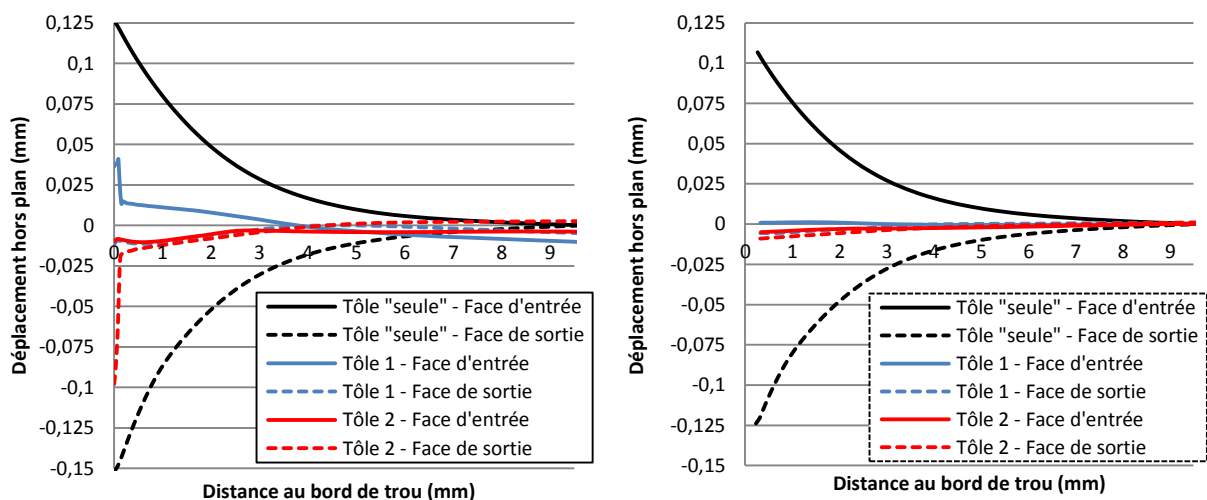


Figure 3.5.2. Evolution de la déformation « volcan » en face d'entrée et de sortie dans un assemblage rigide après expansion (gauche) et après réalésage (droite).

Après avoir observé que l'expansion dans l'assemblage rigide mais pas précontraint permettait de réduire les déformations hors plan aux interfaces, il s'agit maintenant d'observer l'impact sur les contraintes résiduelles générées. La Figure 3.5.3 trace les champs de contraintes circonférentielles générés juste après expansion (gauche) et après expansion et réalésage des pièces (droite). Juste après le passage du mandrin, nous pouvons remarquer que dans chaque pièce, une forte contrainte compressive circonférentielle a été générée (inférieure à -1100 MPa). Par ailleurs, l'hétérogénéité de cette contrainte est encore plus forte que pour un alésage « seul ». Ce sont particulièrement les pics compressifs en faces d'entrées qui se retrouvent très réduits alors qu'en face de sortie, ils sont très étendus. L'annexe A.9 présente la distribution des contraintes en pleine section dans les différentes pièces. Nous pouvons observer que l'expansion dans l'empilage (colonne de gauche) a permis la génération de contraintes radiales dont les distributions dans l'épaisseur de la section sont très différentes par rapport à un alésage « seul ». Finalement, les contraintes axiales sont très importantes alors qu'elles étaient très peu présentes d'une manière générale sur les alésages « seuls » (sauf sur pièce épaisse). La sortie des pièces de l'empilage et leur réalésage nous permettent d'observer l'état final des contraintes générées. Sur la Figure 3.5.3 (droite) et sur l'annexe A.9 (colonne de droite), nous pouvons noter que la contrainte circonférentielle reste fortement hétérogène dans les pièces. Par ailleurs, les contraintes radiales et axiales après relâchement sont très affectées. En termes de distribution et d'intensités, c'est la contrainte axiale qui présente le plus de différences par rapport au trou « seul » expansé et qui peut être la source des importantes variations qui existent entre l'expansion d'un trou logé dans un empilage rigide ou non.

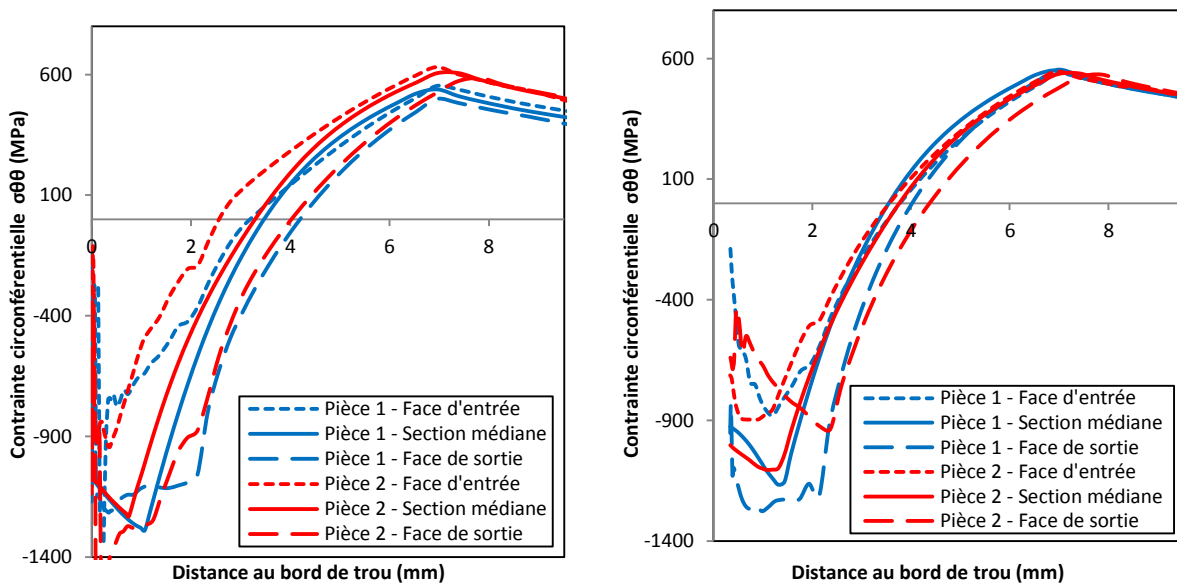


Figure 3.5.3. Champs de contraintes circonférentielles après expansion d'un empilage rigide (gauche) et après relâchement et réalésage des pièces (droite).

3.5.3 Etude de l'expansion dans un assemblage précontraint

Afin de refléter un autre cas typique de l'environnement d'expansion, nous avons cherché à expandre un empilage de deux alésages en Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$) soumis à une précontrainte axiale d'assemblage. Alors que le modèle général reprend les caractéristiques des simulations précédentes, cette fois-ci, une précontrainte existe entre les tôles. Tel que représenté en

Figure 3.5.4, la précontrainte dans l'assemblage est modélisée par l'application d'une pression de surface de part et d'autre de l'empilage. Cette précontrainte est appliquée en amont du démarrage de l'expansion et est maintenue tout au long du procédé. Elle est finalement relâchée et les pièces sont réalisées. En termes de pressions de contacts appliquées, nous avons cherché à être représentatifs des conditions réelles de pression qui existent dans ces assemblages. Les niveaux de prétension sont très divers et peuvent aller de quelques kilo-Newtons dans le cas d'un épinglage de production à plusieurs dizaines ou centaines de kilo-Newtons en fonction des fixations environnantes. Nous avons choisi nos valeurs de pressions de contacts appliquées en prenant pour intensité de référence la moitié de la contrainte à rupture en traction de fixations aéronautiques. Les fixations choisies sont des standards de type EN6115 en titane, sur des codes diamètres standards allant de 4 à 10. Les pressions de contacts équivalentes permettant de simuler l'effort de prétension varient alors de 5 MPa (épinglage 2,8 kN) à 750 MPa (430 kN) pour les fixations les plus grosses. Dans notre plan d'expérience numérique, nous avons simulé de nombreux niveaux de pression et les résultats observés ont été très intéressants. Dans cette section, nous présenterons seulement le cas où l'expansion est réalisée dans un assemblage « épinglé » lors de la phase de production ou de maintenance des structures.

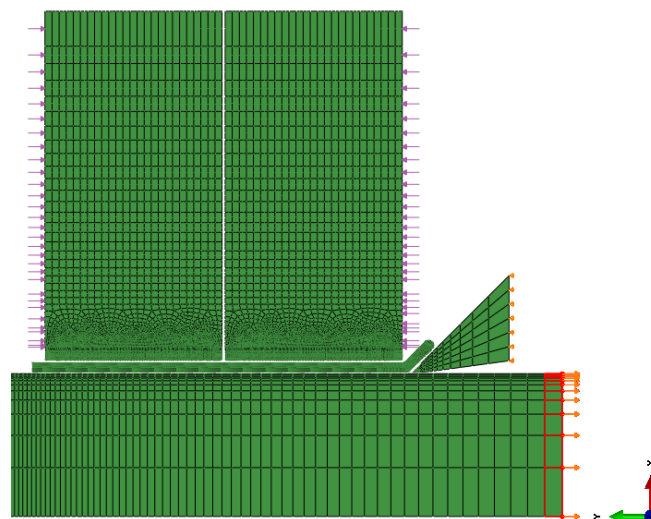


Figure 3.5.4. Application d'une précontrainte dans l'empilage à expanser.

Nous avons constaté un impact significatif de la précontrainte sur le comportement des plaques lors de l'expansion. Ainsi, pour des précontraintes faibles, nous observons le décollement des plaque hors des arêtes du trou. Ces décollements, bien que réduits, persistent lorsque la précontrainte augmente et disparaissent après 90 MPa (50kN). Les tôles restent alors en contact sur toutes leurs surfaces au cours du processus d'expansion. Même pour une pression faible d'épinglage, nous avons remarqué des variations importantes des défauts hors plan aux interfaces. Tel que présenté en Figure 3.5.5 après relâchement de la prétention et réalésage des pièces, les déformations ont été fortement réduites. Les hauteurs maximales des défauts sont alors inférieures à 0,025 mm. Par ailleurs, sur les autres faces (hors de l'interface), les déformations sont inchangées par rapport à un alésage « seul ». Dans cette autre configuration d'expansion d'un empilage, nous avons vu qu'il était possible de réduire la hauteur des défauts de planéité. Il s'agit maintenant d'observer l'impact de cette précontrainte axiale sur les contraintes résiduelles générées.

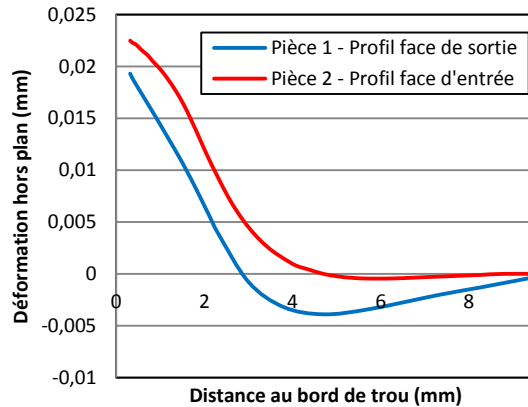


Figure 3.5.5. Déformation de type "volcan" à l'interface de deux tôles expansées simultanément et précontraintes axialement (épinglage 2,8kN).

La Figure 3.5.6 trace les champs de contraintes circonférentielles générés juste après expansion (gauche) et après expansion, retrait de la précontrainte et réalésage des pièces (droite). Afin de compléter les résultats, l'annexe A.10 présente la distribution des contraintes en pleines sections dans les différentes pièces. D'une manière globale, nous pouvons voir que juste après expansion, les champs de contraintes circonférentielles radiales et axiales générées sont relativement proches de ceux générées sur pièces « seules » avec un « point faible » circonférentiel très marqué en entrée de la première pièce expansée. Cependant, après relâchement de la prétension, les différences sont flagrantes et nous observons un décalage très important des champs de contraintes depuis le bord du trou. La relaxation notée des contraintes radiales sur les surfaces extérieures, conjointement à la redistribution des contraintes axiales, joue très certainement un rôle primordial dans ce décalage des champs résiduels. Les résultats sont assez difficiles à expliquer à ce jour, d'autant plus que le phénomène est fortement dépendant de la prétension appliquée. Les travaux en cours ont pour objectif d'apporter un degré de compréhension supplémentaire dans la maîtrise de ces configurations d'expansion.

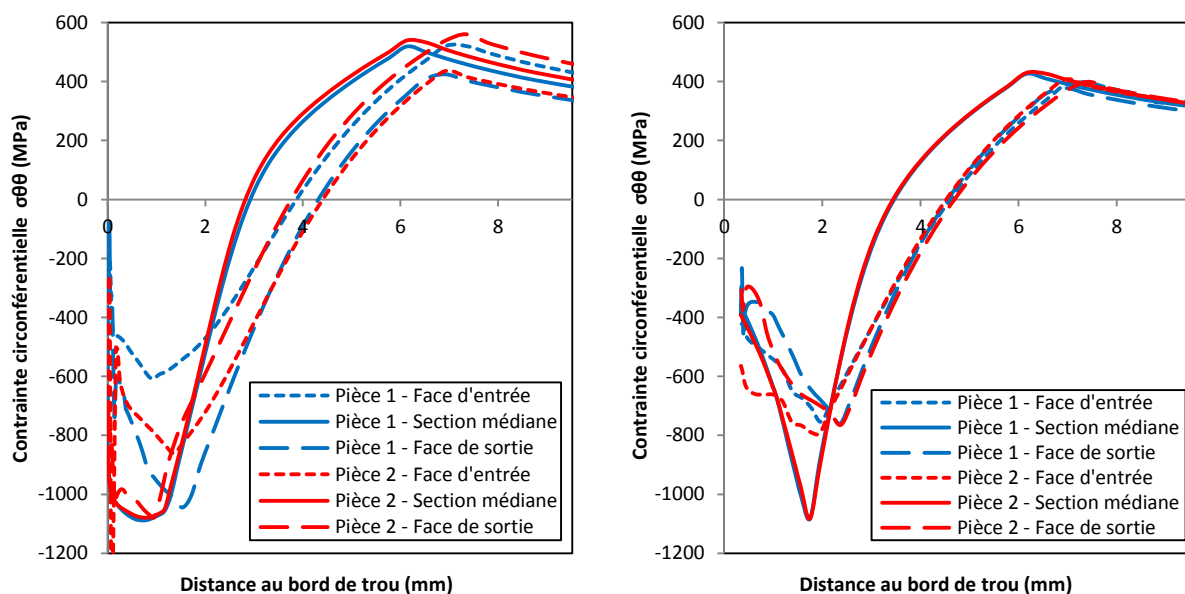


Figure 3.5.6. Champs de contraintes circonférentielles après expansion d'un empilage précontraint (gauche) et après relâchement et réalésage des pièces (droite).

3.6 CONCLUSION DE L'ETUDE NUMERIQUE

Les travaux numériques réalisés pour ces travaux de thèse contribuent à l'étude du procédé d'expansion à froid dans les alésages métalliques. Le développement d'une stratégie de modélisation polyvalente axisymétrique a permis de simuler le procédé de la « bague fendue » dans plusieurs configurations opératoires. L'analyse des résultats obtenus nous permet aujourd'hui de mieux comprendre l'impact de ce procédé, particulièrement du point de vue des contraintes et des déformations résiduelles dans les sections expansées en métaux durs. L'expansion est un procédé qui met en jeu des phénomènes complexes. Par ailleurs, les paramètres qui le définissent sont nombreux et les conditions opératoires sont variées. Une simulation « de référence » de l'expansion d'un alliage de titane a été établie et a permis d'avoir bonne vision de l'impact du procédé sur un composant industriel. Par la suite, nous avons testé la dépendance des simulations à divers paramètres tel que l'impact de la variation du taux d'expansion, de la loi élastoplastique employée et de la variation de l'épaisseur de l'alésage. Par ailleurs, nous avons utilisé les modèles afin d'étudier diverses méthodologies d'application du procédé. Nous avons abordé particulièrement l'expansion multiple et la simulation de l'expansion réalisée au sein d'un assemblage mécanique composé d'un empilement de pièces. Bien que la majorité de l'étude porte sur le comportement d'un alliage de titane, nous avons simulé d'autres métaux durs dans la « configuration référence ». Nous avons observé que le procédé d'expansion à froid génère de champs de contraintes circonférentielles intenses et étendus en bord de trou expansé. Toutefois, nous avons observé d'autres phénomènes intéressants et les principales conclusions sont décrites ci-après.

- Les faces extérieures des pièces présentent un maintien axial plus faible qu'une section localisée « en pleine matière ». En conséquence, l'expansion radiale est moins efficace et le matériau peut fluer hors-plan. La conséquence directe est la génération de champs de contraintes résiduelles fortement hétérogènes dans l'épaisseur. Nous retrouvons une intensité de contraintes circonférentielles plus faible en entrée de mandrin. L'étendue de cette zone compressive est toutefois plus importante près des faces extérieures où elle atteint une distance quasi égale à la moitié du diamètre d'expansion contre le tiers de cette valeur en section médiane. La contrainte radiale y est aussi bien plus importante.
- Après expansion à froid « à bague fendue », des déformations de type « volcan » sont générées et les profils axiaux résiduels sont affectés. La simulation du procédé de réalésage montre que cette étape permet le rééquilibrage important des contraintes et réduit les phénomènes d'hétérogénéités dans la section.
- La variation du taux d'expansion a un impact significatif sur l'étendue des champs de contraintes circonférentielles générées et peu sur les intensités. Lorsque le taux d'expansion augmente, la zone affectée par les contraintes de compression augmente de manière importante. Les déformations résiduelles et les efforts nécessaires à l'expansion sont aussi augmentés avec le taux d'expansion.
- L'utilisation de loi élastoplastiques différentes ne change pas la phénoménologie du procédé et modifie de manière négligeable l'étendue des champs de contraintes circonférentielles. Toutefois l'intensité des zones de compression au bord de trou est

très affectée. L'effet Bauschinger intervenant lors de l'expansion est représenté via la loi d'écrouissage cinématique.

- L'épaississement de l'alésage (au-delà d'une valeur donnée) implique la génération de fortes contraintes axiales proche du bord de trou. A partir d'un seuil d'épaisseur, les efforts de traction du mandrin augmentent quasi-linéairement avec l'épaisseur de l'alésage traité et les déformations hors-plan augmentent aussi.
- La réalisation de deux expansions successives dans des sens identiques ou contraires permet d'améliorer l'expansion radiale de l'alésage. La double expansion dans des sens contraires s'est révélée plus convaincante. L'écrouissage cyclique induit des diminutions de contraintes locales proches des surfaces externes. Cependant, après réalésage, l'homogénéité des contraintes est améliorée de manière significative et elle est bonifiée par rapport à l'expansion seule. En contrepartie, les déplacements hors plans sont augmentés.
- Les simulations de l'expansion réalisées sur d'autres métaux durs (titanes, aciers et superalliage) ont révélé globalement des comportements proches de ceux observés sur le Ti-6Al-4V. D'une manière générale les phénomènes décrits aux chapitres précédents sont identifiés à nouveau sur ces matériaux, même si des différences persistent. Particulièrement, les intensités de contraintes résiduelles et l'augmentation des efforts de traction sont proportionnels à la limite élastique du matériau. De même, les déformations de type volcan augmentent avec la tenue mécanique et les différences de retour élastique des matériaux engendrent des expansions résiduelles différentes.
- Nous avons constaté que le pourcentage d'hétérogénéité dans la section varie en fonction de la limite élastique du matériau expansé. Après expansion, l'hétérogénéité est réduite alors que la limite d'élasticité augmente. Après expansion suivie d'un réalésage, la tendance inverse est observée et l'homogénéité s'améliore lorsque la limite d'élasticité décroît.
- La modélisation a été adaptée afin d'étudier le procédé d'expansion réalisé au sein d'empilages de deux tôles de Ti-6AL-4V. Nous avons considéré deux cas opératoires, l'empilage « rigide » et l'assemblage précontraint. Nous avons observé que la configuration d'expansion a un impact notable sur les déformations générées aux interfaces. Notamment, nous avons réduit de manière significative les hauteurs de défauts hors plan. Les champs de contraintes résiduelles générées au sein des pièces sont différents de ceux présents après expansion d'un trou « seul ».

CHAPITRE 4

CARACTERISATION EXPERIMENTALE DES ALESAGES EXPANSES

Ce chapitre présente les travaux expérimentaux visant à contribuer à la caractérisation des alésages en métaux durs lors de l'expansion à froid. Après présentation de la procédure expérimentale, l'impact du procédé sur les alésages est observé et les mesures de contraintes résiduelles via la technique du trou incrémental sont discutées.

Plan du chapitre

4.1	Introduction à l'étude de caractérisation	116
4.2	Procédure expérimentale	116
4.2.1	<i>Configuration des éprouvettes testées</i>	116
4.2.2	<i>Matériaux testés</i>	117
4.2.3	<i>Préparation des éprouvettes</i>	118
4.2.4	<i>Principe d'essai d'expansion à froid</i>	120
4.2.5	<i>Campagne d'essais effectuée – paramètres considérés</i>	123
4.3	Essai de faisabilité du procédé d'expansion à froid au sein des métaux durs	123
4.3.1	<i>Observations générales lors de l'exécution du procédé</i>	123
4.3.2	<i>Analyse du matériau expansé et du risque de fissuration</i>	125
4.3.3	<i>Etude dimensionnelle des alésages expansés</i>	131
4.3.4	<i>Mise en parallèle et comparaison des résultats avec les simulations</i>	136
4.4	Evaluation des champs de contraintes en bord d'alésages expansés	140
4.4.1	<i>Préambule</i>	140
4.4.2	<i>Mesure de la zone affectée par l'évolution de la dureté après expansion à froid</i>	141
4.4.3	<i>Exploitation de la méthode du trou incrémental</i>	147
4.5	Impact du procédé de réalésage	157
4.6	Conclusion	164

4.1 INTRODUCTION A L'ETUDE DE CARACTERISATION

L'étude numérique présentée précédemment nous a permis d'obtenir une bonne compréhension théorique des phénomènes mis en jeu lors de l'expansion à froid des métaux durs. Du point de vue théorique, la génération de champs circonférentiels compressifs qui sont bénéfiques en fatigue, a été démontrée. Ce nouveau chapitre présente les travaux expérimentaux conduits pour répondre à deux problématiques pour l'extension du procédé aux métaux durs. Dans un premier temps, nous souhaitons évaluer la faisabilité du procédé de « la bague fendue » au sein de divers alliages employés dans les mâts réacteurs, composant présenté au chapitre 1.1. Dans un deuxième temps, nous allons analyser leurs réponses à l'expansion et observer si des champs de contraintes résiduelles sont réellement générés par le procédé.

Lors de cette campagne, nous avons testé des éprouvettes en titane, en acier inoxydable et en superalliage de Nickel. A l'aide de ces essais, nous souhaitons mettre en avant les spécificités de comportements des différents alliages. Nous désirons par ailleurs vérifier le bon fonctionnement des outillages et du principe technologique du procédé sur les métaux durs. Des outillages industriels et des outillages conçus spécifiquement pour l'application sont utilisés. Pour cette campagne, nous avons employé des conditions expérimentales basées sur des processus industriels. Les outillages d'expansion spécifiques permettent d'élargir les champs d'étude, de détecter les potentielles limites du procédé et d'évaluer les impacts sur les alésages traités.

Dans ce chapitre, nous présentons des méthodes de caractérisation des alésages, selon différents niveaux de complexité. Nous nous intéressons premièrement à l'étude des micrographies afin de révéler le risque réel de fissuration dans l'épaisseur de l'alésage et de tenter d'observer des zones affectées par l'expansion à froid. Par la suite, nous présentons une analyse dimensionnelle qui a pour objectif de définir des lois d'expansions et d'étudier la nature des déformations des alésages. Les résultats obtenus sont alors mis en parallèle avec les résultats numériques du chapitre précédent. Nous abordons en suivant les travaux qui traitent de la détermination de l'étendue et de l'intensité des champs de contraintes résiduelles en bord de trou. Nous présentons le retour d'expérience acquis sur deux méthodes de mesure. Nous analysons plus précisément les profils de dureté en bord d'alésages expansés ainsi que les résultats obtenus via la technique du trou incrémental sur plusieurs cas d'expansion. Une nouvelle mise en parallèle avec les résultats numérique est effectuée. En fin de chapitre, nous abordons la problématique de l'étape du réalésage qui intervient après expansion à froid. Une analyse thermographique permet de qualifier la quantité de chaleur générée afin de comparer deux procédés industriels.

4.2 PROCEDURE EXPERIMENTALE

4.2.1 Configuration des éprouvettes testées

Les éprouvettes choisies pour cette étude sont des parallélépipèdes rectangles contenant cinq alésages dédiés à l'expansion à froid (Figure 4.2.1). Elles présentent une largeur égale à trois fois le diamètre nominal du trou testé et l'entraxe entre deux alésages est égale à cinq fois ce diamètre, afin d'éviter les interactions lors des essais. Nous avons considéré deux diamètres nominaux d'expansion très utilisés dans les structures aéronautiques : le diamètre

6,35 mm « code 4 » et le diamètre 9,525 mm « code 6 ». L'épaisseur des éprouvettes est fixée à 5 mm ($\pm 0,1$ mm) qui permet de tester des rapports d'épaisseur et de diamètre ($\frac{e}{D}$) de 0,787 (code 4) et de 0,525 (code 6). La grande longueur de l'éprouvette correspond à la direction longitudinale de laminage et la largeur à la direction longitudinale-transverse. La section nette de l'éprouvette « code 6 » est la simulation de référence, considérée lors de l'étude numérique. Nous utilisons cette configuration afin de mettre en parallèle les résultats obtenus.

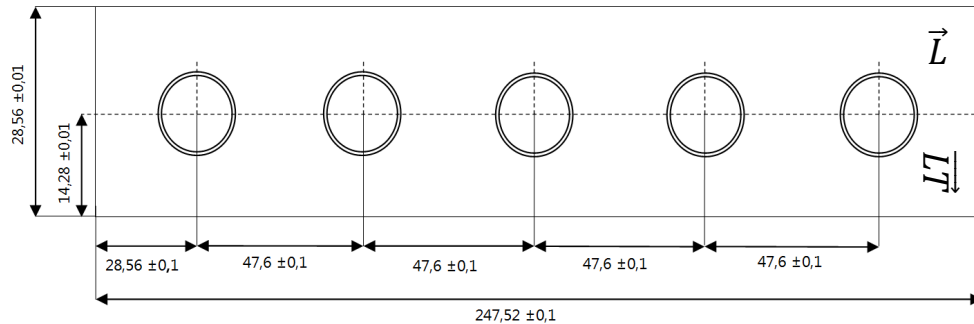


Figure 4.2.1. Géométrie de l'éprouvette de caractérisation « Code 6 ».

4.2.2 Matériaux testés

Dans l'introduction de ce manuscrit, nous avons identifié les principaux métaux durs employés chez les constructeurs d'avions commerciaux (tableau 1.1.1). Parmi les alliages présentés, nous allons en tester quatre qui couvrent une très grande partie des composants présents dans les mâts réacteurs.

- Ti-6AL-4V recuit $\alpha\beta$
- Ti-6AL-4V recuit β
- E-Z5CNU15-05 / 15-5PH
- NiCr19Fe19Nb5Mo3 / Inconel 718

Pour la fabrication des éprouvettes, nous avons employé exclusivement des produits de tôlerie normalisés (Figure 4.2.2). Les différents matériaux utilisés sont décrit de manière plus approfondie en Annexe B. Nous y présentons leurs différentes désignations, compositions et les microstructures associées.



Figure 4.2.2. Produits de tôlerie utilisés pour l'étude.

4.2.3 Préparation des éprouvettes

Parmi les points relevés dans la revue de la littérature, nous avons identifié que les métaux durs étaient particulièrement sensibles aux procédés d'usinages. Les produits de tôlerie standardisés présentent des contraintes résiduelles faibles à cœur et en surface (± 30 MPa en surface d'une tôle de Ti-6AL-4V). Cependant, les opérations d'usinage impliquent des champs résiduels intenses et anisotropes. Ils sont générés par le procédé de coupe qui engendre de la chaleur et un écrouissage localisé, mais aussi par le scénario d'usinage et du maintien en position des pièces. Ces champs de contraintes, et plus généralement les conditions de surface, peuvent avoir des effets significatifs sur la performance en fatigue des composants [TOP1] [MAG1]. Par conséquent, il est nécessaire d'employer des outils, des paramètres et des procédures permettant de réduire les contraintes résiduelles en surface des pièces. Dans la revue de la littérature, nous avons noté que les traitements thermiques de relaxation permettent d'isoler les phénomènes induits par un procédé tel que l'expansion et peuvent minimiser les effets parasites liés à l'usinage.

Afin de réduire les contraintes générées dans les pièces lors de l'usinage, plusieurs étapes sont nécessaires (Figure 4.2.3). Les éprouvettes sont tout d'abord débitées dans les tôles par découpe jet d'eau. L'orientation longitudinale de l'éprouvette est précautionneusement orientée selon la direction de laminage de la tôle. Les plaques obtenues sont ensuite surfacées sur centre d'usinage. Les éprouvettes sont contournées et surfacées avec une étape de reprise. Elles sont finalement percées au diamètre désiré puis contrôlées sur machine tridimensionnelle. Les alésages sont contrôlés à nouveau avant les opérations d'expansion à l'aide d'un micromètre d'alésage. Les tolérances d'usinages respectent les standards de fabrication aéronautiques. Elles sont en réalité plus restrictives sur nos éprouvettes. Par exemple, la tolérance appliquée aux alésages est de $\pm 0,02$ mm afin d'avoir une très bonne maîtrise des taux d'expansion appliqués. Après mesure effective des alésages, la tolérance maximale sur les diamètres s'est avérée inférieure à $\pm 0,01$ mm. Le positionnement radial du trou est très précis ($\pm 0,01$ mm). Dans le but d'éviter tout risque de fissuration en surfaces extérieures des composants, la rugosité choisie est faible. Après mesure de la rugosité moyenne arithmétique, nous avons obtenus valeurs comprises entre $0,4 \mu\text{m}$ et $0,6 \mu\text{m}$. Elles sont représentatives des conditions de surface observées sur composants aéronautiques. Ces valeurs apparaissent très restrictives pour une étude de faisabilité et de caractérisation. Cependant, elles sont importantes pour les essais de fatigue afin de limiter la dispersion observée qui peut être élevée pour les métaux durs.



Figure 4.2.3. Usinage des éprouvettes: surfacage, pré-perçage et contrôle dimensionnel.

Les paramètres d'usinages et les outils utilisés pour les différentes phases sont décrits en annexe B. Ceux employés pour l'alliage Ti-Al-4V $\alpha\beta$ et pour l'alliage β sont identiques. Deux procédés de perçage ont été considérés dans cette étude afin de respecter des impératifs industriels de production. D'abord, nous avons considéré le perçage orbital qui s'apparente à un trou fraisé [REY1] et le perçage axial « conventionnel ». Les deux outils associés sont présentés sur la Figure 4.2.4. Tous sont réalisés sur centre d'usinage afin d'employer des paramètres constants entre les éprouvettes.



Figure 4.2.4. Outils de réalésage orbital (gauche) et axial (droite).

Un traitement thermique de détensionnement a été appliqué sur les éprouvettes en titane. Il a pour but de réduire la dépendance des résultats d'expansion au procédé de fabrication et de diminuer la dispersion lors des essais de fatigue effectués dans la suite de l'étude. Il est réalisé sur les éprouvettes, juste après surfacage et avant perçage des pré-trous. Il consiste à chauffer des éprouvettes sous atmosphère ventilée à l'argon. Pour le Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, le traitement est de 210 minutes à 600°C et pour le Ti-6Al-4V β , il est de 300 minutes à 625°C. Afin de limiter l'impact de l'oxygène résiduel présent dans les fours, les éprouvettes ont été protégées par des plaques. La température est asservie par un thermocouple logé entre les composants adjacents (Figure 4.2.5). L'efficacité du détensionnement a été vérifiée par diffractométrie X. En surface du matériau, la contrainte calculée dans la maille est de 320 ± 35 MPa avant détensionnement et de 39 ± 5 MPa après traitement. Les micrographies réalisées après traitement, n'ont révélé aucune contamination type « α -case » sur les surfaces.

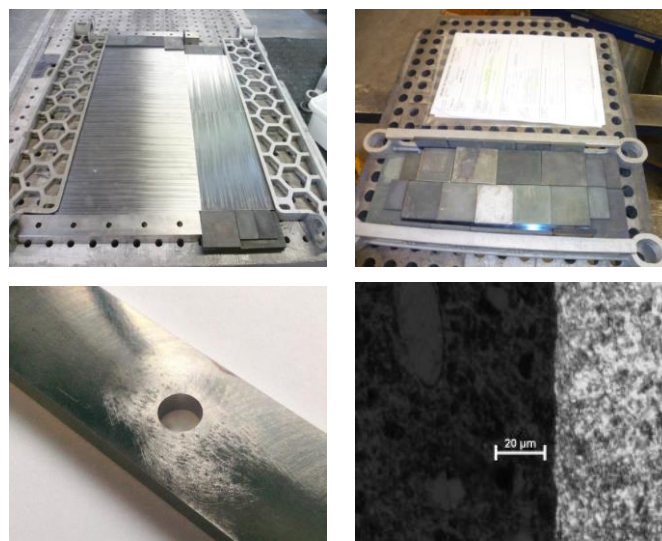


Figure 4.2.5. Traitement thermique du Ti-6Al-4V. Mise en place dans les fours (haut) et résultats après traitement (bas).

4.2.4 Principe d'essai d'expansion à froid

L'étude bibliographique nous a permis d'identifier un procédé d'expansion qui paraissait particulièrement adapté pour une utilisation sur des alliages à haute caractéristiques mécaniques. Le procédé de « la bague fendue » est un procédé très répandu dans l'industrie aéronautique. Son fonctionnement est décrit en section 2.3.2. C'est un procédé économique dont l'exécution est rapide et qui limite l'endommagement des surfaces lors du passage des outils grâce à la bague. Par ailleurs, il requiert seulement l'accès à un seul côté de l'alésage à traiter. L'équipement industriel « de puissance » utilisé dans notre étude est composé d'une centrale hydropneumatique et d'un vérin (pistolet) permettant la traction des outillages d'expansion. Le pistolet est maintenu manuellement lors de l'expansion. Nous avons utilisé deux pistolets de capacités différentes. Un premier permet de fournir 35kN de traction et le second près de 105kN. Le petit pistolet pèse près de 5Kg contre 9kg pour le plus grand. Ces masses ne tiennent pas compte de celles des flexibles et des différents outillages d'expansion, qui sont conséquentes. Les outils à usure limitée (mandrins et mâchoires) sont fixés à la tête du pistolet. La mâchoire est assemblée sur la partie fixe du vérin et le mandrin sur la partie mobile. Les bagues insérées sur le mandrin sont des composants consommables, remplacés à chaque expansion.



Figure 4.2.6. Procédé industriel d'expansion à froid « à bague fendue ».

Nous avons utilisé à la fois des outillages industriels et des outillages conçus spécifiquement à nos applications dans le but d'étendre la portée de l'étude. Les outillages industriels utilisent les procédures employées pour les alliages d'aluminium. En vue de limiter leurs usures, nous avons employé une variante des outillages standardisés qui est plus résistante. Les nouveaux outillages, eux, nous permettent d'élargir fortement les intervalles de taux d'expansion appliqués sur les alésages. Rappelons qu'au cours de l'étude numérique, nous avons identifié l'intérêt des taux d'expansion élevés, qui permettent de repousser la frontière compressive en bord de trou. L'objectif de ces manipulations est d'atteindre des niveaux de plasticité bien plus élevés que les standards communément employés. Nous souhaitons ainsi détecter les potentielles limites expérimentales du procédé du point de vue des matériaux traités et de la tenue des outillages.

La géométrie des mandrins et des mâchoires fabriqués pour ces essais permettent d'atteindre de hauts taux d'expansion tout en limitant l'usure du diamètre d'expansion et de la section conique (Figure 4.2.7). En fonction de la configuration d'expansion choisie, il est possible d'atteindre un taux élevé tout en maintenant le caractère uniaxial de l'outillage (mono-accès). Plusieurs paramètres déterminent si l'outil nécessite une seule face d'accès à l'alésage : le diamètre du pré-trou avant expansion, les diamètres maximums et minimums du mandrin et l'épaisseur de la bague. Pour déterminer les caractéristiques des designs d'outils « uniaxiaux », nous avons tracé des abaques d'évolution des paramètres. Au-delà de certaines limites, les conditions ne peuvent plus être respectées. Nous avons proposé un outil utilisant un mandrin conique amovible, qui s'insère par l'arrière de l'alésage. Des adaptateurs autorisent d'utiliser ces outillages sur les pistolets industriels. Trois familles d'outils ont été développées. Pour chaque famille, trois variantes de dimension permettent de traiter des alésages de codes diamètres 6,35 mm « code 4 », 9,525 mm « code 6 » et 12,7 mm « code 10 ».



Figure 4.2.7. Outillages spécifiques fabriqués pour l'étude.

La première famille d'outil est la plus utilisée afin d'atteindre des taux d'expansion élevés (>6%). Elle permet d'atteindre les taux en respectant les gammes de diamètres de pré-trou et utilise les bagues d'expansion standardisées. L'augmentation du diamètre de mandrin a donc pour seule conséquence de rajouter 2% d'expansion à un pré-trou « standard ». Par exemple, pour un trou initialement dédié à une expansion de 4%, l'utilisation d'un outil de cette première famille permet d'appliquer 6% d'expansion théorique. Pour les taux supérieurs à 6%, le mandrin seul est inséré par l'arrière de la pièce. La bague est emmanchée sur le mandrin par l'avant du trou et repoussée au fond de l'alésage. Le mandrin est alors vissé sur un adaptateur qui relie l'ensemble au vérin de traction. Malgré la perte de l'accès à une seule face de la pièce, ce procédé nécessite seulement 30 secondes pour sa réalisation, contre 5-10 pour le procédé standard. Tout au long de l'étude, cette famille d'outils s'est révélée très robuste malgré l'existence d'une partie fileté sur le corps de mandrin. De plus, il permet la comparaison des résultats avec les outillages industriels. Nous avons développé deux autres familles d'outils. Une seconde utilise des couples de diamètres d'outils et de pré-trous différents de ceux utilisés sur les versions industrielles. L'objectif est de réduire ou bien d'augmenter la quantité de matériau réalésé après expansion. Enfin, pour la troisième famille, nous avons conçu des outils d'expansion qui n'utilisent pas de bagues fendues.

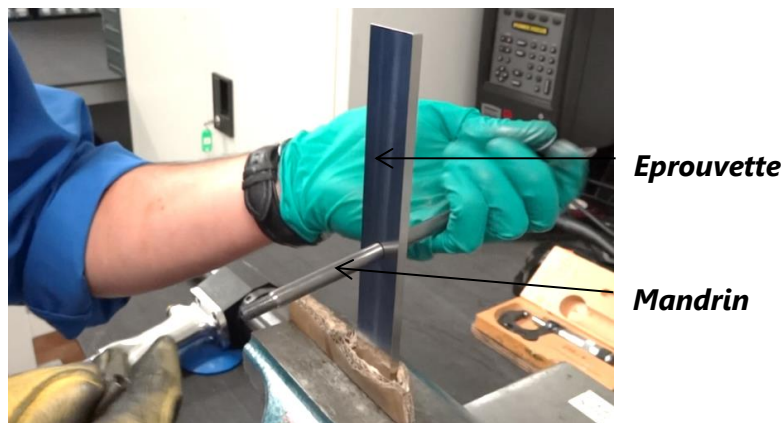


Figure 4.2.8. Insertion du mandrin d'expansion par l'arrière de l'alésage.

La fabrication de mandrins robustes qui permettent d'appliquer des taux d'expansion élevés a été une étape assez complexe dans le processus expérimental. Plusieurs versions des outils ont été nécessaires avant de trouver un matériau de fabrication susceptible de soutenir les efforts et les pressions de contacts générés lors de l'expansion. Nous avons ainsi fabriqué les premières versions des mandrins avec du 34NiCrMo16, un acier faiblement allié, trempé à $\approx 45\text{HRC}$ et bruni. Les premiers essais ont révélé des phénomènes d'usure très importants du mandrin. Cette usure est caractérisée par la génération de rayures profondes dans la partie conique et par la réduction importante du diamètre maximal d'expansion (Figure 4.2.9, gauche). Cette réduction a eu un impact sur les expansions résiduelles mesurées sur les pièces. Après seulement quatre expansions d'un alésage « code 6 » avec un taux d'expansion de 8%, nous avons observé une diminution de 1% de l'expansion résiduelle des trous. Une première modification du matériau a touché le traitement thermique de trempé appliqué à l'outil. Une trempé des mandrins plus sévère a été utilisée afin d'atteindre $\approx 54\text{HRC}$. Nous avons donc effectué de nouveaux essais sur des alésages de code 6 avec des taux de 6%. Après 15 expansions seulement, la perte de diamètre était déjà de 0,15 mm. Le fonctionnement des outils n'était alors pas satisfaisant.

Un nouveau matériau a ainsi été sélectionné pour les mandrins, le X160CrMoV12, un acier fortement allié souvent utilisé comme acier « à outils ». La trempé réalisée sur le mandrin permet d'atteindre une dureté très élevée approchant les 62HRC (Figure 4.2.9). Cette dureté est accompagnée d'une augmentation de la fragilité des mandrins. Les tolérances d'usinage sur le mandrin sont très étroites et imposent une étape de rectification de la partie conique d'expansion. La tolérance finale sur le diamètre d'expansion est de $\pm 0,005\text{ mm}$ et la rugosité admise est de $0,02\text{ }\mu\text{m}$ dans la section d'expansion.



Figure 4.2.9. Mandrins d'expansion spécifiques.

4.2.5 Campagne d'essais effectuée – paramètres considérés

Dans cette campagne de faisabilité et de caractérisation, nous avons testé divers paramètres expérimentaux d'expansion. Les essais concernent l'éprouvette « 5-trous » (Figure 4.2.1) et sont réalisés avec les quatre matériaux présentés dans le paragraphe 4.2.2. Pour chaque paramètre testé, une éprouvette est fabriquée et permet d'observer la répétabilité de la procédure testée grâce aux cinq trous. La configuration d'usinage de référence utilisée emploie le perçage/réalésage orbital ainsi qu'un procédé de détensionnement pour les alliages de Ti-6Al-4V.

Un premier paramètre d'essai est la variation du taux d'expansion appliqué. Les taux théoriques appliqués, pour chaque configuration, vont de 2% à 8% avec un incrément de 1%. Afin de détecter de potentielles directions « faibles » d'allongement, nous avons testé deux orientations orthogonales des bagues fendues par rapport aux directions principales de laminage des tôles (0° et 90°). Des essais identiques sont réalisés sur des éprouvettes « code 4 » et sur des éprouvettes « code 6 ». Sur les éprouvettes « code 4 », nous nous sommes limités au taux maximal de 7% du fait des capacités des outillages industriels. Sur les éprouvettes « code 4 », nous avons testé l'influence potentielle du procédé de perçage/réalésage sur la tolérance à l'expansion du matériau. Nous avons donc expérimenté les différents taux d'expansion sur des éprouvettes percées selon le procédé « conventionnel » axial. De plus, une procédure équivalente est effectuée en vue de tester l'impact du détensionnement sur la tolérance du trou à l'initiation de la fissuration statique.

4.3 **ESSAI DE FAISABILITE DU PROCEDE D'EXPANSION A FROID AU SEIN DES METAUX DURS**

4.3.1 Observations générales lors de l'exécution du procédé

Avec les outillages employés, industriels comme spécifiques, l'expansion n'a pas posé de difficulté de réalisation dans les métaux durs. D'autre part, nous n'avons pas observé d'usures exagérées des composants, malgré le nombre important d'expansion réalisées. A trois occurrences, nous avons observé des ruptures de collerettes de bagues pour des taux élevés d'expansion (>7%). Ces ruptures sont observées lorsque la collerette de la bague d'expansion n'est pas plaquée fermement contre l'alésage, comme présenté en Figure 4.3.1.



Figure 4.3.1. Mise en position incorrecte de la bague d'expansion et rupture associée.

Les observations des alésages après expansion permettent d'apporter des informations très intéressantes sur les phénomènes qui opèrent. La Figure 4.3.2 présente un alésage en Ti-6Al-4V recuit $\alpha\beta$ après expansion à très haut taux (8%). Les déformations identifiées dans la bibliographie (Figure 2.5.2 du paragraphe 2.5.2.1) sont facilement appréciables à l'œil nu. En effet, nous observons que la circularité de l'alésage est fortement altérée. De plus, le sillon axial ainsi que la zone de cisaillement maximal, générés par la fente de la bague, sont très importants. La Figure 4.3.3 présente l'expansion réalisée sur un Ti-6Al-4V recuit β . Sur cet alliage, du fait de la texture de grain, nous observons aisément l'augmentation des déformations du trou avec l'augmentation du taux d'expansion. La Figure 4.3.4 présente des alésages en Inconel 718 et en acier 15-5PH expansés avec un taux de 8%.

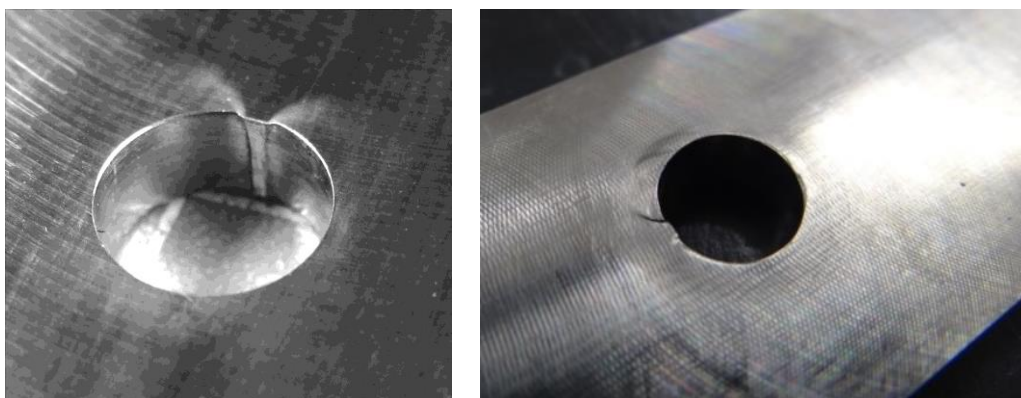


Figure 4.3.2. Alésage expansé à 8% (Ti-6Al-4V recuit $\alpha\beta$), Face d'entrée de mandrin.

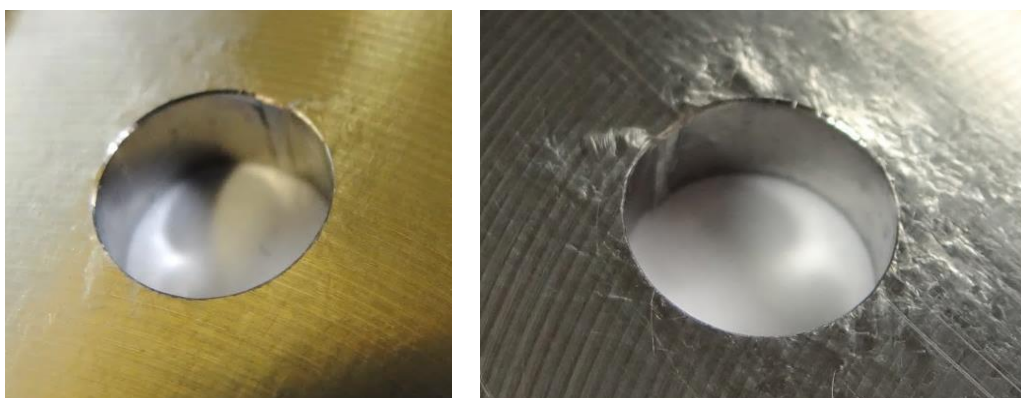


Figure 4.3.3. Alésage en Ti-6Al-4V recuit β , expansé à 4% (gauche) et 8% (droite), Face d'entrée de mandrin.

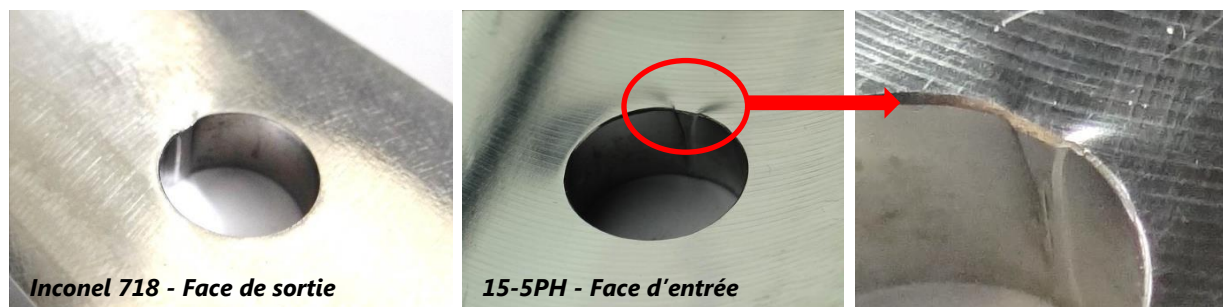


Figure 4.3.4. Alésages en métaux durs expansés à 8%.

La bague est un élément capital du procédé. Son état de déformation après expansion nous informe de certains phénomènes intervenants. Nous observons que cette bague est fortement écrouie selon son rayon lors de l'expansion, le long de l'épaisseur d'alésage (Figure 4.3.5). Cet aspect a été identifié dans l'étude numérique. Par ailleurs, nous remarquons que la largeur résiduelle de la fente n'est pas constante le long de l'épaisseur de la bague. Un évasement est observé proche de l'entrée et de la sortie du mandrin. Lors de l'entrée du mandrin, du fait du maintien assez faible de la bague, elle s'évase. Ce phénomène a pour conséquence d'écarter de manière importante la fente de la bague et d'élargir le sillon axial ainsi que le bossage hors-plan de la surface. Cette déformation permet d'identifier le sens de déplacement du mandrin si celui-ci est inconnu. Sur la Figure 4.3.4, un zoom permet de visualiser clairement ce défaut. La zone de la fente de la bague présente des déformations radiales et circonférentielles fortement bouleversées par rapport au reste de la pièce. Ces déformations et ces contraintes ont un impact assez méconnu sur le comportement en fatigue du matériau. Par conséquent, lors de l'application du procédé sur un composant, l'orientation de la fente de la bague est réfléchie. Généralement, elle est orientée de manière à se situer hors du plan critique de fissuration de l'alésage.



Figure 4.3.5. Bague fendue après expansion à froid.

4.3.2 Analyse du matériau expansé et du risque de fissuration

Afin d'améliorer la durée de vie en fatigue des alésages, il convient que le procédé d'expansion n'endommage pas le trou. Comme nous venons de le constater, les déformations et les taux de plasticité imposés à la périphérie de l'alésage sont très importants. Ils sont alors susceptibles de dépasser les élongations maximales et les contraintes de cisaillement admissibles par les microstructures. Ils peuvent générer des fissurations « statiques » pouvant propager depuis le bord de trou. L'exemple présenté en Figure 2.5.6 (paragraphe 2.5.2.1) met en évidence les craintes liées à cette problématique. Les observations après expansion des différents métaux durs n'ont révélé aucune macro-fissure au bord des alésages. La résistance à la rupture étant anisotrope, les deux orientations de la bague par rapport à la direction de laminage sont considérées. Nous avons réalisé des essais non-destructifs par courants de Foucault à hautes fréquences en vue de détecter des criques. La détection des défauts est réalisée à l'aide d'instruments dédiés aux contrôles des alésages (rototest) et est effectuée par un opérateur certifié. Les contrôles n'ont révélé aucune fissure dans les matériaux (Figure 4.3.6).

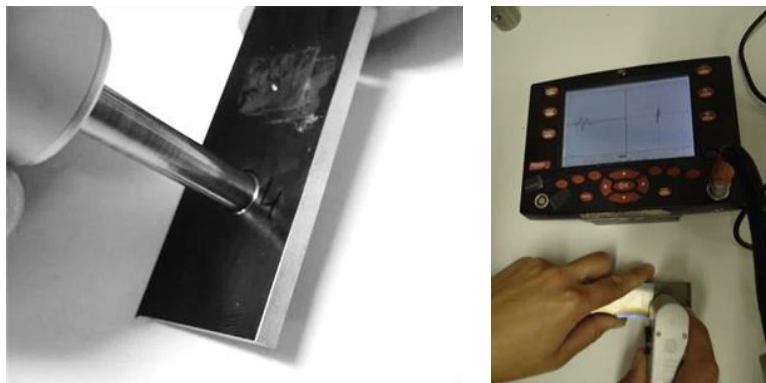


Figure 4.3.6. Contrôle par rototest des alésages après expansion (a), équipement (b).

Ces appareils permettent de localiser des fissures de taille relativement importante. En dessous de 1 mm de longueur, la probabilité de détection décroît fortement. Par ailleurs, supposons que ces fissures peuvent être refermées par la présence de champs compressifs diminuant la probabilité de leur détection. Grâce aux observations à la loupe binoculaire (X80) sur les alésages « code 6 », nous avons remarqué des motifs qui s'apparentent à des fissures étendues (de 0,2 à 0,6 mm). Ces « défauts » potentiels prennent forme dans la zone de la fente de la bague au sein des alliages Ti-6Al-4V, lorsque l'expansion dépasse les 6% (Figure 4.3.7, Figure 4.3.8). L'observation du défaut avec des éclairages obliques nous permet de l'identifier comme une zone de très fort cisaillement et/ou de repli du matériau (Figure 4.3.9). Ce phénomène est encore plus visible dans l'alliage β . En revanche, sur l'acier et le superalliage de nickel, aucun défaut critique n'est visible. Il apparaît indispensable d'obtenir une réponse claire sur la potentielle criticité des défauts observés dans le titane. Il convient de vérifier l'impact du procédé sur la microstructure et observer les risques d'initiation des microfissures.

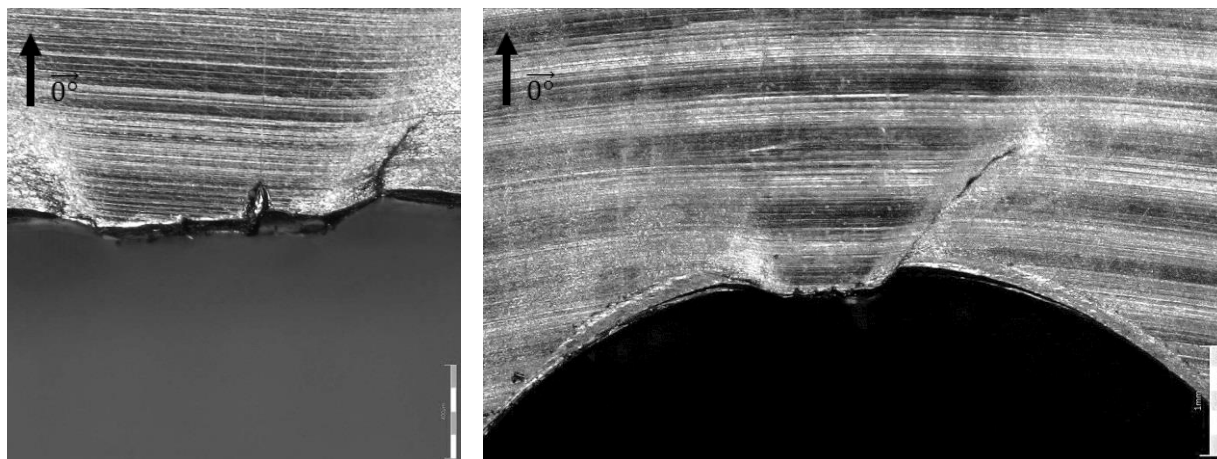


Figure 4.3.7. Observation de la zone de la fente de la bague sur un alésage Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$) après expansion à froid: 7% face de sortie (gauche) & 8% face de sortie (droite).

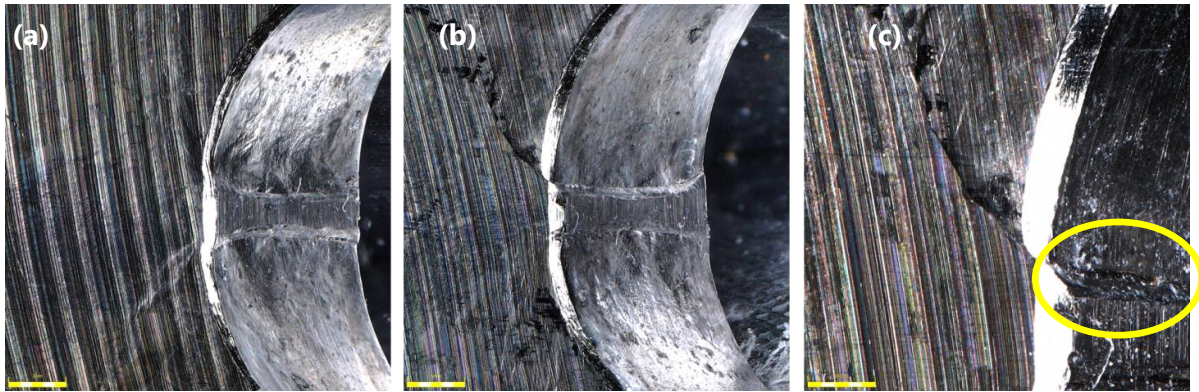


Figure 4.3.8. Observation du sillon axial sur un alésage Ti-6Al-4V (β) après expansion à froid: 4% (a), 8% (b), 8% zoom (c).

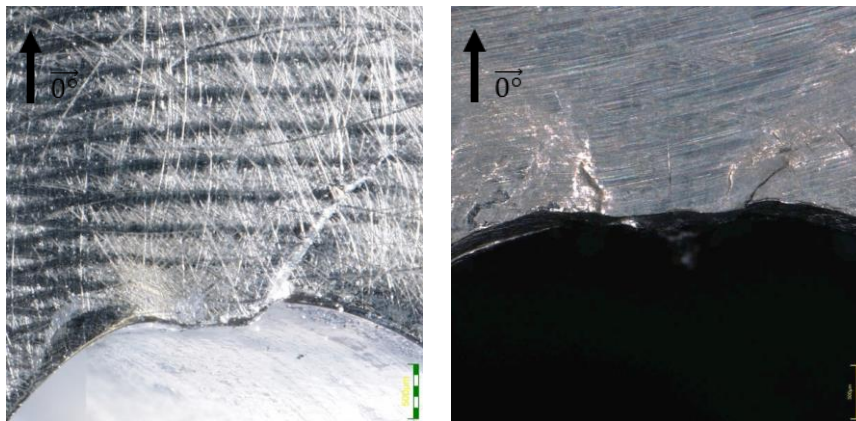


Figure 4.3.9. Observation de la zone de la fente de la bague sur un alésage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (droite) et β (gauche) après expansion (8%), éclairage oblique.

Pour atteindre des échelles d'analyse plus fine, la réalisation d'échantillons destinés aux observations micrographiques est nécessaire. Nous avons réalisé 25 échantillons (Figure 4.3.10). Le polissage est effectué du côté de la sortie du mandrin, qui est identifié comme le plus critique dans les observations. Il est par ailleurs le siège des plus forts niveaux de plasticité dans les simulations numériques. Les analyses concernent les très faibles profondeurs mais aussi les plus conséquentes (2 à 3 mm). Afin de retirer de la matière sans plastifier et donc recouvrir les fissures potentielles, un grain minimal de 400 grains.cm² est utilisé. Le polissage « miroir » de la surface est ensuite atteint à l'aide de protocoles de polissage qui dépendent du matériau analysé. Sur certaines éprouvettes, nous avons effectué des attaques chimiques pour mieux révéler l'état de la microstructure. Pour le Ti-6Al-4V, nous avons employé une solution à l'acide fluoridrique¹ et du Kalling N°2² pour l'acier et l'Inconel 718.

¹ 10% HF, 88% H₂O, 2% HNO₃.

² CuCl₂ (4g), Hydrochloric acid (80mL) and Methanol (80mL).



Figure 4.3.10. Préparation des échantillons pour analyse micrographique.

Nous avons effectué les premières analyses « sous-surface » sur l'alliage Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$). Pour tous les taux d'expansions et pour les deux orientations de bagues, nous n'avons détecté aucune fissure (Figure 4.3.11). Nous déduisons donc que les défauts observés sur les surfaces extérieures sont bien des recouvrements ainsi que des zones fortement cisillées. Sur l'alliage Ti-6Al-4V (β), nous avons suspecté des défauts importants lorsque le taux d'expansion était important. Effectivement, dès 6% d'expansion, nous avons remarqué une fissure sur une éprouvette en face de sortie de mandrin. Au-dessus de ce taux, les fissures sont existantes dans la zone de la fente, lorsque la bague est localisée à 0° (Figure 4.3.12). Lorsque celle-ci est orientée à 90° , la zone de la fente ne fissure pas. Toutefois, pour un taux de 8%, nous avons observé une fissure hors de la zone de la fente ; elle est alors localisée à 0° (Figure 4.3.13 et Figure 4.3.14). Cette direction apparaît critique lors de l'expansion du Ti-6Al-4V (β).



Figure 4.3.11. Fente de la bague après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (bague à 0°).



Figure 4.3.12. Fente de la bague après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V β (bague à 0°).



Figure 4.3.13. Fente de la bague après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V β (bague à 90°).

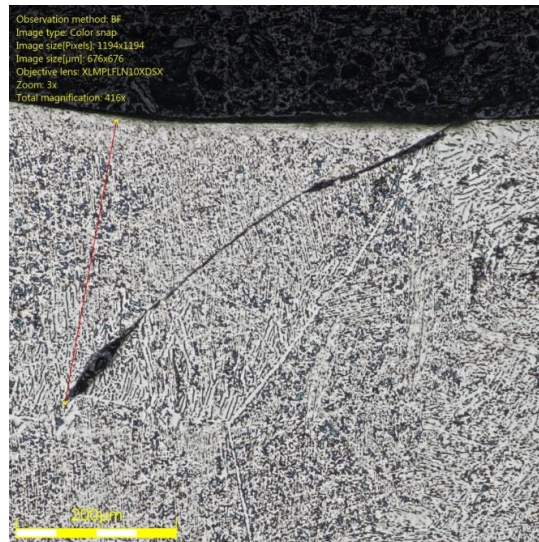


Figure 4.3.14. Fissure après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V β (bague à 90°).

Ces échantillons ont aussi permis d'observer l'état de la microstructure après expansion à froid. L'objectif de ces analyses est de vérifier si l'écroûissage du matériau ou la texturation du grain était visible dans le plan d'expansion. Sur les alliages de titane, les attaques chimiques n'ont pas révélé de zones « évidentes » impactées par l'expansion. Sur l'alliage $\alpha\beta$, nous n'observons pas de zone proprement définie qui soit affectée. En utilisant de l'éclairage polarisé, nous observons seulement des formes qui rappellent des modes de déformation (Figure 4.3.15). Lorsque la bague est orientée à 90°, nous avons identifié une variation des propriétés optiques des grains proches de la zone de la fente. Toutefois, il s'agit de l'unique résultat intéressant que nous avons obtenu sur ces analyses et, d'une manière générale, les observations sont assez aléatoires en bord de trou (avec possibilité d'attaques sélectives du matériau). A une échelle plus fine, lorsque la déformation radiale correspond à la direction d'élongation du grain, nous identifions un impact sur les micrographies. Les grains se trouvent alors écrasés dans leur direction longitudinale et tendent à s'arrondir (Figure 4.3.16).



Figure 4.3.15. Observation possible d'une zone affectée après expansion (6%), Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (bague à 90°).

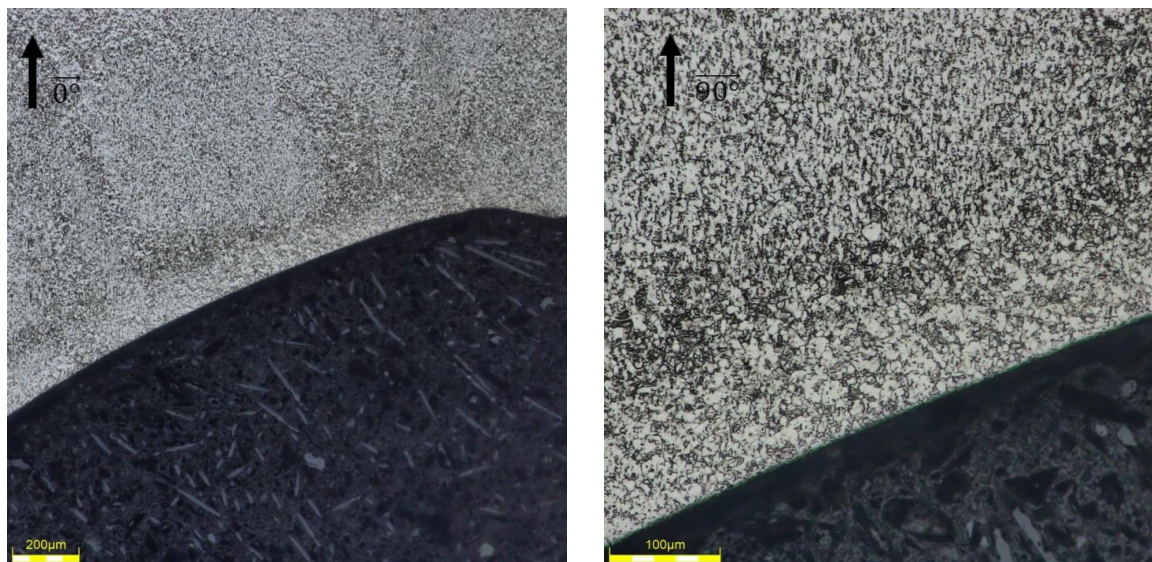


Figure 4.3.16. Modification du grain en bord de trou après expansion (6%), Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

Sur l'alliage β , nous n'avons pas observé de déformation à grande échelle de la microstructure. Avec éclairage polarisé, une zone semblant atteinte apparaît alors en bord de trou (Figure 4.3.17, gauche). D'un autre côté, dans la zone de la fente de la bague, on peut voir à quel point le grain est cisailé, avec basculement des colonies α (Figure 4.3.17, droite).

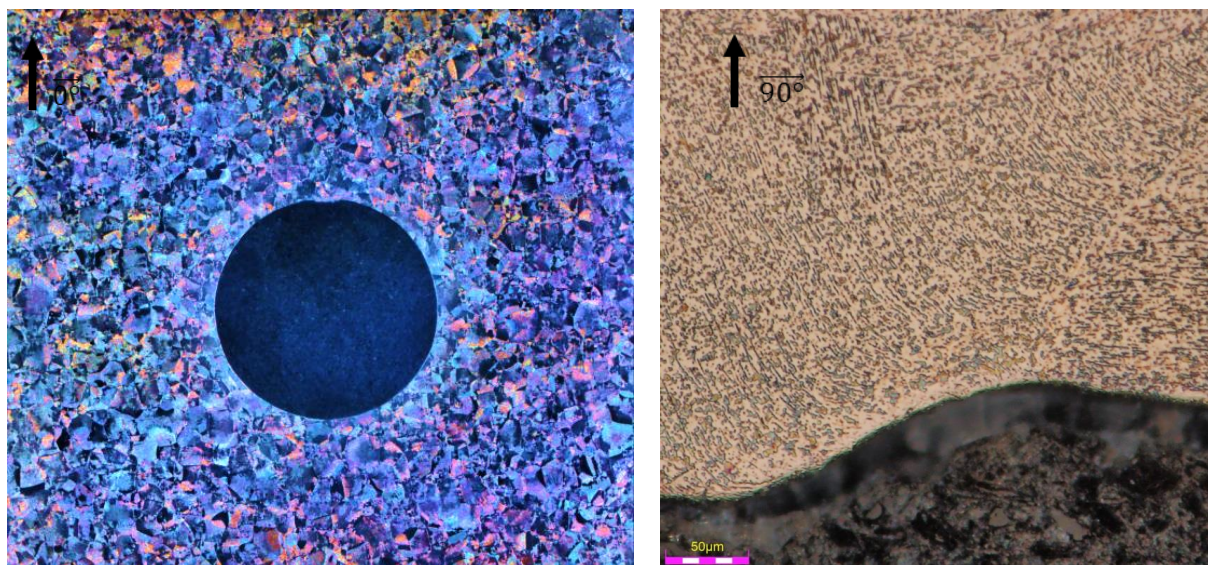


Figure 4.3.17. Observation en lumière polarisée après expansion d'un alésage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (gauche). Microstructure affectée dans la zone de la fente de la bague (droite).

Finalement un dernier phénomène intéressant a été révélé par ces micrographies. En effet, sur le 15-5PH expansé, nous avons identifié une zone blanchie en bord de trou après attaque chimique. La microstructure aiguillée n'est alors plus visible. Cette zone « blanchie » est suivie par une zone plus sombre localisée s'éloignant de l'alésage avant de rejoindre la microstructure de base du matériau (Figure 4.3.18). Les zones « blanchies » sont assez irrégulières sur la périphérie du trou. En conclusion, avec les méthodes employées, l'observation micrographique des échantillons n'a pas permis d'identifier l'impact de l'expansion à froid sur les métaux testés.

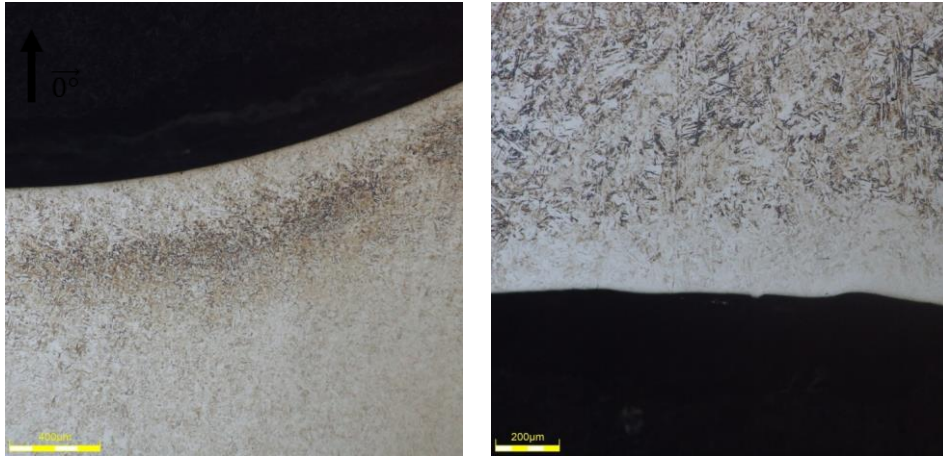


Figure 4.3.18. Microstructure du 15-5PH en bord de trou après expansion à froid et attaque chimique (6%)

4.3.3 Etude dimensionnelle des alésages expansés

4.3.3.1 *Détermination des lois d'expansion*

Dans ce paragraphe, nous allons étudier les relations entre le taux d'expansion théorique appliqué à l'alésage et le taux résiduel mesuré. Ce paramètre fournit des informations quantitatives vis à vis de la réponse du matériau testé à l'expansion et c'est un très bon indicateur pour l'exploitation industrielle du procédé. D'un autre côté, les valeurs expérimentales obtenues sont une bonne base de comparaison afin de juger de la représentativité des simulations par élément finis effectuées au chapitre précédent. Pour chaque configuration d'alésage testée dans cette campagne de caractérisation, les expansions résiduelles sont calculées selon la relation 2.5.2.1 (paragraphe 2.5.2.1). Le calcul utilise la valeur de diamètre résiduel mesurée avec un micromètre « 3 touches ». La mesure est effectuée en section médiane (demi-épaisseur du trou) et les touches sont volontairement non positionnées dans la zone de la fente de la bague, où la circularité est altérée. Le tracé de l'évolution des expansions résiduelles nous fournit des informations très intéressantes et permet de dégager des comportements caractéristiques qui sont très différents entre les alésages.

La Figure 4.3.19 rassemble les données collectées sur les éprouvettes de « Code 6 » et de « Code 4 ». Les résultats obtenus sur les éprouvettes testées avec un taux de 2% ne sont pas présentés du fait du faible nombre de trous expansés. Chaque point correspond à un taux initial défini et à la valeur moyenne mesurée sur les cinq alésages de l'éprouvette. L'intervalle de dispersion représenté utilise l'étendue maximale, en valeur absolue, des mesures par rapport à la valeur moyenne. Pour chaque matériau (série), l'étendue la plus élevée est conservée et l'intervalle de dispersion est constant pour chaque point de la série. Malgré le choix de cet intervalle de tolérance très conservatif, la dispersion sur les valeurs reste très faible et témoigne de la très bonne reproductibilité du procédé et de la mesure dimensionnelle. La dispersion est fortement limitée du fait de l'usinage précis des éprouvettes ainsi que de la maîtrise des lots et des orientations du matériau employé. Sur le graphique de gauche (Figure 4.3.19), nous notons que pour chaque matériau, l'évolution de l'expansion résiduelle en fonction du taux initial suit une loi linéaire. Cette linéarité est assez étonnante compte tenu de phénomènes fortement non-linéaires

dans la réalisation du procédé (matériaux, contacts...). Nous observons que les alliages Ti-6Al-4V (recuit $\alpha\beta$ et β) suivent une loi linéaire dont la pente (et le terme constant) sont plus faibles que sur les autres matériaux. Les expansions résiduelles sur ce matériau sont plus faibles et témoignent de l'important retour élastique qui opère après retrait des outillages. Les différences entre l'alliage $\alpha\beta$ et β sont peu significatives, mais l'expansion résiduelle de l'alliage β est très légèrement plus élevée que sur l' $\alpha\beta$. Le 15-5PH présente un retour élastique plus faible. En revanche, le comportement observé sur l'Inconel 718 est fortement différent et les expansions résiduelles sont bien plus élevées que sur les autres matériaux. A titre de comparaison, le comportement d'un alliage d'aluminium type 2024 soumis à 3% et 4% de taux d'expansion est intermédiaire entre celui de l'acier 15-5PH et de l'Inconel 718. Nous déduisons de ces observations que les titanes et l'acier testés requièrent l'application de taux d'expansion élevés afin d'atteindre un niveau de plasticité suffisant pour contrebalancer les retours élastiques. Sur le graphique de droite de la Figure 4.3.19, nous avons comparé les résultats obtenus entre des alésages de « code 4 » et de « code 6 ». Malgré les homothéties des outillages entre les configurations, nous rappelons que les ratios d'épaisseur sont différents. Nous pouvons voir que les lois d'expansion sont très proches entre les configurations géométriques. Sur le titane, nous observons tout de même une expansion résiduelle légèrement plus faible sur un petit diamètre.

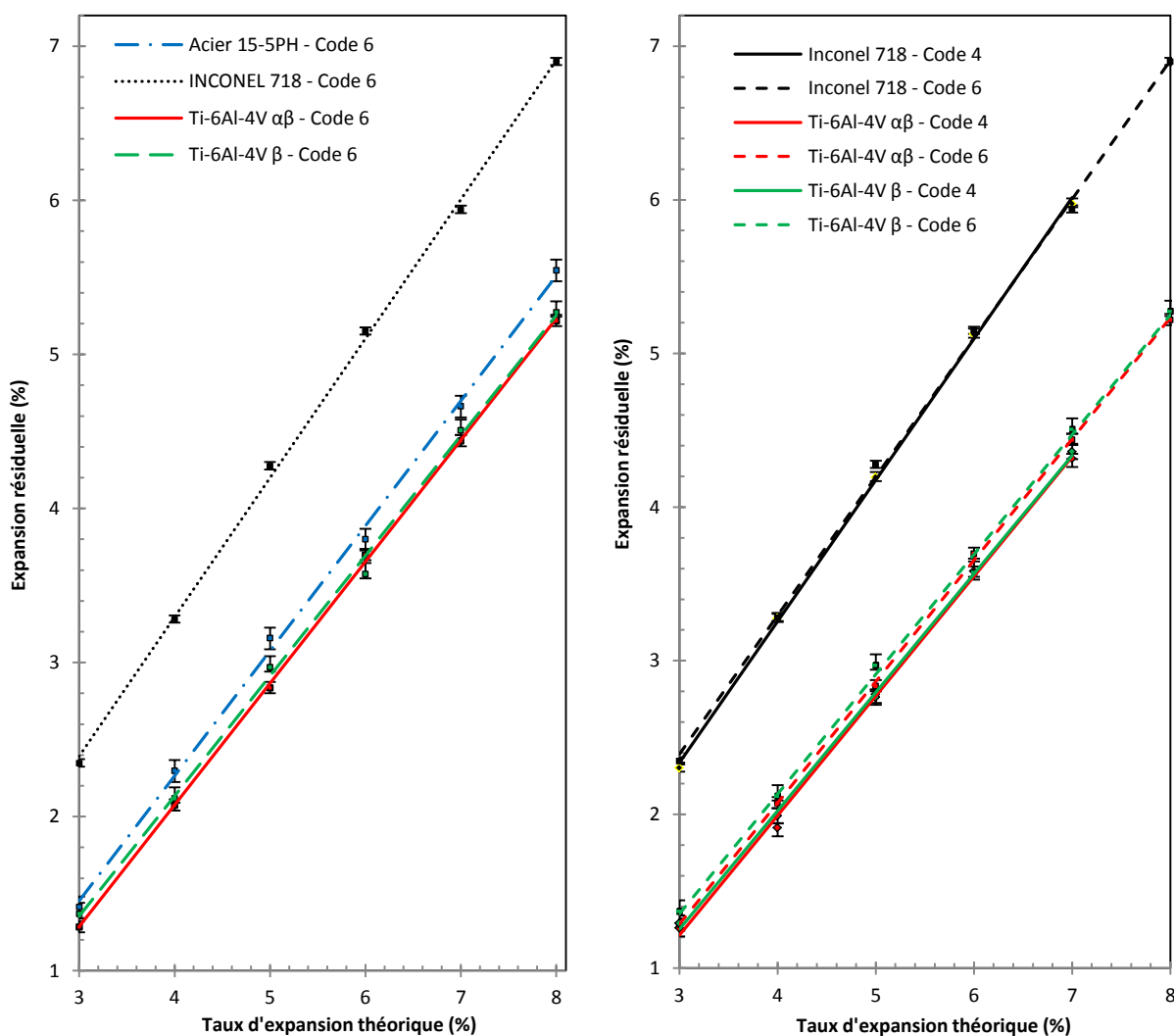


Figure 4.3.19. Lois d'expansion expérimentales des métaux durs testés.

Au cours de cette étude, nous avons comparé les expansions résiduelles (permanentes) de nombreuses autres configurations. Afin d'accroître la taille des populations testées, nous avons également considéré les résultats obtenus sur les éprouvettes dédiées aux essais de fatigue. Particulièrement, elles ont été analysées sur les deux Ti-6Al-4V et sur le 15-5PH en considérant un perçage « conventionnel » axial des pré-trous. Nous avons constaté que le changement du procédé de perçage ne modifiait pas les valeurs d'expansion résiduelles. De même, la réalisation d'un traitement thermique de détensionnement sur les titanes ne provoque aucun effet. Nous avons aussi mesuré l'impact de deux expansions successives effectuées dans le sens opposé. Au cours du chapitre numérique, nous avons observé que cette stratégie était en effet susceptible d'améliorer l'homogénéité des contraintes dans l'épaisseur de l'alésage. Sur certaines éprouvettes « code 4 » et « code 6 », une deuxième expansion a été réalisée en considérant les taux initiaux de 2X5%, 2X6% et 2X7%. Nous avons observé que la deuxième expansion permettait un accroissement de 4% à 8% de l'expansion résiduelle de l'alésage.

Nous avons effectué des mesures supplémentaires dans le but d'analyser le profil de la surface du trou selon son épaisseur, qui est un paramètre traité lors de l'étude numérique. Nous avons utilisé un profilomètre afin de mesurer le profil intérieur de l'alésage et de balayer l'épaisseur expansée. Les mesures sont effectuées à 90° de la zone de la fente de la bague, c'est-à-dire dans la section nette de l'éprouvette. Des mesures initiales permettent de vérifier la rectitude du trou avant expansion. La Figure 4.3.20 présente les profils obtenus sur des alésages « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ et pour trois taux d'expansion. Le profil axial présente une forme en « tonneau inversé », décrite au paragraphe 2.5.2.1. L'expansion radiale est importante en entrée de mandrin mais l'est d'avantage en sortie. La variation du taux d'expansion a affecté principalement la valeur moyenne du profil (décalage), alors que sa forme est très proche pour les trois taux testés. L'observation de cette déformation nous rappelle l'intérêt du procédé de réalésage intervenant après l'opération d'expansion et qui permet de corriger la rectitude de l'alésage.

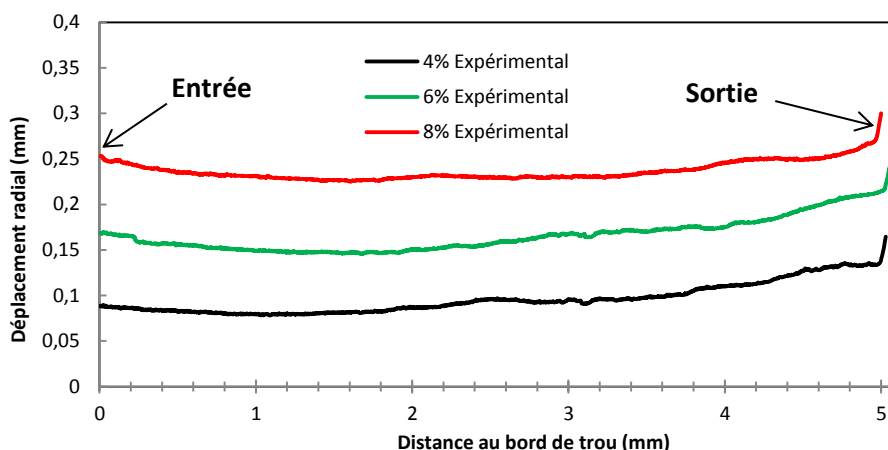


Figure 4.3.20. Profil axial des alésages « code 6 » après expansion (Ti-6Al-4V $\alpha\beta$).

Ces premiers résultats indiquent que le procédé d'expansion à bague fendue est applicable de manière satisfaisante aux métaux durs actuels. Les taux élevés semblent parfaitement tolérés par ces alésages et nous n'observons pas de saturation apparente de la plasticité lorsque l'expansion s'accroît. Dans le prochain paragraphe, nous allons nous intéresser à la déformation de type « volcan ».

4.3.3.2 Observation de la déformation type « volcan ».

Au cours de la revue de la littérature et dans le chapitre numérique, nous avons identifié des champs de déformations caractéristiques du procédé à bague fendue, tel que l'effet « volcan ». Cette déformation est la conséquence des conditions aux limites proches des bords libres du trou. Les contraintes résiduelles radiales générées pendant l'expansion se retrouvent alors localisées près des surfaces extérieures et provoquent la mise en « tonneau inversé » de l'alésage et le « volcan » (conjointement avec l'incompressibilité plastique).



Figure 4.3.21. Observation de l'effet « volcan » par texturation du grain sur un alliage Ti-6Al-4V β après expansion de 6%, réalésage et chanfreinage du trou.

La forme globale du « volcan » décrite dans la littérature est caractérisée par une déformation hors-plan mesurée sur les faces extérieures, dont la hauteur est maximale en bord de trou et qui décroît en s'éloignant de l'arête de l'alésage. Visuellement et à l'aide de mesures profilométriques, nous avons noté que cette déformation est relativement constante autour de la périphérie de l'alésage (Figure 4.3.22). De plus, près de la zone de la bague fendue, nous observons que l'étendue du défaut est supérieure alors qu'elle est nulle en face du sillon axial. Afin de quantifier ce défaut, nous avons effectué de nombreux relevés profilométriques. Pour comparer les profils mesurés avec ceux prédits numériquement, nous nous sommes attachés à mesurer le défaut à 90° de la fente de la bague (section axisymétrique).

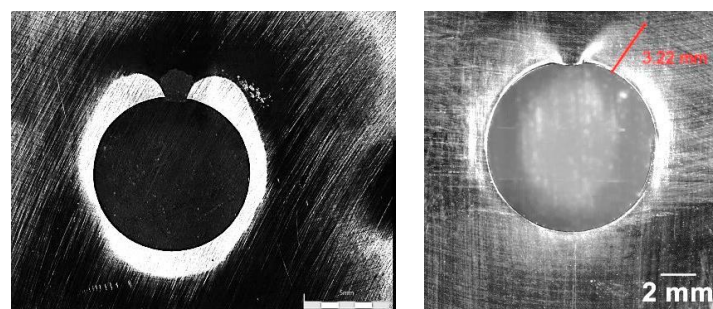


Figure 4.3.22. Visualisation du « volcan » dans le Ti-6Al-4V après expansion de 6%. Observation par polissage dans le plan (gauche) et par image surexposée par lumière oblique (droite).

La mesure expérimentale présentée en Figure 4.3.23 révèle bien la forme de la déformation « volcan ». La dispersion observée sur les mesures est toutefois assez importante. Elle provient de la déformation parfois inégale entre les deux côtés de l'éprouvette. Cette différence peut être liée au fait que l'outil n'est pas tenu parfaitement droit lors de la sortie du mandrin. De plus, le plan de référence de la mesure du défaut est parfois difficile à identifier en raison de la déformation globalisée de la surface extérieure.

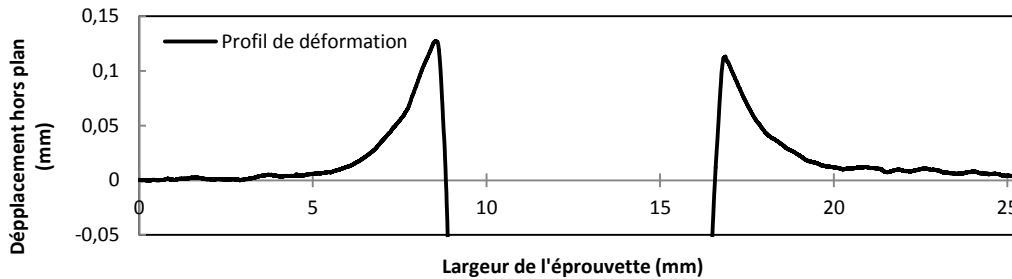


Figure 4.3.23. Profil expérimental typique du « volcan » en section transverse, en face de sortie après expansion (8%) d'un alésage « code 6 » en Ti-6AL-4V ($\alpha\beta$).

Les hauteurs de défauts constatées sur l'alliage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ sont analysées sur le Tableau 4.3.1. Il rassemble les données collectées sur des alésages de « code 4 », qui sont comparés à celles obtenues lors de l'expansion d'un aluminium (Al 2024). Les résultats sont donnés en face d'entrée et de sortie de mandrin. Les valeurs présentées sont les moyennes obtenues, ainsi que les minimums et les maximums des séries qui témoignent de la dispersion généralement observée sur ce défaut. Une étude statistique plus précise apparaît intéressante. Cependant, au vu du faible nombre de mesures, elle n'est pas adaptée. Nous observons que le défaut est bien plus présent en sortie de mandrin qu'en entrée et que la dispersion est contenue. Pour un taux d'expansion de 4%, les résultats entre l'aluminium et le titane sont très proches. L'augmentation du taux d'expansion sur les alésages a eu pour effet d'accentuer la hauteur des défauts en entrée et en sortie. Afin de confirmer cette observation, nous avons mesuré les défauts après expansion d'alésage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ « code 6 » en considérant des taux variables de 2%, 4%, 6% et 8%. Le Tableau 4.3.2 résume les valeurs obtenues. Les dispersions sur les valeurs mesurées sont considérables. A nouveau, le défaut est augmenté en entrée et en sortie de mandrin lorsque le taux d'expansion augmente. Les différences sont toutefois négligeables pour les taux de 6% et 8%. Les valeurs maximales sont très importantes. Il est courant de mesurer des défauts supérieurs à 0,1 mm sur ce matériau. Nous avons confirmé que le réalésage ne permettait pas un retrait total de ce défaut. Pour un alésage « code 4 » en titane, l'augmentation de diamètre après réalésage est proche de 0,15 mm et de 0,2 mm pour un alésage « code 6 ». Comme nous pouvons l'observer sur la Figure 4.3.23, la zone affectée par le défaut est bien plus étendue. Elle mesure entre 3,5 à 4 mm pour un « code 6 », soit près de la moitié du diamètre initial d'expansion.

Matériau	Face	4%			6%		
		Min	Moyenne	Max	Min	Moyenne	Max
Al2024	Entrée	0,018	0,019	0,02			
	Sortie	0,051	0,058	0,063			
Ti-6AL-4V $\alpha\beta$	Entrée	0,019	0,028	0,044	0,024	0,058	0,09
	Sortie	0,048	0,055	0,062	0,08	0,085	0,088

Tableau 4.3.1. Hauteur maximale des défauts «volcans» après expansion d'alésages « code 4 ».

Matériau	Face	2%			4%			6%			8%		
		Min	Moy.	Max	Min	Moy.	Max	Min	Moy.	Max	Min	Moy.	Max
Ti-6AL-4V $\alpha\beta$	Entrée	0,017	0,02	0,023	0,019	0,023	0,026	0,043	0,053	0,071	0,041	0,063	0,083
	Sortie	0,012	0,039	0,07	0,026	0,053	0,077	0,057	0,093	0,122	0,057	0,086	0,0121

Tableau 4.3.2. Hauteur maximale des défauts «volcans» après expansion d'alésages « code 6 ».

La hauteur de ces défauts a également été mesurée sur les autres métaux durs testés dans cette étude. Les valeurs présentées sur le Tableau 4.3.3 concernent les alliages Ti-6AL-4V β , 15-5PH et Inconel 718 pour des alésages « code 6 ». Sur le Ti-6AL-4V β , les résultats obtenus sont très proches de ceux de l'alliage $\alpha\beta$, avec des valeurs à nouveau très importantes et où la dispersion est significative. Sur l'acier 15-5PH, nous n'observons pas de lien évident entre le taux d'expansion et la hauteur de défaut constatée. Les hauteurs maximales ne sont pas plus élevées que sur le titane. Finalement, sur l'Inconel 718, elles sont beaucoup plus faibles que sur les autres alliages. Le comportement de ce matériau, après expansion, se détache clairement des autres.

Matériau	Face	4%			6%			8%		
		Min	Moyenne	Max	Min	Moyenne	Max	Min	Moyenne	Max
Ti-6AL-4V β	Entrée	0,017	0,023	0,034				0,048	0,062	0,073
	Sortie	0,027	0,055	0,078	0,04	0,072	0,091	0,062	0,096	0,134
15-5PH	Entrée	0,026	0,038	0,046	0,037	0,047	0,059	0,051	0,06	0,078
	Sortie	0,048	0,074	0,102	0,092	0,101	0,11	0,073	0,084	0,11
Inconel 718	Entrée				0,006	0,03	0,076	0,013	0,028	0,064
	Sortie				0,019	0,047	0,073	0,025	0,044	0,071

Tableau 4.3.3. Hauteur maximale des défauts "volcans" après expansion d'alésages « code 6 ».

4.3.4 Mise en parallèle et comparaison des résultats avec les simulations

Dans ce paragraphe, nous utilisons la base de données dimensionnelle afin de juger de la robustesse des simulations par éléments finis, effectuées au chapitre 3. Nous avons choisi de comparer trois paramètres différents. Le premier paramètre est l'effort nécessaire à la traction du mandrin pendant l'expansion. Le second est la réponse en termes de profils résiduels de l'alésage et le troisième, la hauteur du défaut « volcan ».

4.3.4.1 Comparaison des efforts axiaux nécessaires à l'expansion

Intéressons-nous tout d'abord à l'effort mesuré pendant l'expansion. Dans ce paragraphe, nous allons déterminer expérimentalement l'effort requis pour que le mandrin traverse un alésage de « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, d'épaisseur 5 mm, avec un taux de 6%. Nous avons envisagé plusieurs solutions, afin d'accéder à l'effort maximal fourni par les outillages tels que la réalisation de l'expansion à l'aide d'une machine d'essais quasi-statiques ou bien l'instrumentation du pistolet. L'effort axial nécessaire est calculé à partir de la variation de pression dans les outillages. La centrale hydraulique est équipée d'un manomètre positionné en amont du pistolet et la valeur indiquée correspond à la pression dans ce dernier et dans les flexibles de connexion. En mesurant les dimensions du vérin, nous pouvons remonter aisément à la traction nécessaire à l'expansion. Deux phases d'augmentation de la pression sont constatées au cours du procédé. Une première augmentation met en mouvement le vérin et assure la compensation du retour pneumatique. Cette pression permet de vaincre l'ensemble des frottements mécaniques de l'outillage. Lors d'une seconde étape, la pression marque un saut important lié à la pénétration du mandrin dans l'alésage. Au cours de celle-ci, l'effort axial requis augmente significativement et des pertes hydrauliques sont à envisager. Pour déterminer l'effort axial nécessaire à l'expansion, nous écrivons les différentes équations qui décrivent les phénomènes observés, en introduisant la relation (4.3.4.1).

$$P_{total} = \Delta P_{Step 1} + \Delta P_{Step 2} \quad (4.3.4.1)$$

Où P_{total} est la pression maximale lue sur la jauge. En isolant le piston du vérin, nous avons une seconde équation qui concerne les efforts axiaux (4.3.4.2).

$$F_{axial,total} = F_{expansion} + F_{pertes\ dynamiques} + F_{Compensation\ pneumatique} + F_{friction} \quad (4.3.4.2)$$

Où $F_{axial,total}$ est l'effort maximal fourni par le piston et $F_{expansion}$ est l'effort effectif d'expansion. L'effort $F_{pertes\ dynamiques}$ permet de compenser les différentes pertes hydrauliques, $F_{Compensation\ pneumatique}$ permet de vaincre le retour pneumatique et $F_{friction}$ de vaincre les frottements existants dans l'outillage. Nous déduisons ainsi (4.3.4.3).

$$P_{total} = \Delta P_{Step 1} + \frac{(F_{expansion} + F_{perte\ dynamiques})}{S_{vérin}} \quad (4.3.4.3)$$

Où $S_{vérin}$ est la section effective du vérin. Nous avons démonté le pistolet d'expansion afin de mesurer précisément les sections utiles du vérin. Avec un diamètre externe de piston de 49,2 mm et un diamètre de tige de 22,16 mm, nous obtenons une surface « travaillante » de $1,515 \cdot 10^{-3} \text{m}^2$. Le suivi de la pression sur le manomètre est réalisé via une caméra. Cinq expansions sont mesurées. Nous observons une première augmentation de la pression lors de la mise en mouvement des outillages (P1). Lors de l'expansion, la pression atteint un maximum (P2) puis retourne à 0 (P0) à la sortie du vérin. Nous calculons $\Delta P_{Step 1}$ et $\Delta P_{Step 2}$ par la relation (4.3.4.4).

$$\begin{cases} \Delta P_{Step 1} = P_1 - P_0 \\ \Delta P_{Step 2} = P_2 - P_1 \end{cases} \quad (4.3.4.4)$$

Nous avons relevé les pressions par comparaison des angles des aiguilles de lecture et nous avons utilisé un outil graphique (Catia V5), afin de les déterminer précisément (Figure 4.3.24). Pour les cinq expansions mesurées, la différence observée était négligeable. La pression P1 atteint 12 bars et P2, 48,7 bars. L'effort total calculé est de 7,38kN. L'effort nécessaire au déplacement « à vide » du vérin est de 1,82kN. Par conséquent, la charge axiale obtenue expérimentale, $F_{expansion} + F_{perte\ dynamiques}$ associée est de 5,55kN. En comparaison, la simulation nous a permis de calculer un effort de 5,11kN. En négligeant les pertes hydrauliques de l'équipement, nous obtenons une différence relativement faible de 9,2% entre les valeurs.



Figure 4.3.24. Mesure des pressions P0, P1 et P2 lors de l'expansion d'un alésage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (6%).

4.3.4.2 Comparaison des profils d'alésages résiduels

Après avoir observé que les efforts prédits par les simulations étaient représentatifs de ceux mesurés expérimentalement, intéressons-nous maintenant à la comparaison des profils résiduels des alésages. Pour cela, nous nous appuyons premièrement sur la base de données expérimentale obtenue lors de la mesure des expansions résiduelles, afin de la comparer avec les valeurs numériques. La Figure 4.3.25 présente les valeurs obtenues sur les alésages « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, en considérant les trois lois élastoplastiques considérées dans les simulations numériques. Pour la loi cinématique, l'interpolation linéaire de la courbe utilise les résultats de trois expansions initiales (4%, 6% et 8%) et seulement les valeurs extrêmes simulées pour la loi isotrope et asymétrique (4% et 8%). Les tendances obtenues pour la loi cinématique et isotrope sont très proches de celles observées expérimentalement. Les décalages à l'origine des droites présentent des écarts inférieurs à 4% (cinématique) et 2% (isotrope) alors que les pentes obtenues présentent des écarts négligeables pour ces deux dernières lois. La loi asymétrique prédit une expansion résiduelle plus faible que les autres lois. Elle est moins apte à représenter de manière fidèle les conséquences de l'expansion à froid dans l'alliage de titane en termes de déformation du trou.

Par ailleurs, nous avons comparé les valeurs expérimentales et numériques après expansion d'alésage « code 6 » en Ti-6Al-4V β , 15-5PH et Inconel 718 avec un taux de 6%. Pour l'acier 15-5PH, l'expansion résiduelle expérimentale est de 3,80%. Nous avons obtenu une différence très faible avec les résultats de simulation (1,5% sur les valeurs). L'expansion résiduelle de l'alliage β et de l'Inconel 718 présente des écarts plus importants avec ceux prédits par les simulations. Pour le β , l'expansion résiduelle expérimentale est de 3,58% et l'écart est de 10,2% entre les valeurs. Pour l'Inconel 718, l'expansion résiduelle expérimentale est de 5.15% et l'écart est de 18% avec les prévisions numériques. Ces différences notables observées sur ces deux derniers alliages proviennent très certainement de l'identification moins précise des lois matériaux utilisées dans ces simulations.

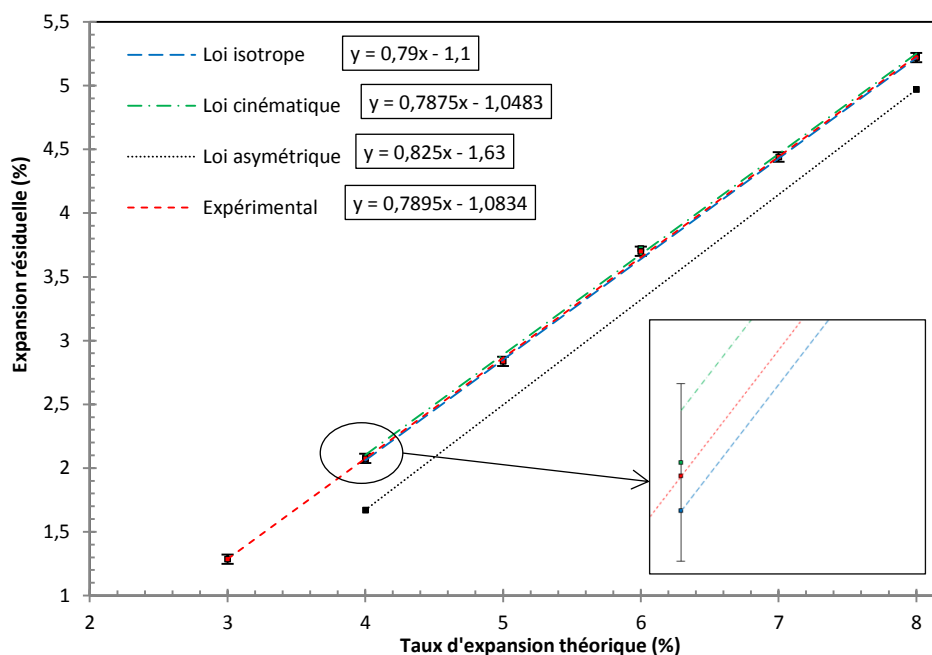


Figure 4.3.25. Comparaison des expansions résiduelles expérimentales et numériques sur des alésages « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

Nous avons aussi effectué des comparaisons entre simulations et expériences vis-à-vis des profils de trous mesurés en Figure 4.3.20. Nous avons superposé les profils expérimentaux et numériques des alésages « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ sur la Figure 4.3.26. Du fait de l'absence de prise de référence avec le rugosimètre, le décalage radial du profil expérimental par rapport à l'origine utilise les valeurs de mesure du diamètre résiduel après expansion. Nous observons que les simulations permettent de reproduire fidèlement la forme en « tonneau inversé » du trou après expansion à froid. Les comparaisons effectuées pour trois taux d'expansion démontrent l'hétérogénéité de l'expansion radiale en entrée de mandrin, section moyenne et en sortie de mandrin.

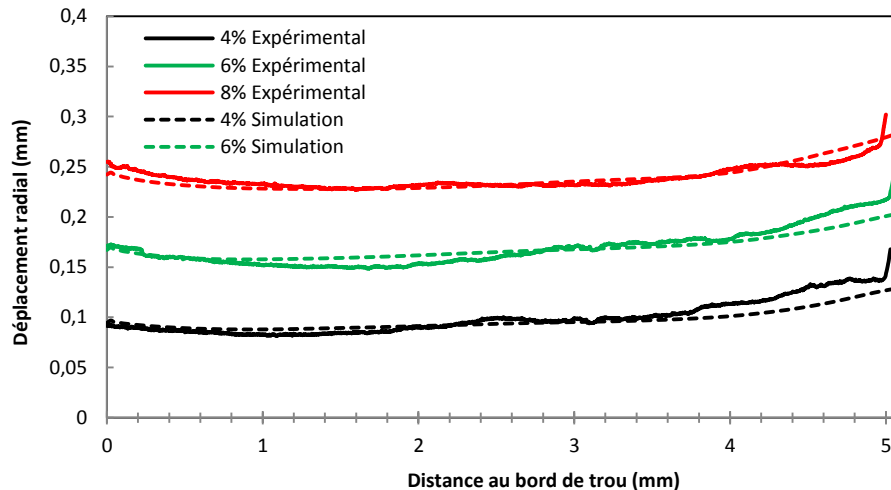


Figure 4.3.26. Profils axiaux des alésages expansés « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

4.3.4.3 Comparaison des hauteurs de défauts « volcan »

Une des forces du modèle axisymétrique développé dans le chapitre précédent est sa capacité à prédire le défaut « volcan » sur les faces d'entrées et de sorties des mandrins. Nous avons confronté les données expérimentales et numériques obtenues quant à la hauteur de ce défaut. Sur le Tableau 4.3.4, nous avons rassemblé des données des quatre matériaux en sortie de mandrin, pour un taux d'expansion fixe de 6%. Nous avons en plus rajouté les valeurs en entrée de mandrin pour le Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, qui étaient disponibles. Malgré la forte dispersion expérimentale, les valeurs numériques sont généralement comprises dans l'intervalle des défauts mesurés. Ce sont les valeurs mesurées dans le Ti-6Al-4V β et dans l'Inconel 718 qui s'éloignent le plus des observations expérimentales. Finalement, remarquons que la légère « dépression » de la surface observée sur les simulations n'était pas identifiée expérimentalement.

6%					
Matériau	Face	Min	Moyenne	Max	Num
Ti-6AL-4V $\alpha\beta$	Entrée	0,043	0,053	0,071	0,06
	Sortie	0,057	0,093	0,122	0,105
Ti-6AL-4V β	Sortie	0,04	0,072	0,091	0,108
15-5PH	Sortie	0,092	0,101	0,11	0,107
Inconel 718	Sortie	0,019	0,047	0,073	0,098

Tableau 4.3.4. Comparaison expérimentale et numérique des hauteurs maximales des défauts « volcans » après expansion d'alésages « code 6 ».

4.4 EVALUATION DES CHAMPS DE CONTRAINTES EN BORD D'ALESAGES EXPANSES

4.4.1 Préambule

Dans le domaine de l'expansion, la qualification et la quantification expérimentale des contraintes résiduelles générées reste problématique. Par ailleurs, les procédés d'usinage impactent inévitablement les champs générés en surface et compliquent l'analyse. Dans ces travaux, nous souhaitons contribuer au développement de méthodes qui permettent de vérifier l'intensité et la distribution de la contrainte circonférentielle autour des alésages expansés. L'accès à une méthode de mesure rapide et peu coûteuse présenterait un intérêt très important pour la communauté scientifique et industrielle. Les nombreux essais de fatigue nécessaires afin de valider l'impact du procédé seraient considérablement réduits. De nombreux paramètres géométriques ou environnementaux pourraient alors être étudiés. D'un autre côté, les mesures doivent permettre de valider les simulations par éléments finis, telles que celles proposées au chapitre précédent. Dans la revue de la littérature (2.5.2.2), nous avons analysé différentes méthodes de mesure expérimentale appliquées au procédé d'expansion à froid. Parmi celles-ci, nous avons repéré des techniques optiques telles que la photoélasticimétrie et la stéréo-corrélation d'images. Elles peuvent se révéler intéressantes afin d'obtenir des résultats visuels aisément exploitables et compréhensibles. Une première approche a consisté à mettre en œuvre ces méthodes. La photoélasticimétrie a été employée pour étudier des trous expansés. Cependant, elle a été écartée du fait de problèmes liés au bon collage des revêtements et de la difficulté pour l'exploitation des résultats. Une procédure de suivi par stéréo-corrélation lors de l'expansion a été étudiée (Figure 4.4.1). Les résultats obtenus sont intéressants mais leur post-traitement s'avère assez délicat et la technique est longue du fait de la calibration fine requise pour l'observation du mouchetis en bord de trou. Dans la littérature, nous avons noté que les méthodes optiques peuvent difficilement apporter des informations sur les phénomènes « sous-surface » proche des alésages. Avec le retour des travaux numériques, nous avons en effet observé que l'information « lisible » en surface des plaques ne permet pas de rendre compte des phénomènes opérant dans la section.

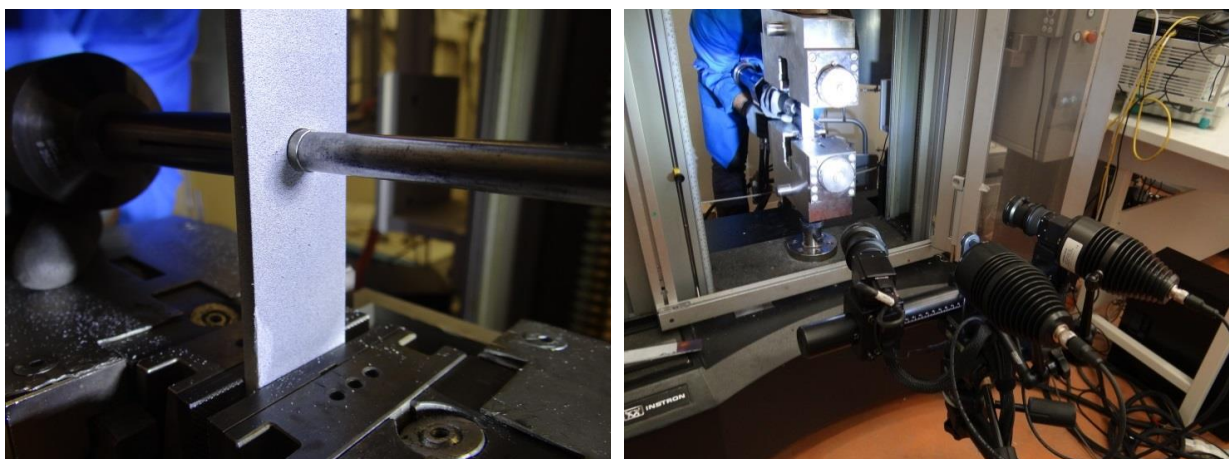


Figure 4.4.1. Stéréo-corrélation appliquée à l'analyse des alésages expansés.

Dans cette étude expérimentale, nous avons décidé de tester et d'évaluer deux autres techniques de mesure (Figure 4.4.2). La première méthode utilise l'évolution de la dureté sous

la surface du matériau au bord des alésages expansés. Nous prenons ici pour hypothèse que la profondeur d'indentation dans un matériau donné dépend de deux principaux facteurs : l'évolution de la dureté de la microstructure après écrouissage et la présence de contraintes résiduelles dans le matériau. Ce dernier aspect a en effet été introduit dans la bibliographie grâce aux travaux de Tosha [TOS1]. L'analyse des profils de dureté peut ainsi éventuellement fournir des résultats sur la zone affectée par la présence de contraintes résiduelles (2.5.2.2). La deuxième méthode expérimentale est la technique du trou incrémental. Elle permet d'accéder aux intensités et aux distributions de contraintes résiduelles en surface et sous la surface du matériau. Nous souhaitons l'employer au bord de trous expansés dans notre étude, afin de déterminer les intensités de contraintes circonférentielles dans la zone du « pic compressif ». Ce « pic » défini dans l'étude numérique est en effet une zone de contrainte relativement stable en bord de trou, que nous sommes susceptibles de capter avec les instruments disponibles pour des diamètres expansés suffisants.

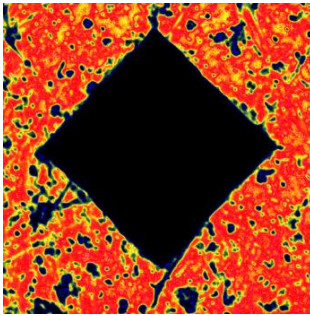

Technique	Dureté / μ dureté	Trou incrémental (IHDM)
		
Objectifs de la mesure	Etendue de la zone compressive	Intensité du « pic compressif » et évolution en profondeur
Equipement	Struers Duramin-A300 (μ dureté) + Wolpert (Dureté)	Meliad RMSHD40

Figure 4.4.2. Méthodologies choisies pour l'analyse des alésages expansés.

4.4.2 Mesure de la zone affectée par l'évolution de la dureté après expansion à froid

4.4.2.1 Procédure et résultats expérimentaux

Les mesures de dureté sont réalisées à l'aide de filiations de points sur les surfaces extérieures de l'alésage. L'origine de la filiation se situe sur l'arête du trou. Son extrémité est le bord libre de l'éprouvette (Figure 4.4.3). La mesure est effectuée dans la direction transverse, le long du plan critique de fissuration (90° du défaut de bague). Une préparation précise des éprouvettes est nécessaire afin de limiter la dispersion des résultats et d'éviter les fausses mesures. Du fait du nombre limité d'échantillons disponibles, seule la face de sortie de mandrin est étudiée. Par ailleurs, il est difficile d'étudier les deux faces après immersion des pièces dans une résine permettant l'étude des bords. Nous avons premièrement utilisé la méthode de la microdureté Vickers. A l'aide de celle-ci, l'empreinte de l'indenteur est faible et permet une excellente discrétisation du chemin de filiation depuis l'arête du trou. Nous avons testé plusieurs efforts d'indentation (HV 0,3 à HV 5) et la dureté HV 1 a fourni les résultats les moins dispersifs sur les alliages testés. Les résultats obtenus par cette méthode sont comparés avec ceux obtenus par la dureté Brinell (Figure 4.4.4, gauche et centre).

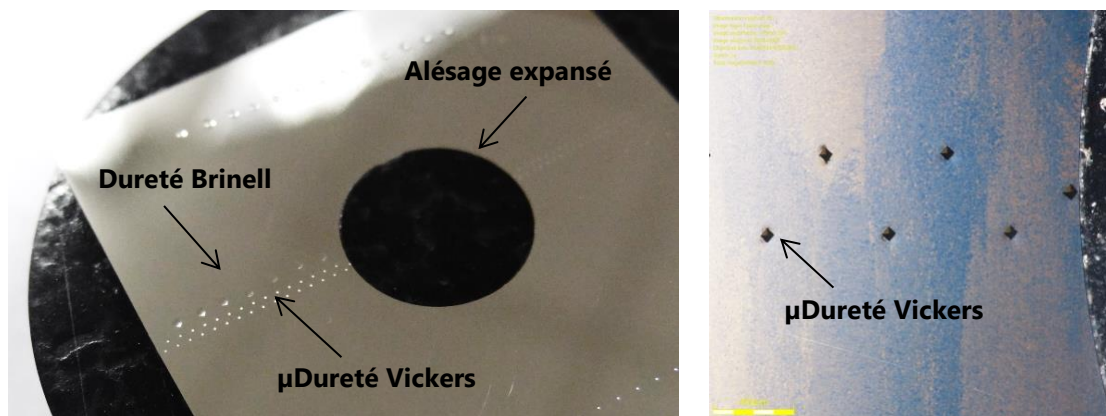


Figure 4.4.3. Tracé des filiations de dureté et de microdureté en bord de trou expansé.

Dans certains alliages, la mesure de microdureté Vickers est toutefois trop dispersive. Il convient alors de changer d'échelle afin de couvrir un plus grand volume de matière. Par exemple, dans l'alliage Ti-6Al-4V β , la grande taille des grains et les différences de duretés des phases impliquent une forte déformation de l'empreinte Vickers. La valeur obtenue est illisible (Figure 4.4.4, droite). Alors que les valeurs de microdureté Vickers sont obtenues de manière semi-automatique, celles de dureté Brinell sont obtenues manuellement. Les filiations qui permettent de couvrir la largeur de l'éprouvette « code 6 » (9,525 mm) sont composées de 30 à 40 points pour la mesure de la microdureté et de 8 points pour la mesure de la dureté.

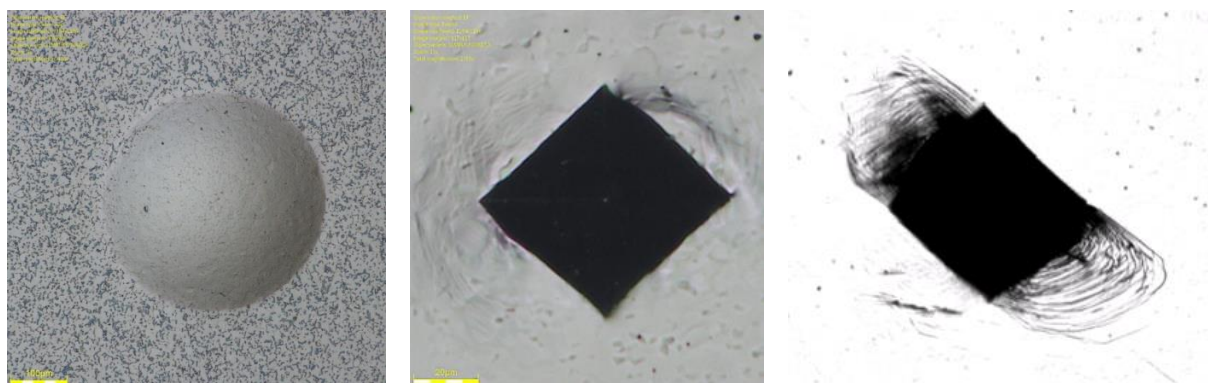


Figure 4.4.4. Indentation Brinell (gauche), Vickers (centre) et Vickers déformée dans l'alliage β (droite).

Nous avons ainsi mesuré les évolutions de la dureté au bord d'alésages réalisés à partir des quatre métaux durs de cette étude. Les valeurs obtenues sont comparées systématiquement avec la valeur moyenne de la dureté de l'échantillon mesurée au loin du trou. Cette comparaison permet de révéler des phénomènes très intéressants. Nous avons tout d'abord observé la variation de dureté en bord de trou d'alésages « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, pour des taux d'expansion de 2%, 4%, 6% et 8%. Les mesures ont été doublées pour les taux d'expansion élevés et la valeur moyenne de dureté est recalculée pour chaque échantillon afin de tenir compte du changement de dureté local. De légères variations sont observées suivant les lots testés, attribuées aux différences locales de vieillissement, d'usinage et de polissage. Entre les différents échantillons, il est courant de constater des variations de 10 points Hv entre les duretés moyennes mesurées. Ces valeurs sont mesurées via 10 à 15 points dans la section. L'écart type est inférieur à 5 sur les valeurs de microdureté. Il est inférieur à 3 sur les duretés.

La Figure 4.4.5 présente des mesures obtenues pour trois taux d'expansion de 4%, 6% et 8%. Dès lors que le trou est expansé, il apparaît des variations caractéristiques de la dureté le long de la filiation. Nous divisons la courbe d'évolution obtenue en trois domaines (Figure 4.4.6). Le premier domaine est un plateau avec une dureté augmentée par rapport à la valeur moyenne mesurée dans l'échantillon. Le plateau est plus ou moins large suivant l'échantillon considéré. Dans le second domaine, la dureté diminue graduellement jusqu'au troisième domaine, qui est un plateau où la dureté est égale ou inférieure à la valeur moyenne mesurée au loin du trou. A première vue, nous pouvons considérer que les domaines 1 et 2 sont affectés par l'expansion à froid. Lorsque le taux d'expansion augmente, nous avons clairement observé que le plateau de la zone 1 est plus marqué et que la transition de la zone 2 s'effectue plus loin de l'arête du trou. La zone affectée s'étend jusqu'à 5-6 mm du bord de trou pour un taux $\geq 6\%$. Nous avons relevé des valeurs significativement en dessous de la moyenne en zone 3. En tenant compte de l'équivalence Hb/Hv, les méthodes Vickers et Brinell présentent des évolutions très proches. Lorsque le taux d'expansion diminue, nous observons une zone 1 réduite, une pente douce en zone 2 et un plateau 3 étendu. La zone affectée s'étend à 3-4 mm seulement pour 4% d'expansion et à 2-3 mm pour 2% d'expansion. Nous remarquons que l'augmentation relative de la dureté en zone 1 est équivalente pour tous les taux d'expansion (+25/40 point Hv). Le taux d'expansion a principalement impacté l'étendue de la zone affectée par l'expansion.

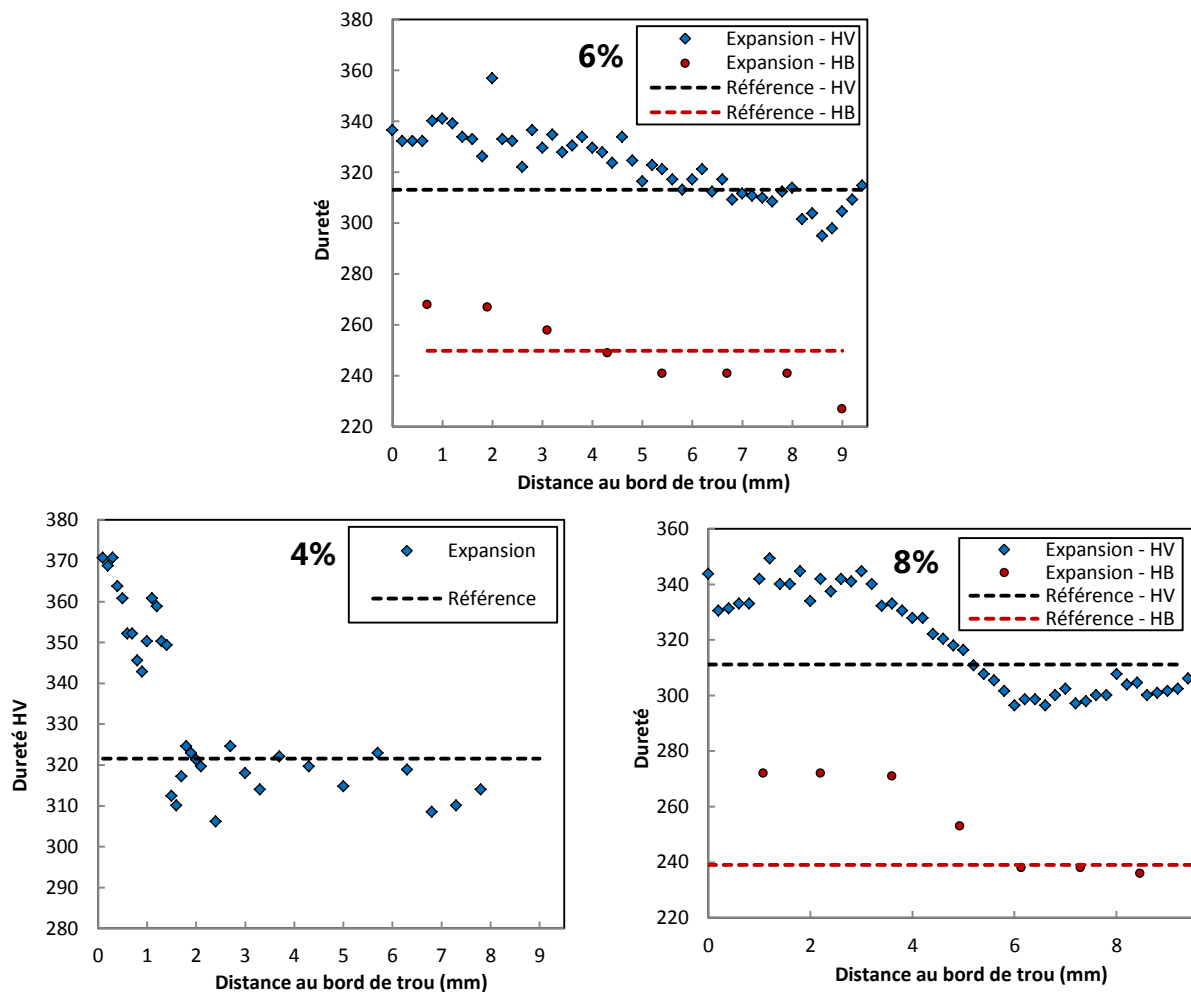


Figure 4.4.5. Profil des duretés mesurées au bord d'alésage en Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$) après expansion à froid.

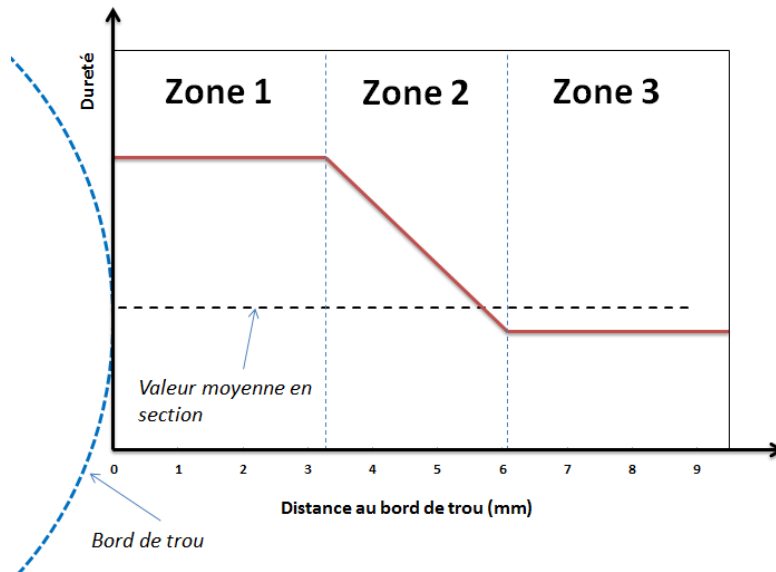


Figure 4.4.6. Forme des courbes de dureté obtenues après expansion à froid.

Nous avons effectué des analyses équivalentes sur les autres métaux de l'étude. La Figure 4.4.7 présente des résultats obtenus sur l'alliage Ti-6Al-4V β pour les taux de 4% et de 8% (valeurs extrêmes testées). La Figure 4.4.8 présente les résultats obtenus sur le 15-5PH et l'Inconel 718 pour un taux de 6% (seul taux testé ici). Dans tous les cas, nous retrouvons le schéma d'évolution proposé en Figure 4.4.6. Sur le Ti-6Al-4V β , nous avons seulement effectué des relevés « Brinell » mais la dispersion s'est avérée trop élevée afin de dégager des tendances claires. Nous observons cependant des augmentations significatives des duretés en bord de trou et une étendue affectée ≥ 6 mm. Sur l'acier 15-5PH, nous avons réalisé des mesures de microdureté Vickers et dans l'Inconel, nous avons testé les deux méthodes. Seul le taux de 6% a été testé sur ces deux derniers et nous observons toujours les trois domaines caractéristiques d'évolution de la dureté. Sur l'Inconel, l'analyse de la dureté Brinell nous fournit une zone affectée ≥ 6 mm pour la mesure de la microdureté. Dans l'acier 15-5PH, la zone affectée est elle aussi très étendue et atteint 8mm.

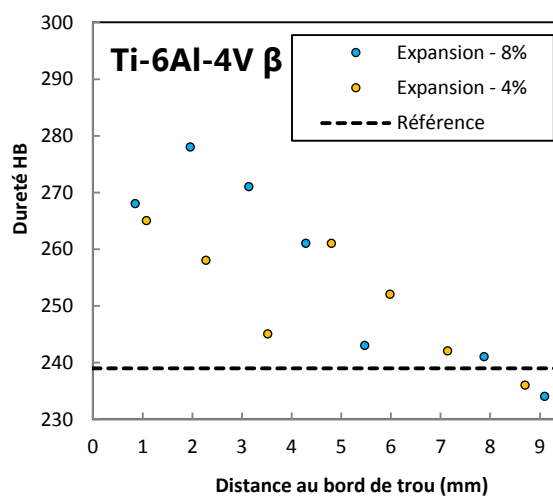


Figure 4.4.7. Profils de duretés au bord d'alésage en Ti-6Al-4V β après expansion à froid.

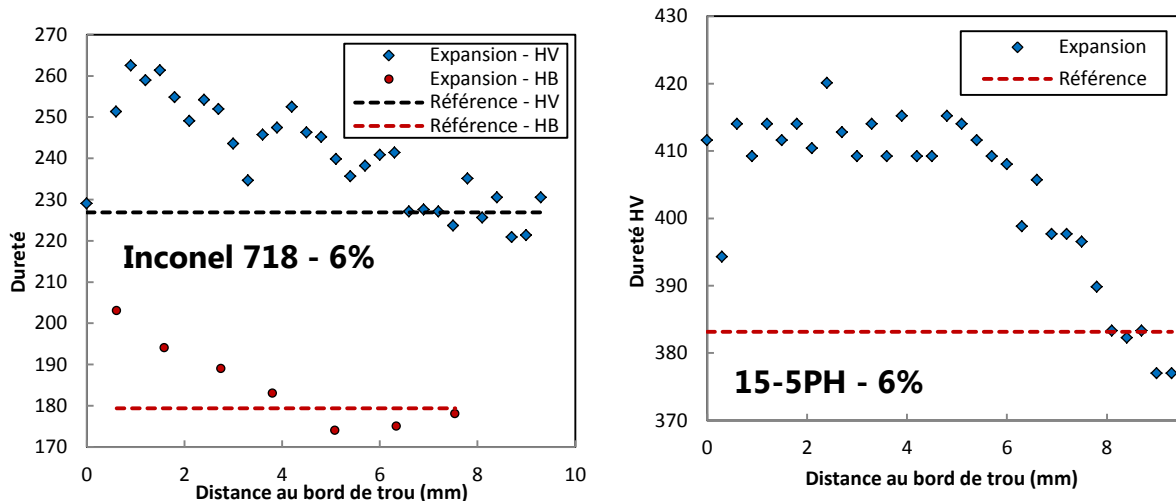


Figure 4.4.8. Profils de duretés au bord d'alésage en Inconel 718 et 15-5PH après expansion à froid.

4.4.2.2 Mise en parallèle des résultats de dureté avec les simulations

Sur les profils expérimentaux de dureté mesurés précédemment, nous avons observé une zone étendue depuis le bord de trou où la dureté était plus importante après expansion à froid. L'explication de l'évolution de ces profils de dureté n'est pas aisée et résulte de la combinaison de plusieurs facteurs. A première vue, nous pouvons admettre que cette évolution n'est pas exclusivement reliée au taux d'écrouissage subi par le matériau. Sur les simulations, nous avons en effet prédit que la déformation plastique décroît de manière exponentielle depuis le bord de trou après expansion et ne présente en aucun cas de plateau caractéristique, pourtant observé expérimentalement. Dans ce paragraphe, nous faisons l'hypothèse que cette dureté est impactée fortement par la présence de contraintes résiduelles. Par conséquent, nous supposons que l'indenteur est « repoussé » dans un champ de contraintes résiduelles compressives et que le retour élastique est augmenté. La valeur finale « lue » est donc plus faible. A l'inverse, sous un champ de traction, cette dureté « lue » peut être augmentée.

Afin d'observer un lien possible entre les champs de contraintes résiduelles et l'évolution de la dureté, nous avons mis en parallèle les résultats numériques et expérimentaux obtenus sur l'alliage Ti-6AL-4V $\alpha\beta$. Sur la Figure 4.4.9, nous avons tracé l'évolution de la variation de la dureté par rapport à la valeur moyenne (ΔHV) en fonction de la contrainte principale absolue. Nous avons choisi cette variable car elle permet de prendre en compte la contribution des différentes composantes de contrainte (radiales, axiales et circonférentielles) et d'être ainsi plus représentative de l'état dans la zone indentée. Elle respecte par ailleurs le signe de la contrainte dominante à l'inverse des contraintes principales calculées par la loi de Von Mises par exemple. Les valeurs de contraintes calculées à une distance inférieure à 0,2 mm du bord de trou ont été retirées car elles ne peuvent pas correctement être mesurées expérimentalement (effets de bord). Nous avons comparé les valeurs expérimentales et numériques dans la section de mesure de la dureté. Elle correspond à la face de sortie de mandrin.

Dans la partie haute de la Figure 4.4.9, la simulation de l'expansion d'un alésage « code 6 » après expansion de 6%, est mise en parallèle avec les relevés de microdureté Vickers et de

dureté Brinell. Dans la partie basse, nous avons en plus rapproché les résultats des simulations des taux de 4% et de 8% avec les relevés de microdureté Vickers. La corrélation entre ces paramètres est très intéressante. La dureté s'avère être un indicateur relativement fiable de l'état de contrainte sur le lieu de mesure. Les coordonnées de la frontière compressive sont proches et les ratios d'intensités de contraintes suivent l'écart de dureté par rapport à la moyenne. Pour 4% d'expansion, l'écart par rapport aux simulations est toutefois plus important que pour 6% et 8% d'expansion.

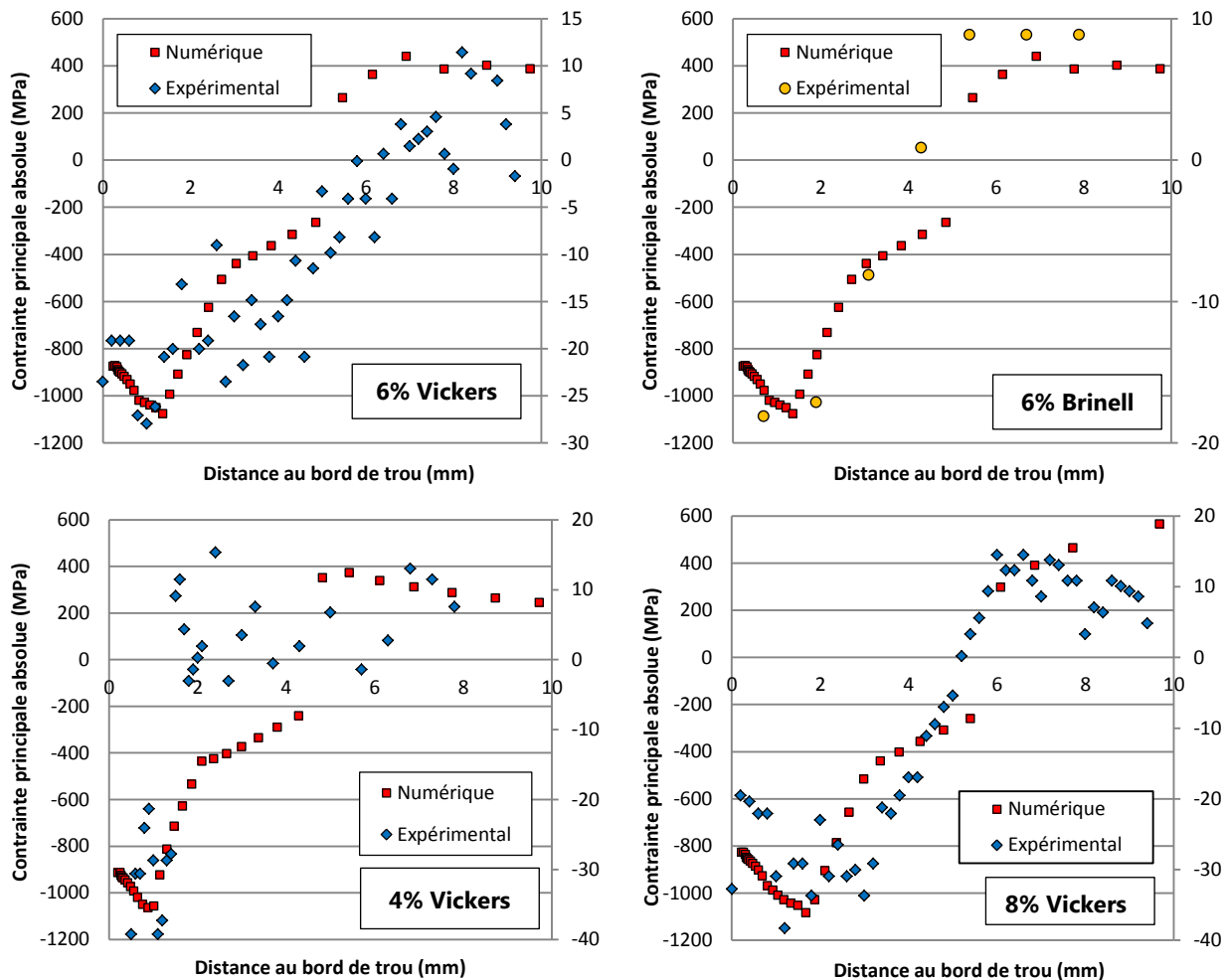


Figure 4.4.9. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux en face de sortie de mandrin après expansion d'un alésage « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

Les premiers résultats obtenus sont très prometteurs. Cette technique est intéressante du fait de son caractère « peu » destructif pour l'alésage. Toutefois, nous avons observé les limites dans la technique pour des microstructures à gros grains. De plus, nous avons noté des résultats surprenants au sein de l'acier 15-5PH, où la zone affectée est très étendue (Figure 4.4.8). Finalement, les mesures obtenues sont dépendantes des valeurs moyennes mesurées et le calcul des intensités de contraintes à partir des relevés semble très complexe. Des travaux supplémentaires devraient être conduits afin de poursuivre l'analyse des résultats de dureté sur d'autres configurations, notamment en entrée de mandrin. Nous allons maintenant présenter une autre technique de mesure qui a pour objectif, elle, de mesurer l'intensité de la contrainte circonférentielle après expansion dans la zone du « pic compressif » en bord de trou.

4.4.3 Exploitation de la méthode du trou incrémental

4.4.3.1 *Principe de la mesure*

Ce paragraphe présente l'évaluation et l'adaptation de la technique du trou incrémental à l'étude des alésages expansés. Cette méthode consiste à mesurer la relaxation de déformations à l'aide de jauge d'extensométrie. Cette relaxation est obtenue après perçage de volumes de matière définis qui contiennent des contraintes résiduelles. La contrainte interne retirée implique un nouvel équilibre statique autour du trou percé, qui est enregistré et post-traité. Cette procédure est standardisée selon l'ASTM E837 et nécessite l'utilisation d'équipement dédiés. Le perçage est réalisé au centre d'une rosette de déformation. Il est possible de reconstruire les champs initiaux existant avant perçage en fonction de l'orientation et de l'intensité des déformations enregistrées, mais aussi en fonction des paramètres géométriques du trou et des propriétés mécaniques du matériau analysé. La technique de trou permet le calcul des contraintes résiduelles macroscopiques, dites du premier ordre.

La revue de la littérature du chapitre 2 a permis de dégager des généralités sur la nature des champs de contraintes résiduelles générés après expansion. Nous avons vu que ceux-ci sont préférentiellement biaxiaux dans le plan de l'alésage (radiaux et circonférentiels). La technique du trou (HDM³) est capable de capter ces champs de contraintes biaxiaux en faisant l'hypothèse d'une homogénéité dans l'épaisseur. Cette méthode utilise les équations de Lamé afin d'effectuer une reconstruction rapide des champs de contraintes. Cependant, avec les simulations du chapitre 3, nous avons souligné la forte hétérogénéité de ces contraintes dans l'épaisseur. Afin de capter la troisième direction d'évolution de la contrainte et les gradients associés, la technique du trou incrémental peut être utilisée. Dans cette dernière, le perçage est réalisé par incréments de profondeur qui permettent les retraits successifs de volumes calibrés de matériau, à l'image d'un carottage. Le perçage est réalisé sur un nombre fixe d'incrémentes où les contraintes sont calculées. Cette méthode requiert l'utilisation d'un modèle éléments finis qui soit représentatif du processus expérimental de perçage. Il permet la définition des lois reliant la valeur de la déformation lue en surface du matériau (ou les jauges sont collées) à la variation des contraintes résiduelles associées au fond du trou percé. Ce modèle permet plus précisément la détermination des coefficients d'influence [LU2]. Ils sont spécifiques pour chaque configuration expérimentale et pour chaque incrément de profondeur de perçage. Ils varient avec le diamètre du trou percé, l'épaisseur de plaque ou bien les dimensions de la rosette. Dès lors que ces coefficients sont connus et que l'incrément de perçage est achevé, le foret de perçage est retiré du trou et les déformations en surfaces sont enregistrées pendant une durée prédéterminée. Un logiciel analyse la valeur moyenne et l'écart type de la déformation relaxée et interprète ces données pour le calcul de la valeur nominale de la contrainte ainsi que pour l'intervalle de tolérance associé à la stabilisation de la déformation. Les hypothèses principales associées à cette méthode sont l'utilisation de la mécanique des milieux continus linéaires, avec absence de cisaillement entre les couches retirées et la non-considération de la contrainte hors-plan (la contrainte axiale dans notre cas).

³ Hole drilling method

Pour l'application de cette méthode aux problématiques d'expansion à froid, le principe de mesure est présenté sur la Figure 4.4.10. Du fait des faibles dimensions du trou percé pour la mesure, nous sommes susceptibles de capter la valeur de la contrainte circonférentielle dans le « pic compressif ». Cette valeur est très compressive. De plus, elle est théoriquement proche de la limite élastique en compression du matériau. Dans le chapitre numérique, pour un diamètre d'alésage suffisant, nous avons observé que ce « pic compressif » décrivait un plateau étendu (≈ 2 mm) sur les faces extérieures. Ce plateau s'élargit d'ailleurs lorsque le taux d'expansion augmente. Nous devons alors utiliser un outillage de diamètre inférieur à la largeur du plateau afin de moyenniser la mesure sur le pic compressif et de ne pas mesurer la contrainte dans une zone où les gradients d'intensité sont trop élevés. Ce perçage doit être réalisé quasi tangentiellement en bord de trou afin de respecter cette condition. Le trou de mesure est entouré de jauges de déformations qui sont orientées précisément afin de capter les déformations circonférentielles. D'un autre côté, la contrainte radiale évolue théoriquement fortement dans la zone en bord de trou et seule une valeur moyenne peut être obtenue. Dans notre application, le logiciel employé est calibré afin de calculer les contraintes planes (S_{11} , S_{22} et S_{12}), dans le système de coordonnées $(\vec{1}, \vec{2})$ de la jauge (4.4.3.1).

$$\bar{\vec{S}}_{(1,2)} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} \\ & S_{22} \end{bmatrix} \quad (4.4.3.1)$$

La contrainte calculée n'est donc pas la principale mais bien la contrainte et le cisaillement dans le système de coordonnées de la jauge. Comme présenté sur la Figure 4.4.10, la jauge est collée de manière à ce que la direction $\vec{1}$ soit colinéaire à la jauge a (0°) et que la direction $\vec{2}$ soit colinéaire à la jauge c (90°). Avec cette approche, nous avons une conversion directe des systèmes de coordonnées de l'alésage expansé $(\vec{\theta}, \vec{R})$ et de la jauge $(\vec{1}, \vec{2})$. Les jauges sont ainsi collées le long de la section transversale afin de permettre la mise en parallèle avec les résultats numériques. En revanche, malgré ses multiples avantages, cette méthode présente certaines limites pour la quantification des contraintes en bord de trou. Particulièrement, il convient de vérifier si une correction doit être effectuée sur les coefficients d'influences du fait de la présence d'un bord libre proche du trou percé. La perte de rigidité associée qui touche la direction radiale peut en effet avoir un impact sur la valeur de déformation lue. Dans cette première évaluation de la méthode pour les alésages expansés, nous négligeons cet aspect. Nous avons préféré utiliser une orientation « circonférentielle » de collage des jauges, qui réduit cet effet et ainsi conserver des coefficients d'influences « standards ». Finalement, il convient de surveiller la possible replastification en fond de trou du fait des fortes concentrations de contraintes pouvant régner dans la zone et qui pourraient influencer fortement sur le résultat final.

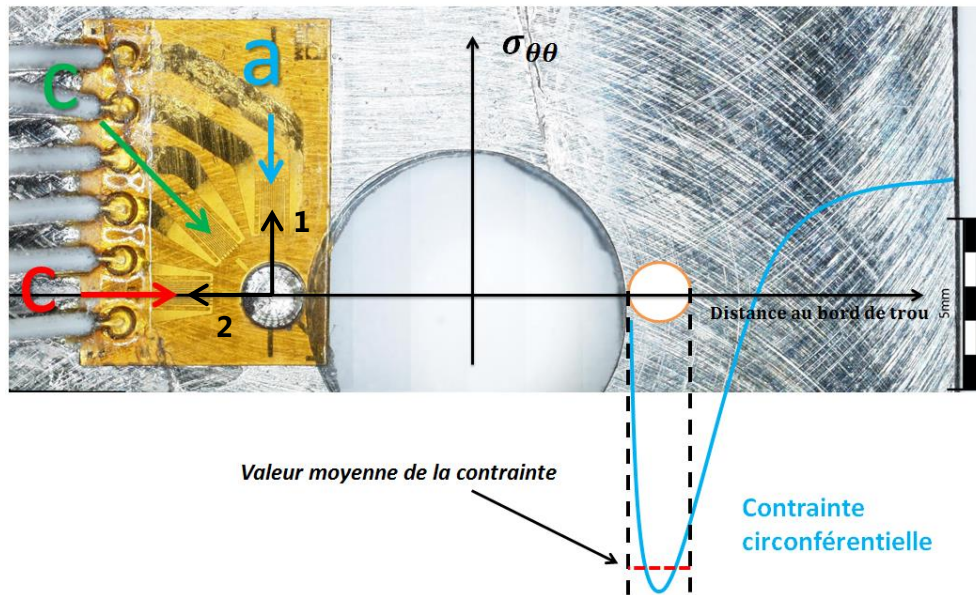


Figure 4.4.10. Utilisation de la méthode du trou incrémental pour la mesure de la contrainte circonférentielle en bord de trou expansé.

4.4.3.2 Procédure expérimentale

Le perçage et l'acquisition de données ont été réalisés un équipement MELIAD RMSH40. Il s'agit d'un appareil qui assure le contrôle des incréments de perçage, la lecture des jauges, le calcul des coefficients d'influences et des contraintes résiduelles. La déformation est mesurée grâce à des rosettes à trois directions de lecture (0° , 90° et 45°), qui définissent l'état plan complet. Ces jauges possèdent une cible de 1,8 mm où le perçage est effectué (Figure 4.4.11, gauche). Nous avons utilisé un diamètre assez important afin d'obtenir une bonne précision et une profondeur suffisante de mesure. Par ailleurs, des rosettes plus petites existent (cibles de 1 mm) et peuvent permettre d'améliorer la résolution de discrétisation de la mesure des champs. Elles peuvent aussi autoriser l'identification des « pics compressifs » sur des trous de diamètres inférieurs. Pour ces jauges, nous n'avons pas employé de facteur de compensation de température du fait de la variation négligeable de celle-ci au cours du perçage du trou (intervalle 15°C - 30°C).

Hormis un dégraissage minutieux de la zone, aucune préparation de la surface n'a été effectuée en bord de d'alésage pour ne pas les affecter. La difficulté expérimentale est d'assurer un collage robuste de la position des jauges. Les mesures effectuées en entrée et en sortie de mandrin n'ont jamais été réalisées en face à face afin d'éviter tout risque de fausses mesures, liées à la redistribution des contraintes après perçage incrémental. Dès lors que la jauge est collée tangentiellement à l'alésage expansé, l'éprouvette instrumentée est placée sur une table micrométrique qui permet le centrage du foret par rapport à la cible de perçage. L'ensemble est ensuite connecté au système d'acquisition (Figure 4.4.11, droite). Il s'agit d'une étape critique du procédé. Il conditionne la justesse et la qualité des résultats. L'utilisation de la table et d'une loupe permettent d'atteindre une précision inférieure à 0,1 mm sur le centrage entre la cible et le perçage. Cette erreur est vérifiée à la binoculaire après chaque mesure afin de valider, ou non, la mesure.

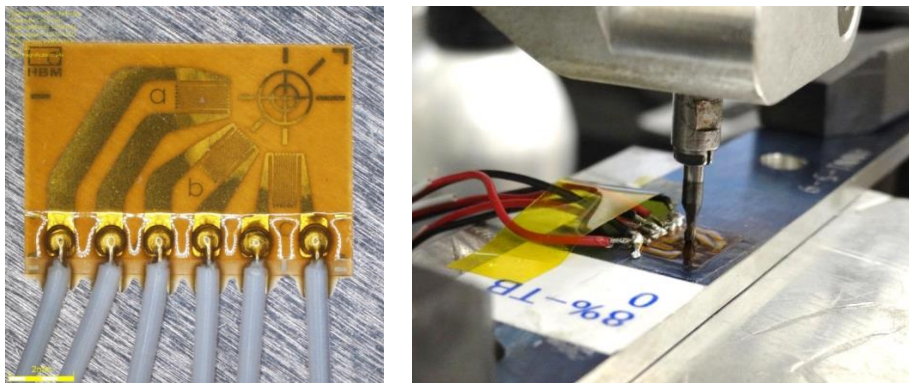


Figure 4.4.11. Rosette de déformation HBM K-Ry6 (gauche), éprouvette instrumentée (droite).

La chronologie de perçage choisie comprend 19 incréments pour lesquels la contrainte est calculée. Elle permet d’atteindre une profondeur de mesure de 1,05 mm. Le perçage est initié en sélectionnant des outils et des paramètres de coupe permettant de réaliser un cylindre droit sans ajout de contraintes résiduelles supplémentaires (Tableau 4.4.1). Un foret à fond plat neuf est utilisé pour chaque mesure et les efforts de coupe sont fortement réduits par une avance très faible.

Outil de coupe	Fraise 2 tailles carbure à fond plat	
Diamètre (mm)	1,8	
Avance – (mm/tour)	$1,5 \cdot 10^{-6}$	
Vitesse de coupe (m/min)	250	
Lubrification	Sec	

Tableau 4.4.1. Paramètres d’usinage du trou de mesure de contraintes.

4.4.3.3 Mesures de contraintes après expansion à froid

Nous allons maintenant analyser les résultats obtenus par cette méthode de mesure. Ceux présentés ici reprennent les configurations les plus utilisées pour notre étude. Nous nous sommes attachés à analyser les configurations d’alésages « code 6 » dans les différents matériaux, en considérant un taux d’expansion fixe de 6%, en vue de comparer les différents résultats. Nous avons généralement réalisé les mesures à deux reprises par configuration afin d’écartier tout risque de mesure erronée et pour vérifier la cohérence et la répétabilité de ces dernières. De manière à simplifier l’analyse des résultats, nous présentons dans ce paragraphe seulement ceux obtenus sur la valeur de la contrainte circonférentielles (0°) en bord d’alésage expansé. D’une manière générale, il convient de prêter attention aux premiers incréments de mesure. En effet, la réalisation du premier perçage à la surface du matériau (z=0) est une étape minutieuse et délicate. Par conséquent, si le perçage est initié au-dessus de la surface, la mesure de contrainte associée est faussée. L’incrément de perçage inclut alors aussi la relaxation liée au perçage du joint de colle entre la jauge et la surface. De nombreux résultats ne peuvent pas être présentés du fait de lectures erronées en début de perçage. Nous avons observé que l’incertitude de la mesure devenait importante pour les

incréments de perçage les plus profonds. Il convient ainsi de veiller à tempérer les conclusions pour des profondeurs supérieures à 0,85 mm.

Intéressons-nous tout d'abord aux résultats obtenus sur l'alliage Ti-6AL-4V $\alpha\beta$. Avant d'effectuer des mesures sur les alésages expansés, nous avons souhaité déterminer l'état initial après usinage des surfaces. La Figure 4.4.12 présente les résultats obtenus lors de mesure effectuées sur une tôle après usinage (gauche) et après usinage et détensionnement (droite). Les jauges ont été collées de sorte que la direction $\vec{1}$ soit colinéaire avec la direction de laminage des tôles. Les résultats révèlent des contraintes résiduelles très faibles, négligeables lorsque la profondeur est supérieure à 200 μm . En deçà de 50 μm , des valeurs très compressives sont mesurées dans les directions longitudinales et transverses. Ces contraintes compressives sont alors révélatrices d'une zone affectée par le procédé de surfacage des éprouvettes. Sans détensionnement, la compression est très intense et atteint près de -1200 MPa. Le procédé de détensionnement a permis de réduire fortement cette valeur et la compression atteint alors -600 MPa. Les champs compressifs générés sont équilibrés par un champ peu intense de traction (L^4 & T^5) entre 50 μm et 200 μm de profondeur. Le cisaillement est négligeable sur toute la profondeur testée. La dispersion dans la mesure de ces contraintes est faible (± 36 MPa au maximum). Nous avons effectué des relevés additionnels en bord de trou non expansé et nous avons mesuré à nouveau des contraintes quasi nulles dans la profondeur de l'éprouvette.

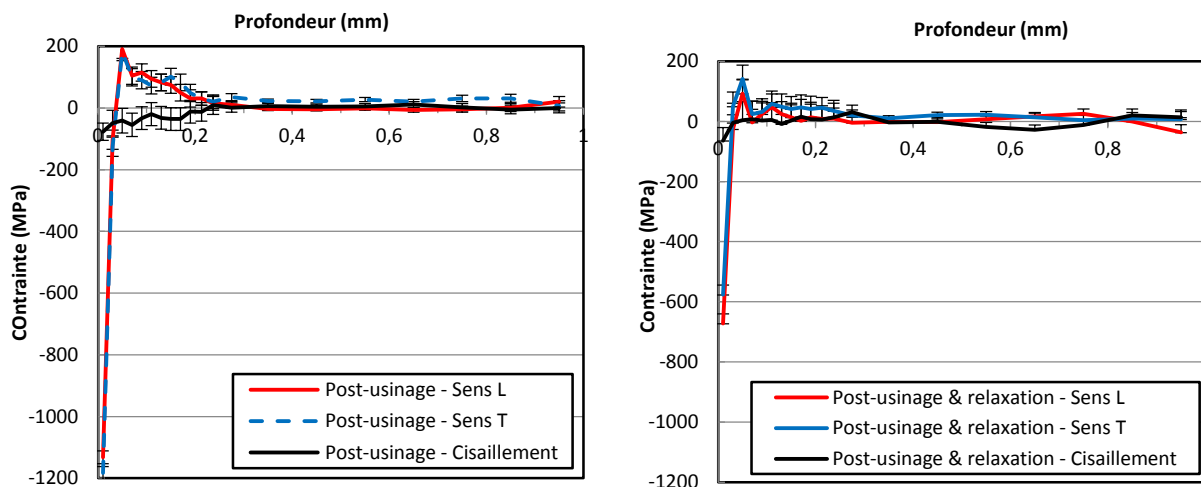


Figure 4.4.12. Mesures des contraintes résiduelles après usinage (gauche) et après usinage et détensionnement (droite) d'une tôle de Ti-6AL-4V $\alpha\beta$.

Nous allons maintenant présenter les résultats obtenus en périphérie d'alésages expansés. La Figure 4.4.13 reprend les mesures de contraintes résiduelles au bord d'alésages en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$, après 6% d'expansion initiale. Sur le graphique en haut à gauche, les mesures sont effectuées juste après expansion. En face de sortie de mandrin, nous pouvons observer un champ circonférentiel très compressif, relativement constant le long de l'épaisseur mesurée, dont l'intensité est comprise dans l'intervalle [-800; -1100] MPa. En face d'entrée de mandrin, la contrainte compressive décroît progressivement alors que la profondeur

⁴ Sens longitudinal (direction de laminage).

⁵ Sens transverse.

augmente. Juste sous la surface, elle est proche de -200 MPa seulement et atteint des valeurs inférieures à -1100 MPa pour des profondeurs supérieures à 900µm. Nous retrouvons donc le « point faible » en entrée de mandrin identifié par les simulations numériques. A nouveau, la dispersion obtenue est assez faible pour ces mesures (± 87 MPa au maximum).

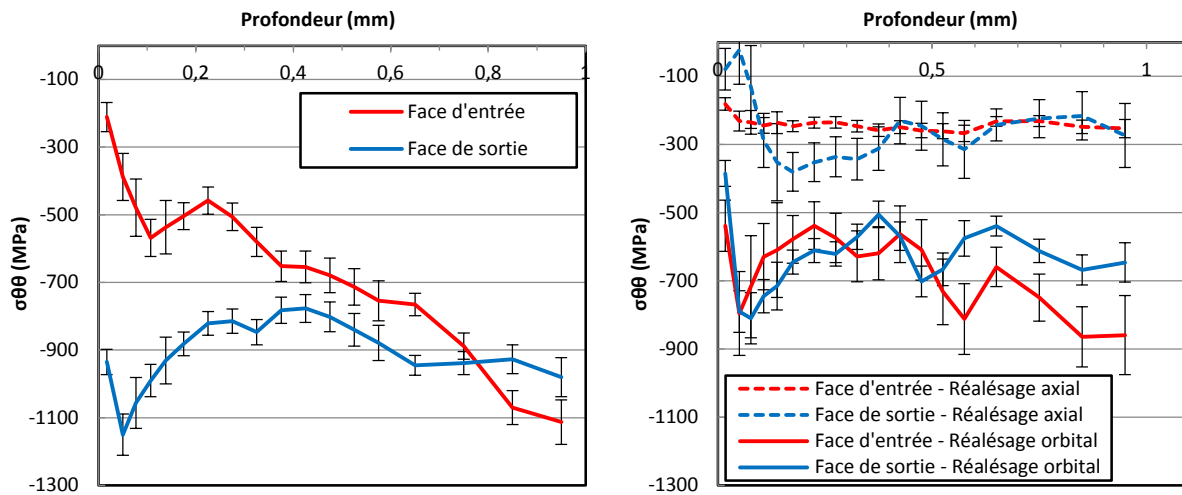


Figure 4.4.13. Contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$ après expansion (6%, gauche) et après expansion et réalésage (6%, droite).

Le réalésage effectué après expansion est une étape quasiment inévitable pour que l'alésage remplisse ses fonctionnalités. Dans cette étude, nous souhaitons observer l'influence potentielle de cette étape d'usinage sur les champs de contraintes générés après expansion. Lors de notre étude numérique du chapitre 3, nous avons observé que le réalésage à la cote nominale permettait le retrait d'une bande de matériau fortement écrouis en bord de trou. Nous avons alors observé une redistribution importante et une homogénéisation de la contrainte circonférentielle dans la section. Des mesures de contraintes après réalésage sur des trous en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$ expansés à 6% ont donc été effectuées. Nous avons sélectionné une éprouvette réalésée selon le procédé orbital avec lubrification abondante et en respectant les paramètres définis dans l'annexe B. Dans les lots usinés selon le procédé conventionnel « axial », un réalésage apparaît « sévère » et le trou présente des marques d'échauffements liés à une lubrification insuffisante ou bien à une usure d'outil exagérée (Figure 4.4.14). Nous avons ainsi mesuré les champs compressifs après ces deux réalésages afin d'observer les potentiels impacts. Sur le graphique en haut à droite de la Figure 4.4.13, nous avons tracé les contraintes circonférentielles en entrée et en sortie de mandrin mesurées sur ces trous réalésés. Il est important de noter que du fait du réalésage et du chanfreinage du trou, le point de mesure est maintenant tangent au chanfrein. Il est donc déplacé de 0,4 mm par rapport à l'arête du trou réalésé. Nous observons que le procédé de réalésage a eu un impact significatif sur les champs de contraintes circonférentielles.

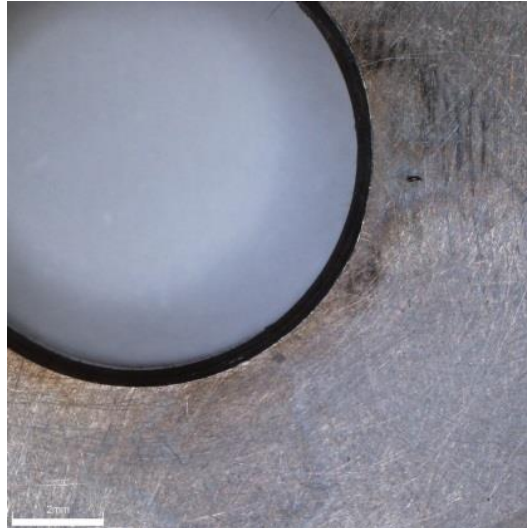


Figure 4.4.14. Marques observées en surface après un réalésage axial « sévère ».

Pour un procédé orbital, nous notons que l'intensité du champ en sortie de mandrin est abaissée dans l'intervalle $[-800; -500]$ MPa (dispersion maximale ± 75 MPa). Cette diminution peut être expliquée par une relaxation ou par une redistribution des contraintes. En entrée de mandrin, le réalésage a eu un effet très positif sur l'homogénéité de la contrainte. Le « point faible » est maintenant inexistant. L'intensité du champ est très proche de celle mesurée en sortie de mandrin. D'un autre côté, nous pouvons voir que les mesures effectuées sur le trou réalésé de manière « sévère » révèlent une forte relaxation de la contrainte circonférentielles et les intensités sont généralement comprises dans l'intervalle $[-250; -350]$ MPa (dispersion maximale ± 122 MPa). Nous pouvons déduire qu'en termes de contrainte générées, le procédé d'expansion ne peut pas être dissocié du procédé de réalésage qui intervient en aval.

Lors de l'étude numérique (chapitre 3), nous avons étudié le scénario d'une double expansion successive d'un alésage dans le but d'améliorer l'homogénéité des champs de contraintes dans la section. Les simulations nous ont indiqué que lorsque la deuxième expansion était effectuée dans le sens opposé à la première, l'expansion radiale était améliorée et nous ne retrouvions plus de « point faible » de contrainte circonférentielle après réalésage. Nous avons cherché à vérifier expérimentalement si la double expansion permettait d'optimiser le procédé. Les mesures présentées en Figure 4.4.15 (gauche) concernent des alésages expansés deux fois, dans des sens opposés, avant et après réalésage final. Les valeurs sont comparées avec le cas de l'expansion « unique » et plusieurs conclusions peuvent être dégagées. Tout d'abord, nous observons une forte amélioration de l'intensité de la contrainte en entrée de mandrin à la suite de la deuxième expansion. Dès $100 \mu\text{m}$ de profondeur, la contrainte circonférentielle est inférieure à -1000 MPa. Elle est fortement compressive au-delà. Avec une expansion unique, il faut atteindre 1 mm de profondeur avant d'observer de telles intensités. Par conséquent, l'amélioration apportée par la double expansion est significative. D'un autre côté, nous observons un phénomène très intéressant en sortie de mandrin. La deuxième expansion a provoqué un abaissement des contraintes résiduelles, qui sont dorénavant comprise dans l'intervalle $[-750; -500]$ MPa. Cet abaissement a déjà été constaté dans les simulations numériques et a été expliqué par deux phénomènes : l'inversion du sens d'expansion et l'érouissage cinématique du matériau qui abaisse sa limite élastique (effet Bauschinger). Dans l'étude numérique, nous avons également observé que

suite au réalésage, l'amélioration de l'homogénéité de champs de contrainte était la plus marquée. Ainsi, nous avons effectué des mesures expérimentales après réalésage orbital. Les résultats présentés Figure 4.4.15 (droite) montrent que la contrainte s'est redistribuée fortement en entrée et sortie de mandrin. Sur le trou final, l'homogénéité est satisfaisante et l'intensité est améliorée sur l'alésage final par rapport à un alésage expansé une seule fois. La dispersion maximale observée sur ces mesures avant et après réalésage est de ± 109 MPa.

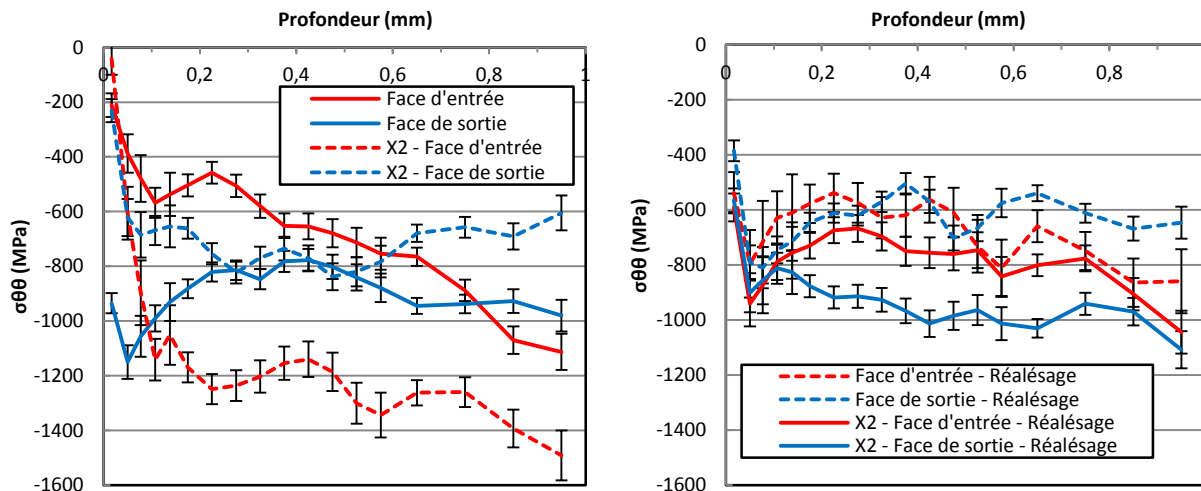


Figure 4.4.15. Contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$ après deux expansions successives (6%).

Les résultats présentés sur le graphique de droite de la Figure 4.4.16 tracent l'évolution de la contrainte résiduelle au bord d'alésages en Ti-6AL-4V β expansés. Les valeurs mesurées dans la tôle détensionnée au loin du trou sont aussi présentés. Les contraintes résiduelles en surface sont quasi nulles après traitement thermique. En bord de trou, les tendances globales sont assez proches de celles observées sur le Ti-6AL-4V $\alpha\beta$. En face de sortie, nous retrouvons une contrainte circonférentielle très constante, dont l'intensité est plus faible que sur ce dernier alliage (≈ -750 MPa). En face d'entrée, nous notons une contrainte fortement réduite proche de la surface extérieure, avec un « point faible » très marqué. Lorsque la profondeur augmente, la contrainte devient fortement compressive. Elle présente un plateau à -600 MPa jusqu'à $500\mu\text{m}$ et atteint des intensités très importantes au-delà de cette profondeur (<1300 MPa). Ces valeurs, très compressives, sont répétables dans les mesures. La dispersion maximale obtenue est de ± 33 MPa. Nous rappelons toutefois qu'au-delà d'une certaine profondeur, les résultats doivent être considérés avec précaution. Sur ce matériau, nous avons aussi testé l'influence du procédé de réalésage. A nouveau, nous avons effectué des mesures en face d'entrée et de sortie après réalésage orbital. La Figure 4.4.16 (droite) montre que l'évolution globale de la contrainte avant et après réalésage est similaire. Notamment, le « point faible » en entrée de mandrin est réduit mais toujours présent. D'un autre côté, nous pouvons voir que l'intensité des contraintes est améliorée en face de sortie après réalésage. Nous n'avons donc pas observé de relaxation dans ce matériau mais seulement des redistributions entre les faces expansées. La dispersion maximale obtenue sur les valeurs est de ± 36 MPa.

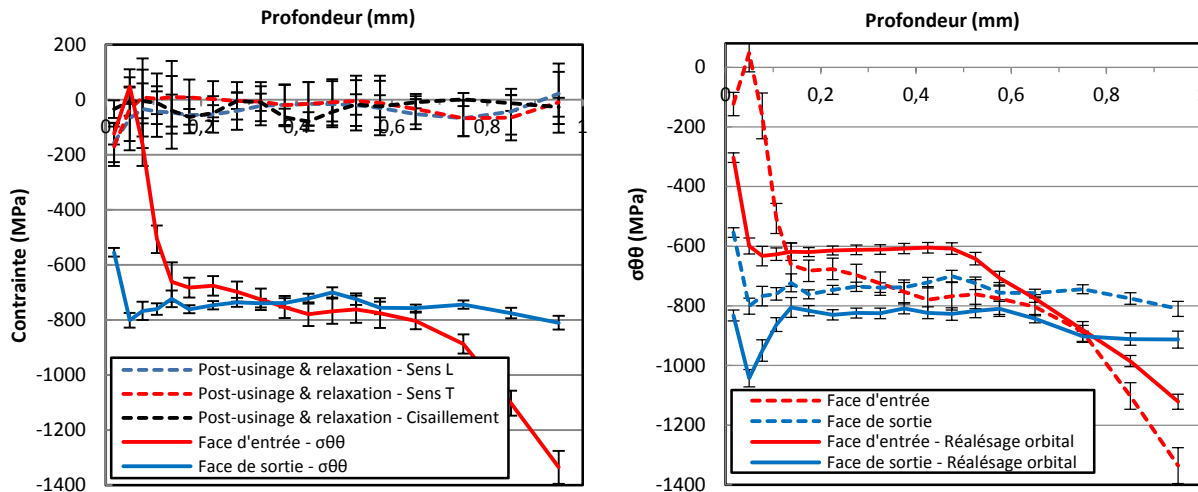


Figure 4.4.16. Mesures des contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en Ti-6Al-4V β après expansion à froid (6%).

Nous avons également effectué des mesures sur l'acier 15-5PH et sur l'Inconel 718. Sur la Figure 4.4.17 (gauche) sont présentés les résultats obtenus sur l'acier. Les contraintes résiduelles générées après usinages sont très faibles (-200 MPa). Par ailleurs, après expansion avec un taux de 6%, nous retrouvons des champs circonférentiels intenses. En face d'entrée de mandrin, les valeurs sont inférieures à -800MPa sous la surface et atteignent -1500 MPa à des profondeurs plus élevées. En face de sortie, les valeurs sont beaucoup plus constantes et l'intensité est proche de -1000 MPa. La dispersion maximale obtenue est de ± 96 MPa. Ces mesures montrent que l'acier semble moins sensible à l'effet « point faible » de l'entrée de mandrin. Sur la Figure 4.4.17 (droite), nous avons présenté les résultats obtenus sur l'alliage Inconel 718. Les contraintes résiduelles obtenues après usinages sont très faibles. L'expansion à froid (6%) n'a pas permis d'obtenir des champs circonférentiels fortement compressifs en entrée et en sortie de mandrin. Les intensités mesurées sont toujours supérieures à -500 MPa. De plus, la dispersion maximale obtenue sur les valeurs est importante (± 195 MPa).

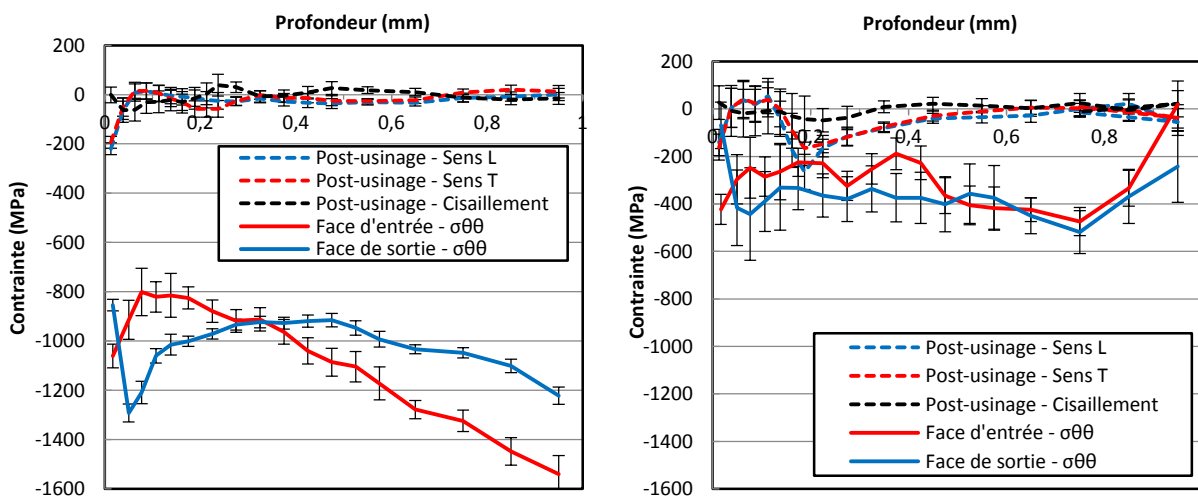


Figure 4.4.17. Mesures des contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en 15-5PH (gauche) et en Inconel 718 (droite) après expansion à froid (6%).

Afin de compléter les résultats de l'étude et de prouver la polyvalence de la méthode de mesure, nous avons effectué des mesures sur un alésage en aluminium expansé. Sur la Figure 4.4.18, nous avons tracé l'évolution des contraintes circonférentielles en entrée et en sortie de mandrin au bord d'alésages « code 6 », expansés avec un taux de 4%. Cette fois-ci, l'épaisseur de l'alésage atteint 7,5mm et modifie le ratio $\frac{e}{D}$. En face de sortie, nous relevons une contrainte très compressive, proche de -500 MPa sous la surface, qui se rapproche de -350 MPa dans la profondeur. En face d'entrée, la contrainte est très constante mais moins intense (-250 MPa). Nous notons l'absence de points faibles sous la surface. La dispersion maximale obtenue est de ± 33 MPa. Nous avons aussi cherché à mesurer l'impact du procédé de réalésage dans ce matériau. Nous avons alors effectué de nouvelles mesures en entrée et en sortie de mandrin (Figure 4.4.18). Nous pouvons effectivement identifier des redistributions et des relaxations importantes, notamment en sortie de mandrin. Les intensités mesurées sont dorénavant comprises dans l'intervalle [-200;-250] MPa (dispersion maximale ± 55 MPa).

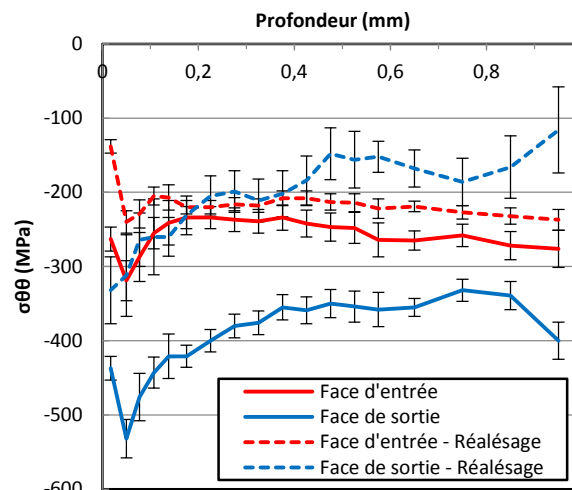


Figure 4.4.18. Mesures des contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en AL2024 après expansion à froid (4%).

4.4.3.4 Mise en parallèle des mesures de contraintes avec les simulations

La méthode utilisée s'est révélée particulièrement intéressante. Les mesures permettent d'obtenir les évolutions de la contrainte circonférentielle en bord de trou après expansion à froid. Plus particulièrement, nous avons observé que des contraintes intenses existaient sous les surfaces, dans la zone du « pic compressif ». Les intensités dépendent clairement de la résistance mécanique des matériaux en question. Par ailleurs, ce moyen de mesure a permis d'observer le « point faible » existant en entrée de mandrin sur plusieurs matériaux. Les deux titanes testés sont les plus sensibles à ces phénomènes et l'aluminium est le moins sensible. D'un autre côté, cette méthode a permis de montrer l'impact significatif du procédé de réalésage sur la distribution et l'intensité des contraintes en bord de trou.

La comparaison des résultats obtenus par la méthode du trou incrémental avec les simulations est assez délicate. Pour l'instant, dans cette première évaluation de la mesure, nous pouvons observer que les tendances fournies sont similaires pour l'analyse des alésages expansés. La valeur expérimentale de l'intensité de la contrainte, moyennée sur le volume de matière percé, est difficilement comparable à une valeur mesurée en pleine section

axisymétrique. Par ailleurs, les mesures expérimentales sont dépendantes de nombreuses hypothèses et les valeurs réelles peuvent présenter une dispersion au-delà des marges de précision indiquées par le logiciel. Nous pouvons toutefois observer que les valeurs de contraintes expérimentales incluent très souvent l'intensité du pic compressif calculé dans les simulations numériques (Tableau 4.4.2). Sur ce tableau, les valeurs retenues utilisent des lois élastoplastiques à écrouissage cinématique. A nouveau, nous remarquons que les simulations employées ont du mal à représenter correctement les comportements observés sur le Ti-6Al-4V β et sur l'Inconel 178. Il est très probable que nous ayons surestimé les comportements mécaniques de ces deux alliages lors de l'étude numérique. D'un autre côté, les intensités des « pics compressifs » prédits par les lois isotropes et asymétriques sur l'alliage Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$) sont bien plus importantes que les valeurs mesurées expérimentalement.

	$\sigma_{\theta\theta}$ expérimentale mini (MPa)	« Pic compressif » numérique en section médiane (MPa)	$\sigma_{\theta\theta}$ expérimentale maxi (MPa)
Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$)	-777	-1034	-1150
Ti-6Al-4V (β)	-700	-1020	-800
15-5PH	-915	-1225	-1292
Inconel 718	-330	-930	-520
2024 T351	-333	-360	-533

Tableau 4.4.2. Mise en parallèle des contraintes circonférentielles après expansion à froid.

4.5 IMPACT DU PROCEDE DE REALESAGE

Dans les paragraphes précédents, nous avons identifié des déformations importantes sur les alésages après expansion à froid. Il s'avère que la cote du diamètre final est difficilement maîtrisée. Par conséquent, l'alésage n'est pas apte à recevoir correctement des éléments de fixation. Il existe, de surcroît, des zones fortement cisailées proche de la fente de la bague, dont l'impact sur la fatigue est inconnu. Afin de remédier à ces problèmes, le réalésage du trou après expansion à froid est une étape quasiment inévitable. Cet usinage assure une faible augmentation du rayon jusqu'au diamètre nominal du trou. Après expansion à froid, le réalésage implique le retrait de moins de 0,5mm de matière (au diamètre). Au cours de cette étape, des paramètres et des outils de coupe spéciaux sont utilisés pour atteindre la qualité désirée. Dans le paragraphe précédent (4.4.3.3), nous avons identifié que les procédés industriels de réalésage impliquent des redistributions et des diminutions d'intensités de contraintes résiduelles générées par l'expansion à froid dans le titane. Dans des cas d'un réalésage axial « sévère », cette diminution est très importante et la contrainte est réduite de plus de sa moitié. Dans ce paragraphe, nous recherchons à comprendre l'impact possible du procédé de réalésage sur le matériau, afin de proposer des explications sur les phénomènes de relaxation observés.

Une première hypothèse est que la température générée lors de la coupe est susceptible de provoquer la relaxation locale des contraintes résiduelles bénéfiques d'expansion. Une autre hypothèse est que les efforts de coupe peuvent varier entre les procédés et ainsi générer des champs de contraintes additionnels. Dans cette étude, nous nous focalisons sur la génération de chaleur induite dans le matériau. Précédemment, nous avons employé majoritairement le procédé orbital sous lubrification abondante. Toutefois, nous avons aussi considéré le procédé conventionnel sous lubrification. Les usinages ont été réalisés selon les

paramètres de coupe définis en annexe B.4 et avec les outils présentés sur la Figure 4.2.4. Alors que le réalésage orbital est assimilé à un contournage (fraisage) du trou, le réalésage conventionnel axial utilise seulement une cinématique axiale de l'outil. Dans ce dernier procédé, le frottement des listels et des faces de dépouille avec la matière est bien plus important qu'avec le procédé orbital. Le temps passé dans la matière est aussi beaucoup plus important. Finalement, dans le procédé orbital, l'outil occupe un faible volume dans l'alésage pendant l'usinage. La lubrification employée pénètre alors aisément dans l'alésage, favorisant ainsi le refroidissement des pièces.

La mesure de température pendant la coupe fait appel à des techniques complexes. Des phénomènes de localisation sont inévitables. Dans notre cas d'étude, nous avons simplifié l'analyse en utilisant deux méthodes de mesure qui permettent de comparer les procédés. Une première mesure de champs étudie la distribution de la température par thermographie infrarouge dans l'épaisseur du trou ainsi que sur la face d'entrée et de sortie de l'outil. Une deuxième mesure ponctuelle est pratiquée à l'aide de thermocouples localisés en surface et dans le matériau, proche de la zone de coupe. L'utilisation de lubrification lors de la coupe est impossible dans ce cas et nous n'étudierons pas l'influence de ce paramètre. Les mesures réalisées concernent l'alliage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, qui est le matériau le plus réfractaire de l'étude et dont l'usinage est très calorifique. Les usinages réalisés sont représentatifs de conditions d'usinages industriels. Pour le réalésage axial, nous avons respecté des conditions et des outils de coupe utilisés dans la réparation aéronautique « manuelle ». Les outils sont dans ce cas des alésoirs coniques à dentures droites et nous conservons une fraise 2 tailles pour le procédé orbital (Figure 4.2.4, gauche). L'usinage est réalisé dans un centre d'usinage 5 axes (DMU 85). La comparaison des procédés est effectuée sur des alésages non expansés. Le réalésage vise à passer du diamètre résiduel observé après expansion (6%) jusqu'au diamètre nominal « code 6 » (9.525 mm). Une première étape de calibration des deux méthodes de mesure a été nécessaire. Pour cela, nous avons procédé à la chauffe d'une plaque en Ti-6Al-4V par l'arrière via un décapeur thermique. Un thermocouple est fixé à l'avant de la plaque et la pièce est filmée en même temps à l'aide de la caméra thermique (Figure 4.5.1). Afin de limiter le rayonnement des surfaces, les pièces sont peintes en noir mat. En régime stationnaire, la valeur maximale transmise par le thermocouple est de $155^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$ contre $157,5 \pm 2^{\circ}\text{C}$ par le logiciel d'analyse thermique.



Figure 4.5.1. Peinture mate du Ti-6Al-4V (gauche) et calibrations des méthodes de mesure (droite).

La comparaison des usinages est tout d'abord effectuée en filmant la tranche de l'éprouvette. Les pré-trous analysés sont localisés de manière à ce que le trou final se trouve à 0,1 mm

d'un bord libre. La caméra, filmant la surface extérieure, est de fait susceptible de capter les échauffements sous l'arête de coupe. Ce choix a pour conséquence de perturber la diffusion thermique dans le matériau et de diminuer la localisation qui peut être importante dans cet alliage réfractaire. Pendant la coupe, la pièce est protégée pour éviter le passage des copeaux devant la caméra et seule la tranche est visible (Figure 4.5.2).

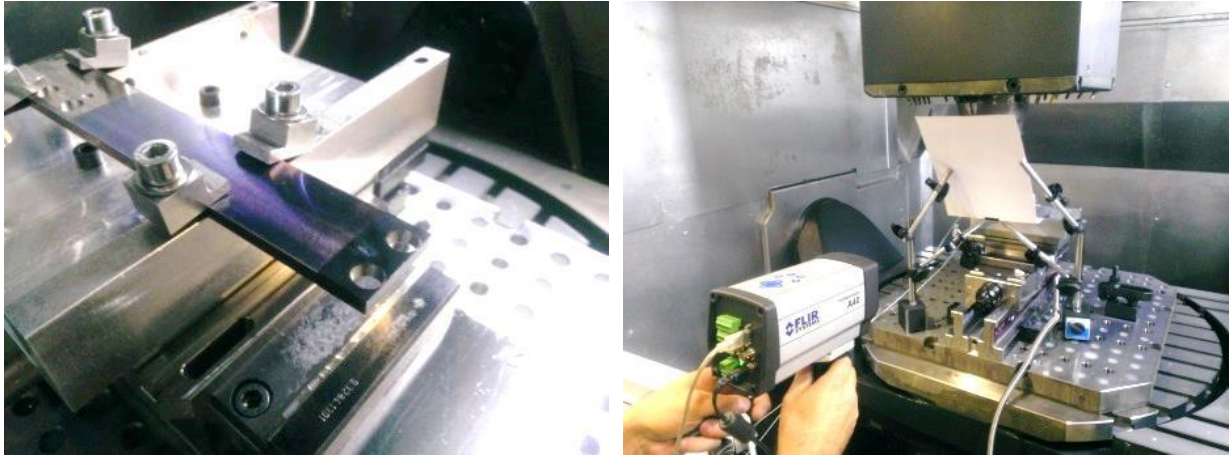


Figure 4.5.2. Mise en position de l'éprouvette pour réalésage et analyse de la température sur la tranche.

Les films obtenus montrent des phénomènes de coupes très différents entre les deux procédés testés. La chronologie des processus et les températures associées sont représentés sur la Figure 4.5.3 pour le procédé axial et sur la Figure 4.5.4 pour le procédé orbital. Ces figures se lisent de gauche à droite et de haut en bas. Le trou réalésé en axial est localisé à gauche de la plaque filmée et le trou réalésé en orbital est localisé à droite.

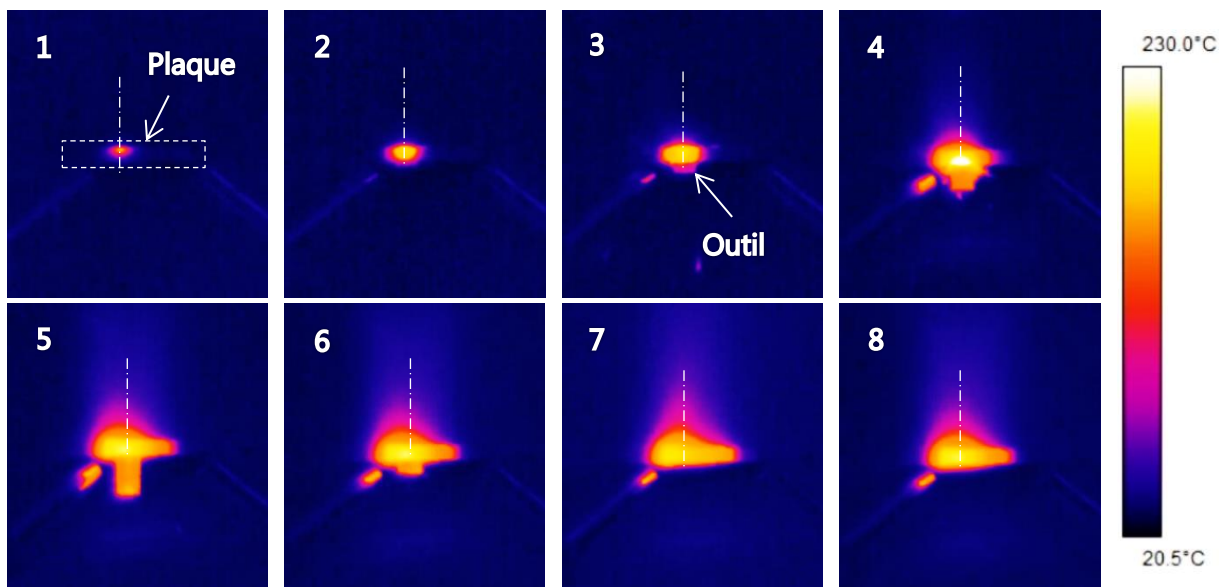


Figure 4.5.3. Analyse thermographique du processus de réalésage axial du Ti-Al-4V $\alpha\beta$ « Code-6 ».

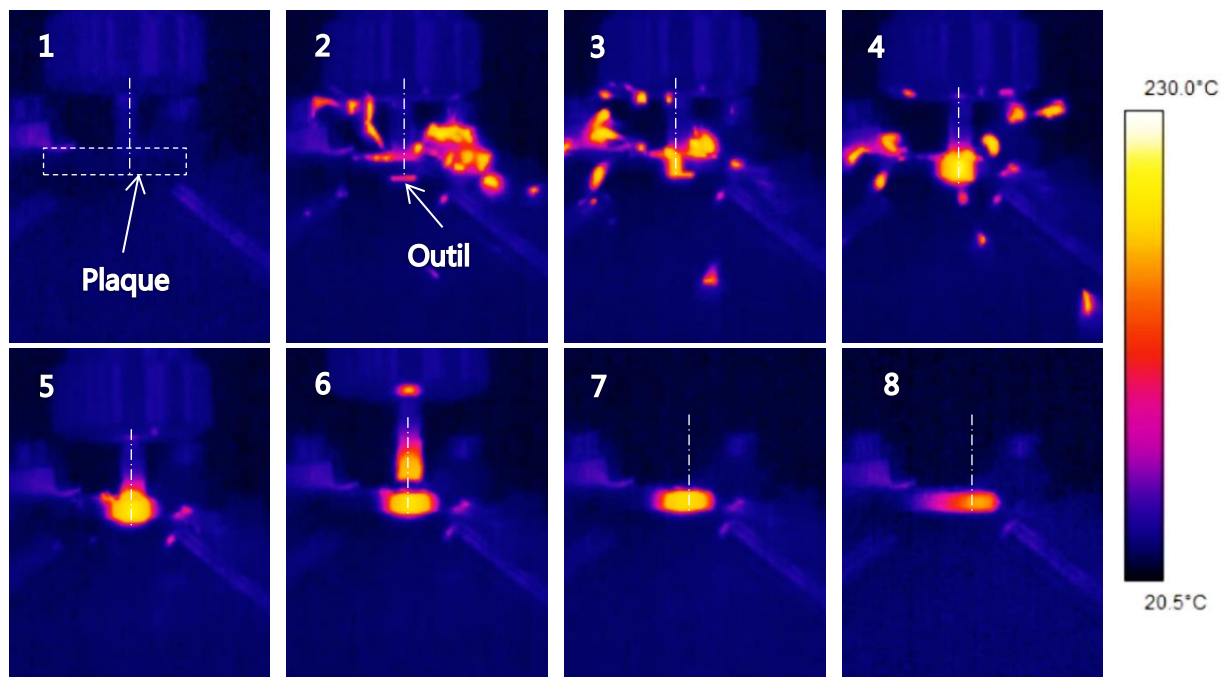


Figure 4.5.4. Analyse thermographique du processus de réalésage orbital du Ti-Al-4V $\alpha\beta$ « Code-6 ».

La mesure de la température maximale pendant le procédé est réalisée par le suivi du point le plus chaud enregistré (Figure 4.5.5). Ce suivi permet d'obtenir des courbes d'évolution de la température en fonction du temps. Lors du réalésage axial, des événements typiques du procédé sont identifiés. Le temps de coupe est important (≈ 20 secondes) et la température maximale est proche de 280°C . La montée en température est lente et la quantité de chaleur est significative. La courbe est tronquée afin de réduire la taille des fichiers. Cependant, nous pouvons observer que la décroissance de la température après réalésage axial est très lente et que des températures de l'ordre de la centaine de degrés persistent longtemps après l'usinage. Lors du suivi du réalésage orbital, nous observons à quel point le processus de coupe est bref ($\approx 1,5$ secondes). La température maximale mesurée oscille beaucoup lors de la rotation de l'outil autour de l'alésage. Elle présente un maxima de 180°C lorsque l'arête passe devant la face filmée, juste avant le retrait de l'outil. La quantité de chaleur globale générée est fortement plus faible que pour le procédé axial. Par ailleurs, nous observons une éjection de copeaux importante, qui est un vecteur d'évacuation de l'énergie lors de la coupe. Après retrait des outillages, la décroissance de la température est importante, synonyme d'une diffusion rapide au loin du trou. Les températures descendent en dessous de 100°C en moins d'une seconde après la coupe. Le point le plus chaud lors des différents réalésages est aussi représenté sur les prises de vues de la Figure 4.5.6. La température proche de la sortie du foret est très élevée en réalésage axial alors qu'elle est bien plus homogène et faible en orbital.

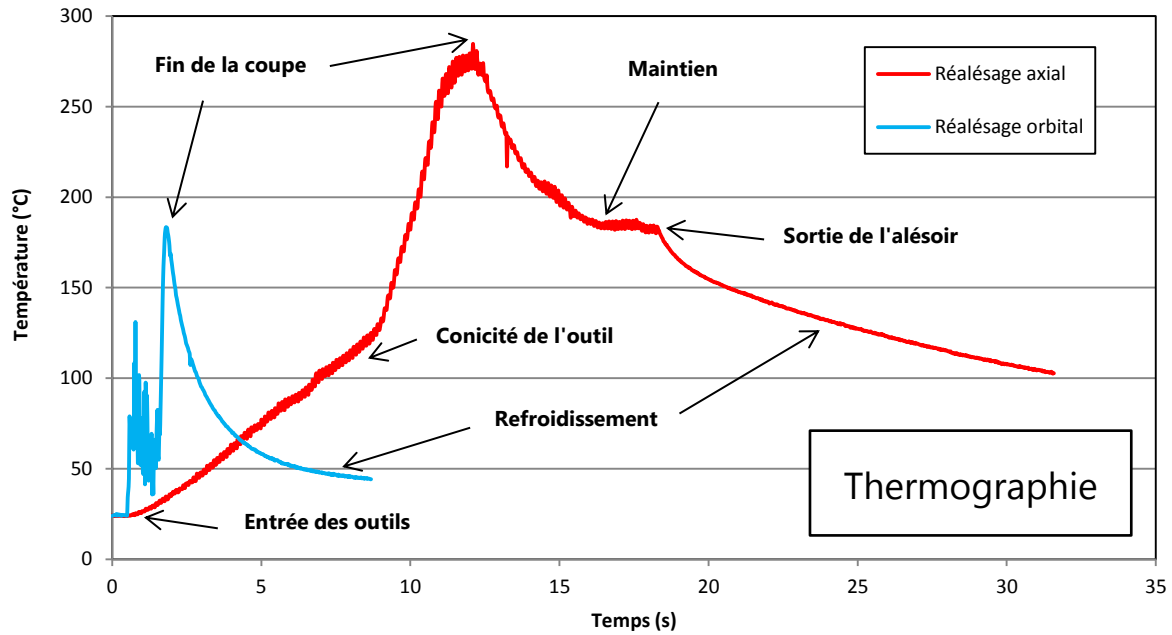


Figure 4.5.5. Suivi du point chaud pendant le processus de réalésage axial et orbital.

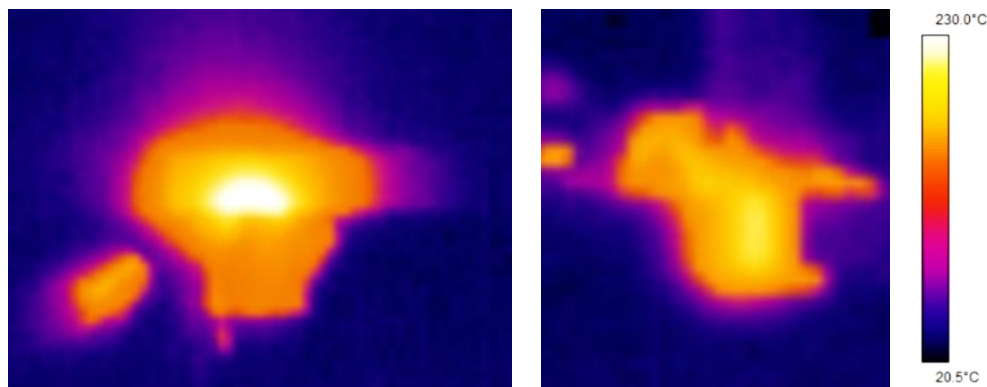


Figure 4.5.6. Observation de la tranche du trou pendant le réalésage axial (gauche) et orbital (droite).

La mesure sur la tranche en bord de tôle présente l'intérêt d'atteindre des zones proches des arêtes de coupe lors de réalésage. Toutefois, la distribution de la température au bord de l'alésage est fortement perturbée et difficile à évaluer. Afin d'obtenir des informations sur ce paramètre, nous avons effectué des mesures par thermographie en filmant le dessous du trou (Figure 4.5.7) et le dessus (Figure 4.5.8). Dans ces deux figures, la ligne du dessus présente la chronologie du réalésage axial et la ligne du dessous celle du réalésage orbital. Sur la dernière colonne, la prise de vue est réalisée 10 secondes après le retrait des outillages. Nous pouvons observer que les zones affectées par la température sont totalement différentes suivant le procédé de réalésage. Plus précisément, nous obtenons des « zones chaudes » très étendues lors du réalésage axial, où la température est supérieure à 200°C et qui persistent longtemps après le retrait des outillages. D'un autre côté, nous observons que le procédé orbital génère beaucoup moins de chaleur et que la zone affectée est très peu étendue. Les températures sont en deçà des 100°C après retrait des outillages.

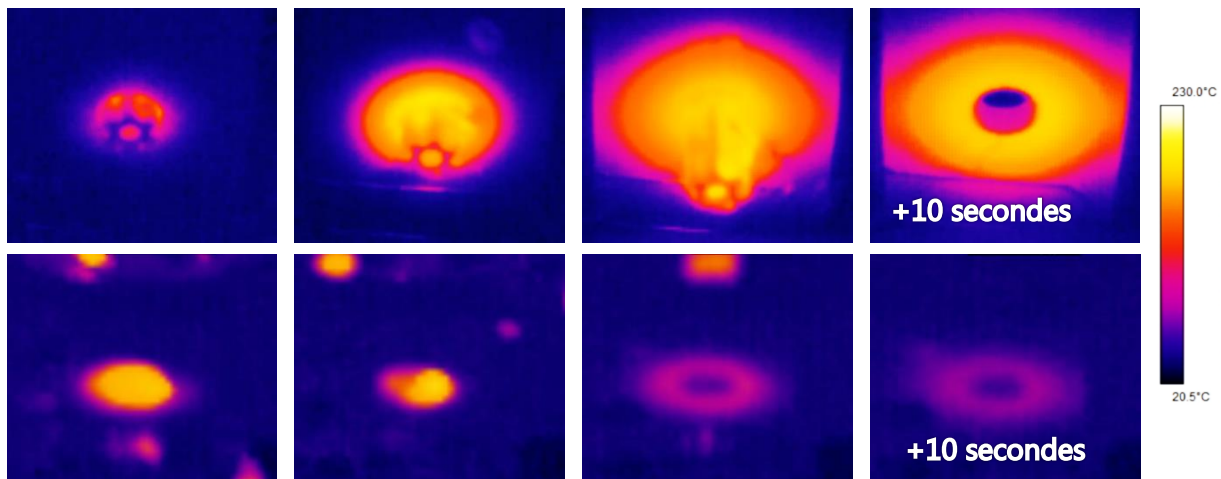


Figure 4.5.7. Analyse thermographique du réalésage axial (haut) et orbital (bas), vue de dessous.

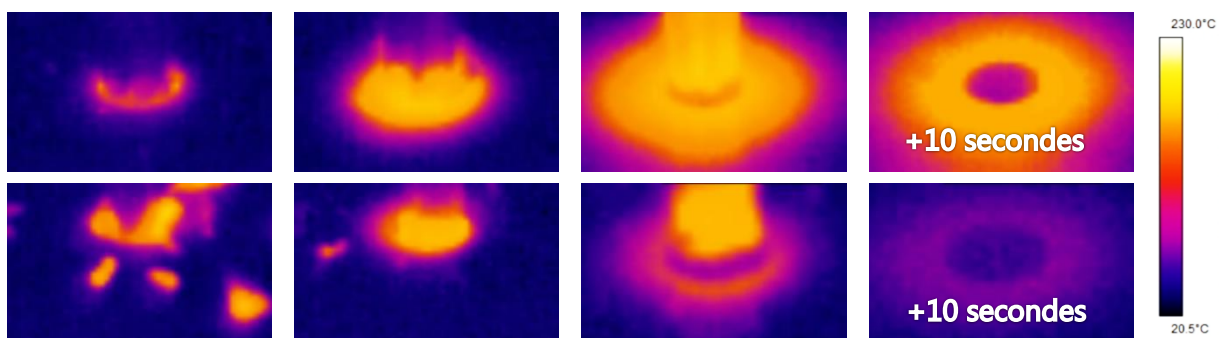


Figure 4.5.8. Analyse thermographique du réalésage axial (haut) et orbital (bas), vue de dessus.

Nous avons complété les mesures de thermographie, par l'utilisation de thermocouples. Ces derniers sont insérés sous la zone de coupe, dans un alésage de diamètre 2mm, pratiqué depuis la tranche. Il permet d'atteindre l'épaisseur moyenne de la tôle. Les valeurs sont comparées avec des thermocouples collés en surface de la tôle (sortie outil). Le Tableau 4.5.1 présente les résultats obtenus lors d'un réalésage axial et orbital. Comme nous pouvons le constater, les thermocouples captent plus difficilement la montée en température lors du réalésage que la thermographie. Toutefois, les valeurs enregistrées restent beaucoup plus importantes lors d'un réalésage axial. Lorsqu'il est collé à l'extérieur, la variation de température mesurée est très faible par rapport à l'ambiante ($\approx 20^\circ\text{C}$).

	Thermographie (°C)	Thermocouple intérieur (°C)	Thermocouple extérieur (°C)
Axial	285	118	35
Orbital	183	54	30

Tableau 4.5.1. Mesures de température lors du réalésage axial et orbital en bord de tôle.

Jusqu'ici, nous avons comparé les procédés de réalésage sur des trous non expansés, situés en bord de plaque. Sur le Tableau 4.5.2, les valeurs présentées concernent cette fois-ci des alésages localisés au centre d'une plaque et considèrent des alésages expansés. Les plaques sont mises en position dans des platines de mesure d'efforts pendant l'usinage. Les mesures concernent les forces générées dans le plan des plaques et selon l'axe du trou réalésé. Nous pouvons observer que les efforts sont très proches entre les configurations « expansé » et « non-expansé ». Les composantes d'efforts de coupe sont très différentes

entre les procédés mais restent dans des ordres de grandeurs similaires. D'un autre côté, les températures mesurées par la thermographie en surface et par les thermocouples immergés en pleine matière montrent peu de différences. La légère réduction des efforts et des températures sur les alésages expansés peut être attribuée à la circularité altérée du trou expansé et du retrait de matière légèrement plus faible associé lors du réalésage.

Procédé	Efforts axiaux moyens (N)		Efforts plans moyens (N)		Thermocouple (°C)		Thermographie (°C)	
	<i>Axial</i>	<i>Orbital</i>	<i>Axial</i>	<i>Orbital</i>	<i>Axial</i>	<i>Orbital</i>	<i>Axial</i>	<i>Orbital</i>
Non expansé	30	-80	167	80	102	43	204	117
Expansé	37	-75	164	81	90	33	182	85

Tableau 4.5.2. Mesures d'efforts et de températures lors du réalésage des trous en pleine tôle.

Dans ce paragraphe, nous avons observé des phénomènes thermiques liés au réalésage des trous en titane. Nous avons comparé deux procédés industriels. Initialement, nous avons émis l'hypothèse que la sévérité du procédé pouvait remettre en cause la stabilité des contraintes résiduelles en bord de trou. Au vu des observations apportées par cette dernière analyse, nous déduisons que les deux procédés employés génèrent des flux thermiques totalement différents dans le matériau. Plus précisément, l'étendue de la zone chauffée lors d'un réalésage axial est bien plus importante que lors d'un réalésage orbital. La mesure du point chaud a montré que la température atteinte était plus élevée avec ce procédé. Les températures s'approchent alors de 300°C. Cette valeur paraît relativement faible au vu des capacités du matériau mais elle peut localement être bien plus élevée, du fait de phénomènes de localisation en pleine matière sous les arêtes de coupes, qui sont difficiles à mesurer. D'autre part, des phénomènes mécaniques, tels que la replastification du procédé lors de l'usinage peuvent opérer. Des travaux supplémentaires doivent permettre de définir un lien plus clair entre les montées en température lors du réalésage et la stabilité des contraintes résiduelles après expansion. Des alésages expansés peuvent être réalisés selon différents procédés et les contraintes ensuite mesurées à l'aide de la technique du trou incrémental présentée au paragraphe 4.4.3 (Figure 4.5.9).

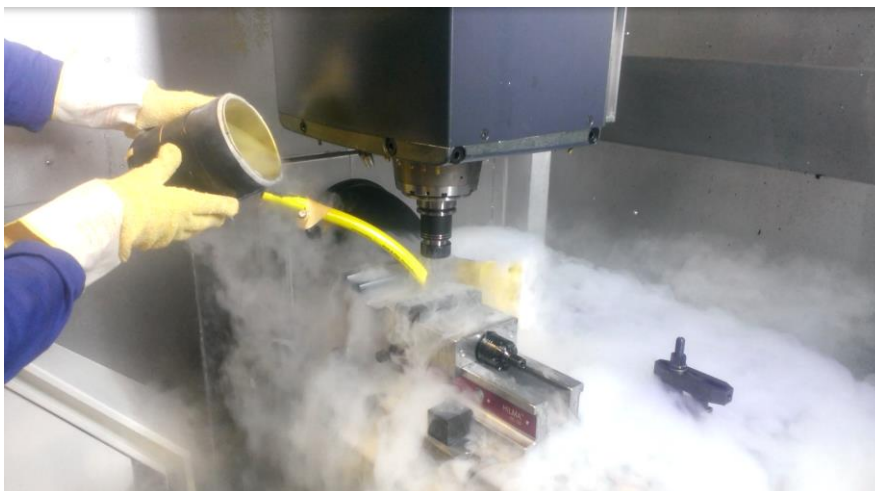


Figure 4.5.9. Réalésage des trous expansés sous refroidissement cryogénique.

4.6 CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons cherché à caractériser des alésages en métaux durs sujets à l'expansion à froid. Afin d'y parvenir, nous avons employé diverses techniques expérimentales. Tout d'abord, la faisabilité du procédé d'expansion a été étudiée au sein de quatre métaux durs. Dans une première partie, nous avons décrits la procédure expérimentale mise en place. Nous avons présenté les matériaux testés, les éprouvettes fabriquées ainsi que les outillages et les paramètres d'expansion sélectionnés. Une seconde partie a présenté l'extension du procédé d'expansion aux métaux durs et a permis d'étudier les risques liés en termes de fissuration. Un troisième paragraphe traite de la mesure expérimentale des champs de contraintes résiduelles en bord de trou. Deux techniques ont été proposées afin d'évaluer l'intensité et l'étendue des contraintes résiduelles. Les résultats obtenus sont employés à plusieurs reprises comme base de données permettant la comparaison avec les simulations numériques du chapitre précédent. Finalement, un quatrième paragraphe vise à analyser les flux thermiques générés dans les pièces lors du réalésage qui est pratiqué après l'expansion. Parmi les différents résultats obtenus, voici les principales conclusions de cette étude de caractérisation.

- Le procédé industriel « de la bague fendue » a été appliqué à des alésages de diamètre « code 4 » et « code 6 » fabriqués dans les alliages de Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, Ti-6Al-4V β , 15-5PH et Inconel 718.
- Les matériaux testés tolèrent des taux d'expansion très importants. Des taux initiaux de 8% ont été testés avec des outillages industriels et spécifiques conçus pour ces travaux. Pour l'alliage Ti-6Al-4V β , l'expansion des alésages « code 6 » est limitée à 6%.
- L'expansion résiduelle (permanente) des alésages suit une loi linéaire en fonction du taux initial appliqué. Nous avons identifié le retour élastique important des alliages de titane. Les déformations « en tonneau inversé » et les « volcans » en bord de trou sont quantifiés expérimentalement.
- La comparaison des résultats expérimentaux et numériques est réalisée sur les efforts de traction des outillages et sur la forme du trou expansé. Les résultats obtenus sont très proches pour les alliages Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ et 15-5PH.
- Le suivi de l'évolution de la microdureté et de la dureté en bord de trou permet d'observer une zone étendue affectée par l'expansion. En mettant en parallèle les résultats avec les simulations numériques, nous avons identifié que la contrainte principale absolue résiduelle était un bon indicateur de la variation de la dureté dans les sections expansées.
- La technique du trou incrémental a été utilisée sur divers cas expérimentaux d'expansion. Les mesures en bord de trou révèlent la présence de contraintes résiduelles circonférentielles intenses. Ces contraintes sont variables dans les sections expansées. Cette technique a permis de vérifier divers phénomènes identifiés dans l'étude numérique, à savoir la présence de « points faibles » en entrée de mandrin ou la notion d'écroûissage cinématique. Par ailleurs, nous avons apprécié l'impact

important du procédé de réalésage qui intervient après l'expansion à froid. Les intensités de contraintes observées sont cohérentes avec l'emploi de lois cinématiques pour les alliages de Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ et 15-5PH. Sur le Ti-6Al-4V β et l'Inconel 718, il semblerait que les comportements mécaniques soient supérieurs dans les simulations numériques par rapport aux matériaux testés.

- La comparaison des flux thermiques engendrés par deux procédés de réalésage industriels a été effectuée. L'utilisation de moyens thermographiques a permis de révéler que le procédé orbital était beaucoup moins calorifique que le procédé axial. A première vue, cette différence de chaleur générée est susceptible d'expliquer les phénomènes de relaxation observés lors de la mesure des contraintes résiduelles.

CHAPITRE 5

PERFORMANCE EN FATIGUE DES ALESAGES EXPANSES

Ce chapitre présente les travaux expérimentaux qui visent à étudier la performance en fatigue d'alésages en métaux durs après expansion. Après la présentation de la procédure expérimentale, nous analysons les résultats de fatigue obtenus pour divers matériaux et configurations. Les modes de ruptures sont mis en lumière.

Plan du chapitre

5.1	Introduction à l'étude de fatigue	168
5.2	Procédure expérimentale	168
5.2.1	<i>Principe de l'essai de fatigue de référence « troué libre »</i>	168
5.2.2	<i>Eprouvettes d'essais</i>	170
5.2.3	<i>Paramètres généraux des essais de fatigue</i>	171
5.2.4	<i>Paramètres de procédé considérés pour les essais de fatigue</i>	171
5.3	Fatigue des alésages en métaux durs	172
5.3.1	<i>Performance en fatigue des alésages en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$</i>	172
5.3.2	<i>Performance en fatigue des alésages en Ti-6Al-4V β</i>	182
5.3.3	<i>Performance en fatigue des alésages en acier 15-5PH</i>	189
5.4	Fatigue des assemblages boulonnés	193
5.4.1	Objectif	193
5.4.2	Protocole d'essais sur éprouvettes assemblées	193
5.4.3	Performance en fatigue des assemblages à double recouvrement	197
5.5	Conclusion	201

5.1 INTRODUCTION A L'ETUDE DE FATIGUE

L'étude expérimentale de caractérisation, présentée précédemment, nous a permis de vérifier la faisabilité du procédé d'expansion à froid dans les métaux usuels des structures aéronautiques. Toutefois, malgré la mesure de contraintes compressives générées au bord des alésages, nous ne pouvons utiliser ces seuls résultats afin de valider l'efficacité du procédé sur la fatigue du matériau. Dans ce chapitre nous présentons l'étude conduite afin de prouver l'impact bénéfique du procédé sur la performance en fatigue des alésages en métaux durs. Pour y parvenir, une campagne d'essais est réalisée sur des éprouvettes élémentaires fabriquées à partir des alliages de titane Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$, β) et d'acier 15-5PH. L'impact sur la résistance en fatigue est vérifié sur des éprouvettes « type-T », aussi appelées « trouées libres » dans la littérature (1.4). Elles permettent d'isoler le procédé technologique en vue de le qualifier. De nombreuses éprouvettes ont été fabriquées, expansées et testées en fatigue pour cette étude. Des diamètres nominaux 6,35 mm « code 4 » et 9,525 mm « code 6 » sont considérés, expansées sur une large gamme de taux d'expansion. Ces trous sont repris selon deux procédés de réalésage utilisés en production aéronautique. Les phénomènes de rupture en bord de trou sont observés et expliqués. Par la suite, nous présentons des résultats d'essais réalisés sur des éprouvettes d'assemblages boulonnés, en métaux durs. Des configurations à doubles recouvrements sont étudiées. L'objectif est de prouver l'efficacité du procédé d'expansion dans des environnements de chargement dominés par le matage.

Dans une première partie, nous nous attachons à présenter la procédure expérimentale de fabrication et de préparation des éprouvettes. Les moyens et les méthodes d'essais de fatigue utilisés sont aussi décrits. Dans une deuxième partie, nous analysons les principaux résultats obtenus lors de l'étude sur les éprouvettes « trouées libres ». Ces analyses traitent d'abord de l'alliage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, puis de l'alliage Ti-6Al-4V β et finalement de l'acier 15-5PH. Au sein de chaque section décrivant les résultats obtenus sur un matériau, nous présentons les essais réalisés puis les courbes de Wöhler (fatigue) obtenues ainsi que les faciès de rupture des éprouvettes. Une dernière partie détaille les travaux réalisés sur les éprouvettes boulonnées à double recouvrement en métaux durs. Nous traitons d'une configuration de sollicitation en matage « pur » et tenons compte ensuite des effets de prétension des fixations. Ce chapitre s'achève par un bilan des résultats.

5.2 PROCEDURE EXPERIMENTALE

5.2.1 Principe de l'essai de fatigue de référence « troué libre »

Comme introduit précédemment, la grande majorité des essais de fatigue de cette étude est réalisée à l'aide d'éprouvettes « trouées libres ». En effet, ces configurations permettent d'identifier clairement l'efficacité d'un procédé, tout en limitant les effets parasites pouvant intervenir sur un assemblage mécanique plus complexe. Ces essais s'inscrivent à la base de la pyramide des essais structurels (figure 1.4.1). L'éprouvette caractéristique pour les essais de référence « troué libre » est présentée sur la Figure 1.4.2. La charge est appliquée dans une plaque parallélépipédique qui contient un alésage. Autour de celui-ci, la sollicitation est « contournante » et elle présente une composante de traction circonférentielle maximale dans la plus petite section transversale qui contient l'alésage, aussi nommée section nette. Selon le référentiel de calcul choisi, la contrainte nominale lors d'un essai de fatigue

s'exprime dans la section brute (relation 5.2.1.1) de l'éprouvette, ou dans la section nette (relation 5.2.1.2).

$$\sigma_{nom,brute} = \frac{F}{e \times L} \quad (5.2.1.1)$$

$$\sigma_{nom,nette} = \frac{F}{e \times (L-D)} \quad (5.2.1.2)$$

Où F est l'effort appliqué à l'échantillon, e et L décrivent l'épaisseur et la largeur dans la section de calcul et D est le diamètre de l'alésage testé. Dans le cas d'un chargement cyclique sinusoïdal à $R=0,1^1$, l'effort F correspond généralement à la valeur maximale de l'effort en traction enregistrée. Selon les relations proposées ci-dessus, nous observons que la contrainte calculée est bien nominale. Lors de l'essai, la contrainte effective au bord du trou est multipliée par la valeur de la concentration de contrainte qui dépend des paramètres géométriques de l'échantillon. Dans notre cas d'application, le chargement de traction est appliqué orthogonalement à la section transversale. La relation de Heywood [HEY1] propose alors une solution approximée du K_t qui permet de calculer la contrainte maximale en bord de trou en fonction du ratio $\frac{D}{L}$ de l'éprouvette d'essai (5.2.1.3).

$$\sigma_{max} = \sigma_{nom,nette} \times (K_t) = \sigma_{nom,nette} \times \left(2 + \left(1 - \frac{D}{L}\right)^3\right) \quad (5.2.1.3)$$

Selon les méthodes d'analyse des essais de fatigue décrites dans l'étude bibliographique, une solution employée afin de quantifier la performance en fatigue d'une structure aéronautique est la détermination de sa courbe de Wöhler. Ces courbes tracent la durée de vie d'échantillon en termes de nombres de cycles à rupture, en fonction de la contrainte appliquée. Un post traitement des résultats obtenus pour une famille d'éprouvettes permet la définition d'une courbe théorique de durée de vie, qui tient compte de la dispersion expérimentale observée. La méthodologie employée par Benhaddou et al [BEN3] utilise des régressions non-linéaires afin de prédire le comportement théorique en fatigue depuis le domaine oligocyclique jusqu'à la limite en fatigue. Nous nous basons sur une approche similaire pour notre étude. En effet, nous employons un algorithme industriel qui permet de calculer la valeur de l'indice de qualité en fatigue (IQF), critère défini selon la relation 2.1.3.2. Nous rappelons que cette valeur détermine la contrainte nominale (brute ou nette) calculée pour une durée de vie théorique de référence de $N=10^5$ cycles. La durée de vie théorique est déterminée par régression non linéaire entre les points expérimentaux. L'algorithme vise à minimiser les résidus autour d'un modèle de courbe (5.2.1.4) qui relie la durée de vie et la contrainte appliquée. La régression est obtenue pour une probabilité de rupture P de 50% des éprouvettes.

$$\sigma_{nom} \sim \sigma_{nom,limite} + (IQF - \sigma_{nom,limite}) * \left(\frac{N}{10^5}\right)^{\frac{1}{p}} \quad (5.2.1.4)$$

Dans l'expression ci-dessus, $\sigma_{nom,limite}$ est la contrainte de non-rupture de l'échantillon (limite en fatigue). Afin de comparer les configurations d'essais, nous allons fonctionner par comparaison du $K_{f,Iqf}$ introduit dans l'étude bibliographique. Ce critère représente la variation, en %, de la concentration de contrainte effective calculée pour une rupture de

¹ Rapport de $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ au cours d'un cycle de fatigue.

l'éprouvette à 10^5 cycles. Une variation positive de l'IQF représente alors une amélioration de la performance en fatigue, vue en termes de contrainte soutenue. Cette nouvelle valeur peut être ensuite employée par les ingénieurs, en vue de justifier les structures conçues.

5.2.2 Epreuves d'essais

Pour la définition des éprouvettes d'essais, nous nous sommes basés sur les configurations testées lors de l'étude de caractérisation. Cependant, les éprouvettes de fatigue présentent cette fois-ci un seul alésage localisé au centre de la plaque (Figure 5.2.1). Elles ont une largeur égale à trois fois le diamètre nominal du trou testé. Une longueur importante de 200 mm est choisie afin d'utiliser des machines de capacité diverses et d'assurer une prise de mors suffisante. Selon la relation (5.2.1.3), le K_t de ces éprouvettes est proche de 2,3. De la même manière que pour l'étude de caractérisation, nous avons considéré deux diamètres nominaux d'alésages, très utilisés dans les structures aéronautiques : le diamètre 6,35 mm « code 4 » et le diamètre 9,525 mm « code 6 ». L'épaisseur des éprouvettes est fixée à 5 mm ($\pm 0,05$ mm) et les rapports d'épaisseur et de diamètre sont de 0,787 (code 4) et de 0,525 (code 6). La grande longueur de l'éprouvette correspond à la direction longitudinale de laminage et la largeur à la direction longitudinale-transverse (L-LT).

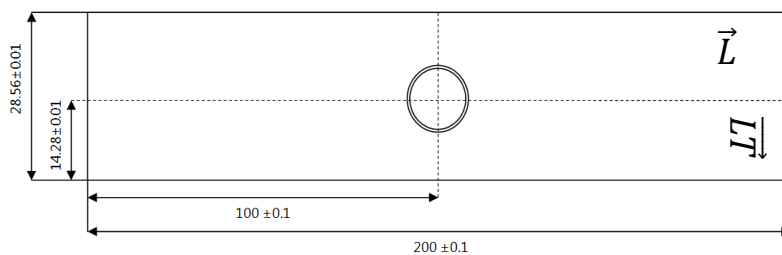
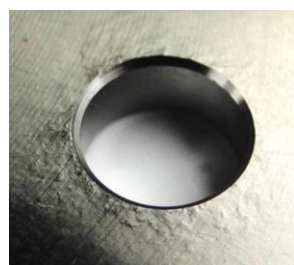


Figure 5.2.1. Géométrie de l'éprouvette de fatigue « Code 6 ».

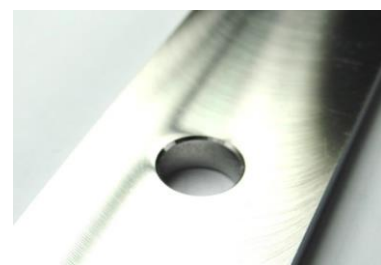
Les matériaux, outils et méthodologies d'expansion utilisés sur ces éprouvettes sont identiques à celles pratiquées lors de l'étude de caractérisation. De la même manière, les paramètres, les tolérances et les qualités d'usinages sont équivalentes. La bague est toujours orientée de manière à ce que sa fente soit positionnée à 90° de la section nette. Par ailleurs, la direction d'expansion est notée. Afin de tester un nombre de charges suffisant et d'augmenter la fiabilité des résultats, nous utilisons huit éprouvettes par jeux de paramètres testés. De plus, afin d'effectuer les essais de fatigue, les trous sont réalésés à la cote nominale après l'expansion à froid (Figure 5.2.2). Enfin, un chanfrein de 0,4 mm à 45° est réalisé de part et d'autre du trou afin de réduire les « effets d'arêtes » qui peuvent réduire la performance en fatigue des alésages et accroître significativement la dispersion en fatigue.



Ti-6Al-4V $\alpha\beta$



Ti-6Al-4V β



15-5PH

Figure 5.2.2. Epreuves de fatigue expansées et réalésées.

5.2.3 Paramètres généraux des essais de fatigue

Nous avons réalisé les essais de fatigue à l'aide de machines hydrauliques, dont les capacités sont comprises entre 63kN et 160kN. Celles-ci sont calibrées annuellement. Le centrage des éprouvettes dans les mors est réalisé à l'aide d'une jauge de profondeur. Le spectre d'essai utilisé est une sinusoïde en traction ($R=0,1$), de fréquence 10Hz. Les essais sont réalisés à la température ambiante et nous négligeons dans cette première phase les effets physico-chimiques liés à la température ou à l'environnement.

Au cours de ces essais, la rupture des éprouvettes en titane est susceptible d'intervenir dans les mors de la machine. Ces ruptures invalident malheureusement les résultats pour l'échantillon testé et doivent donc être évitées. Elles sont généralement observées pour des nombres de cycles élevés ($>4.10^5$ cycles). Elles sont plus problématiques dans l'alliage β que dans l'alliage $\alpha\beta$. Ce type de rupture intervient à l'intérieur du mors et non pas à l'entrée de ce dernier. Afin de l'éviter, il faut en comprendre l'origine. Ainsi, pour assurer le bon maintien des éprouvettes en métaux durs, les pressions de contact appliquées sont élevées et nous retrouvons des problématiques de corrosion sous contrainte du matériau testé (Figure 5.2.3). Afin de réduire la criticité de ce mode de rupture, des éprouvettes évasées (largeur augmentée) dans les mors sont généralement utilisées. Cette solution a pour conséquence toutefois d'augmenter la consommation de matériau et d'augmenter les coûts d'usinages. Dans notre étude, nous avons pallié à cette problématique en utilisant des papiers abrasifs à l'interface entre l'éprouvette et le mors. En fonction de leur granulométrie, ils permettent de trouver les bons compromis entre l'accroche des surfaces et les pressions de surface critiques, suivant le niveau de charge appliqué, le matériau et le type de mors employé.

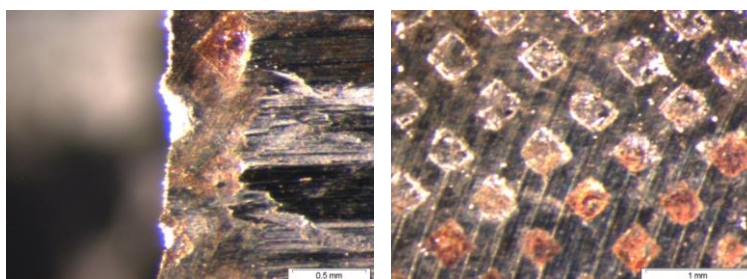


Figure 5.2.3. Corrosion sous contrainte intervenant dans les mors lors des essais de fatigue sur le Ti-6Al-4V.

5.2.4 Paramètres de procédé considérés pour les essais de fatigue

Les chapitres précédents nous ont permis d'obtenir une bonne vision des paramètres « clés » du procédé d'expansion, susceptibles d'impacter la tenue en fatigue des alésages en métaux durs. Un premier paramètre qui impacte fortement les champs de contraintes est le taux d'expansion initial. En effet, nous avons observé, grâce aux simulations et aux relevés de dureté, que l'étendue des champs était accrue pour des taux élevés. Dans les essais, pour chaque matériau, nous avons considéré des taux compris entre 3% et 7% pour les alésages « code 4 » et entre 3% et 8% pour les « code 6 ». Une limite avait été identifiée au-delà de 6% sur l'alliage β , mais nous avons quand même souhaité tester des taux plus élevés afin d'observer le risque réel sur un trou réalésé. Un deuxième paramètre est apparu crucial dans l'étude, il s'agit de la nature du procédé de réalésage employé. Nous avons notamment identifié que le procédé axial était bien plus calorifique que le procédé orbital et que des

relaxations de contraintes résiduelles étaient à envisager. Par conséquent, nous avons comparé ces deux méthodes d'usinage sur les alésages expansés destinés à la fatigue. Nous avons aussi observé si la double expansion successive était susceptible d'apporter des performances en fatigue supérieures et si le procédé de détensionnement avait un impact.

5.3 FATIGUE DES ALESAGES EN METAUX DURS

5.3.1 Performance en fatigue des alésages en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$

5.3.1.1 Epreuves de référence

Les premières séries testées en fatigue concernent des éprouvettes de référence « code 4 » et « code 6 ». Ces configurations « étalons » ne sont pas expansées et permettent ainsi d'obtenir les performances initiales attendues sur les pièces mécaniques. Dans ces essais, nous avons tout d'abord évalué l'influence du procédé de réalésage axial et orbital, mais aussi l'impact du détensionnement pratiqué avant perçage. Les résultats obtenus lors des essais de fatigue sont présentés en Figure 5.3.1 (6 séries). Sur ces figures, nous avons utilisé un repère semi-logarithmique. Les durées de vie, en abscisses, sont graduées sur une échelle logarithmique (base 10). Les intensités de contraintes appliquées, en ordonnée, sont graduées sur une échelle linéaire. Elles sont comprises entre 250 MPa et 650 MPa pour ces références. Ces contraintes sont calculées dans la section nette des éprouvettes. Nous pouvons remarquer que la durée de vie des échantillons croît de manière importante alors que la contrainte imposée diminue. Par rapport à un modèle théorique de prédiction de la durée de vie, nous obtenons une dispersion expérimentale. Ce phénomène a été introduit dans le chapitre 2 en figure 2.2.7. Sur ces cas de référence, la dispersion expérimentale apparaît assez importante et elle complexifie l'interprétation des essais. Les contraintes sont choisies afin de réduire la dispersion des résultats autour de l'intervalle $5 \cdot 10^4$ et $1,5 \cdot 10^5$ cycles. La détermination précise de la limite en fatigue est parfois délicate du fait du nombre limité d'éprouvettes utilisées par série. En cas de non rupture au-delà de $2 \cdot 10^6$ cycles, l'essai est arrêté et le seuil d'endurance est considéré atteint. Sur les tracés des courbes de Wöhler, la non-rupture de l'éprouvette est indiquée par un cercle autour du point expérimental. Afin de simplifier l'analyse des données, nous avons tracé une courbe d'interpolation de type puissance sur les graphiques. Elles permettent d'approximer les courbes de Wöhler.

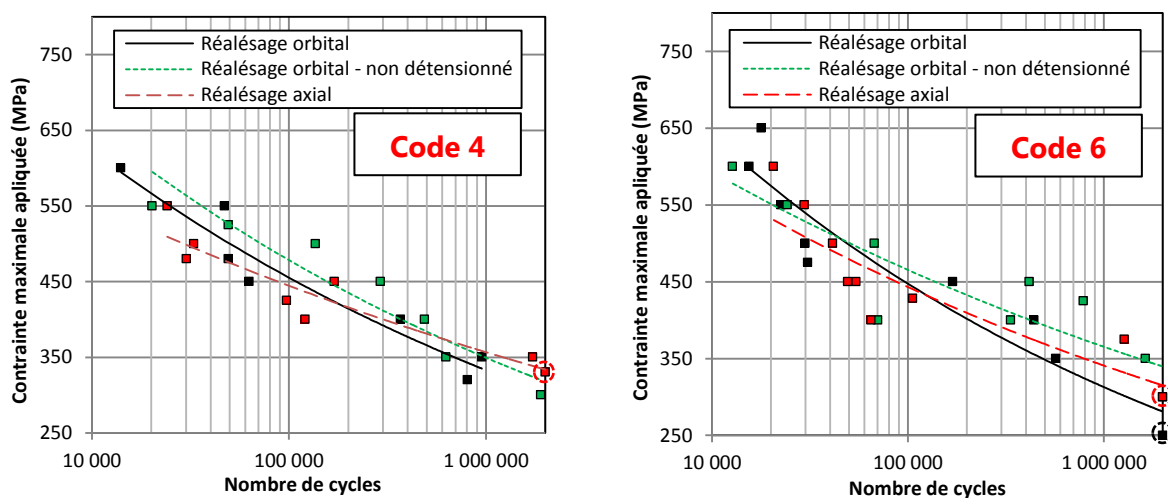


Figure 5.3.1. Courbes de Wöhler des éprouvettes de référence en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$.

Un algorithme industriel de régression non linéaire autour des points expérimentaux est utilisé dans cette étude. Il permet le calcul de la contrainte à rupture moyenne pour 10^5 cycles. Certains points sont parfois retirés lorsque la rupture intervient selon des modes jugés incorrects (ruptures dans les mors). Les résultats obtenus sont présentés sur le Tableau 5.3.1. La configuration initiale (réalésage orbital et détensionnement) présente alors un IQF proche de 453 MPa pour les « code 4 » et proche de 420 MPa pour les code « 6 ». En comparaison, l'IQF que nous avons obtenu sur des éprouvettes plates équivalentes, sans alésage, est proche de 790 MPa. Ce résultat souligne la forte influence de la concentration de contrainte en bord de trou sur la tenue en fatigue. Le réalésage axial du trou n'a pas modifié significativement l'IQF, de même que l'absence de détensionnement. Les valeurs sont comprises dans l'intervalle $\pm 5\%$ autour de la valeur initiale. Il est intéressant de noter que le tenue des éprouvettes est constamment inférieure sur les éprouvettes « code 4 » par rapport aux « code 6 ». Dans les configurations considérées sur le Tableau 5.3.1, les réductions sont respectivement de -7,3%, -6,7% et -6,6%. Enfin, les limites en fatigue calculées par les interpolations sont comprises dans l'intervalle [300 ; 350] MPa pour les « codes 4 » et [325 ; 375] MPa pour les « codes 6 ».

		Réalésage orbital	Réalésage orbital (pas de détensionnement)		Réalésage axial	
		IQF (MPa)	IQF (MPa)	Différence (%)	IQF (MPa)	Différence (%)
Code 4	Net	452,9	462,8	2.2	432,7	-4.5
	Brut	301,9	308,5	/	288,5	/
Code 6	Net	419,7	431,6	2.8	404,2	-3,7
	Brut	279,8	287,8	/	269,4	/

Tableau 5.3.1. IQFs des configurations de référence en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$.

5.3.1.2 Eprouvettes expansées

Intéressons-nous maintenant aux alésages expansés. Dans cette partie, nous analysons les résultats obtenus selon les diverses configurations testées précédemment (5.3.1.1). Celles-ci ont subi des expansions « à bague fendue » avec des taux qui vont de 3% à 8%. Nous avons testé des éprouvettes réalésées avec le procédé orbital. Les résultats sont présentés en Figure 5.3.2 dans un repère semi-logarithmique (11 séries expansées). Nous pouvons repérer que l'expansion à froid permet des améliorations importantes des performances en fatigue sur ces configurations et que celles-ci sont clairement dépendantes du taux appliqué. Dans certains cas, certains points sont très proches est donc difficilement détectables sur les graphiques.

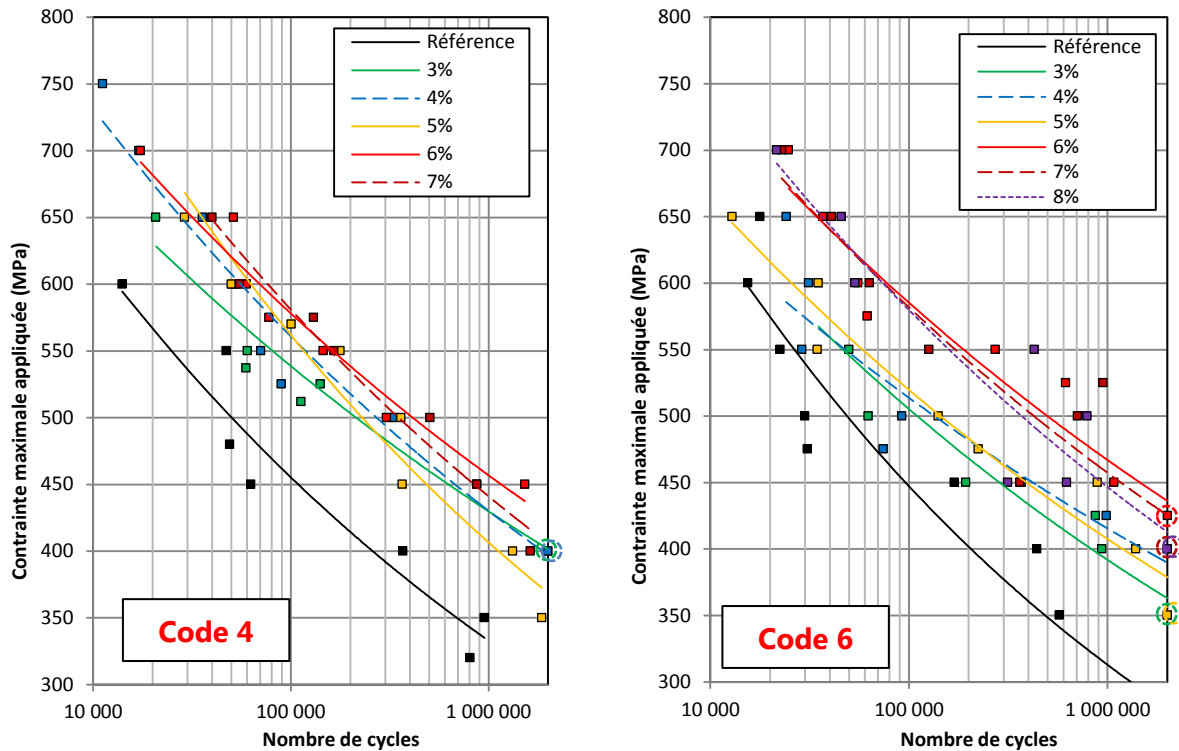


Figure 5.3.2. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V αβ, réalésage orbital.

Analysons les résultats obtenus à l'aide des modèles d'interpolations déjà utilisés précédemment (5.3.1.1). D'une manière générale, la dispersion expérimentale est réduite autour des modèles prédictifs lorsque l'alésage est expansé. Sur le Tableau 5.3.2, nous pouvons voir les gains sur l'IQF en fonction du taux d'expansion employé. Sur les alésages de « code 4 » le bénéfice maximal est de +28,1% pour un taux maximal de 7%. Sur les alésages de « code 6 » il est encore supérieur et atteint +35,2% pour un taux optimum de 6%. Pour des taux inférieurs ou bien égaux à 5%, les limites en fatigue des alésages sont aussi améliorées. Elles se situent dorénavant dans l'intervalle [375 ; 425] MPa. Pour des taux supérieurs à 5%, les limites en fatigue sont comprises dans l'intervalle [400 ; 450] MPa.

Φ	σ	Réf	3%		4%		5%		6%		7%		8%	
		<i>IQF (MPa)</i>	<i>IQF (MPa)</i>	<i>Diff (%)</i>	<i>IQF (MPa)</i>	<i>Diff (%)</i>	<i>IQF (MPa)</i>	<i>Diff (%)</i>	<i>IQF (MPa)</i>	<i>Diff (%)</i>	<i>IQF (MPa)</i>	<i>Diff (%)</i>	<i>IQF (MPa)</i>	<i>Diff (%)</i>
4	Net	452,9	532,2	17,5	545,5	20,4	560,2	23,7	572,4	26,4	580,0	28,1		
	Brut	301,9	354,8	/	363,7	/	373,5	/	381,6	/	386,7	/		
6	Net	419,7	486,2	15,8	475,5	13,3	523,0	24,6	583,7	35,2	566,0	31,1	576,6	33,6
	Brut	279,8	324,1	/	317,0	/	348,7	/	389,1	/	377,3	/	384,4	/

Tableau 5.3.2. IQFs des configurations expansées Ti-6AL-4V αβ, réalésage orbital.

Observons maintenant l'impact du réalésage axial sur les trous expansés. Pour cela, nous avons effectué des essais équivalents aux précédents. Un nombre inférieur de taux sont toutefois considérés sur les alésages « code 6 », afin de réduire la quantité d'éprouvettes à fabriquer. Les résultats sont présentés en Figure 5.3.3 dans un repère semi-logarithmique (8 séries expansées). Rappelons que sur les éprouvettes de référence, non expansées, nous n'avons pas observé d'impact du procédé de réalésage sur la performance en fatigue. Cependant, ces nouveaux essais révèlent un couplage important entre cette étape d'usage

et l'expansion. Nous retrouvons toujours des gains apportés par la technologie, mais ils sont moins importants qu'avec l'utilisation d'un réalésage orbital.

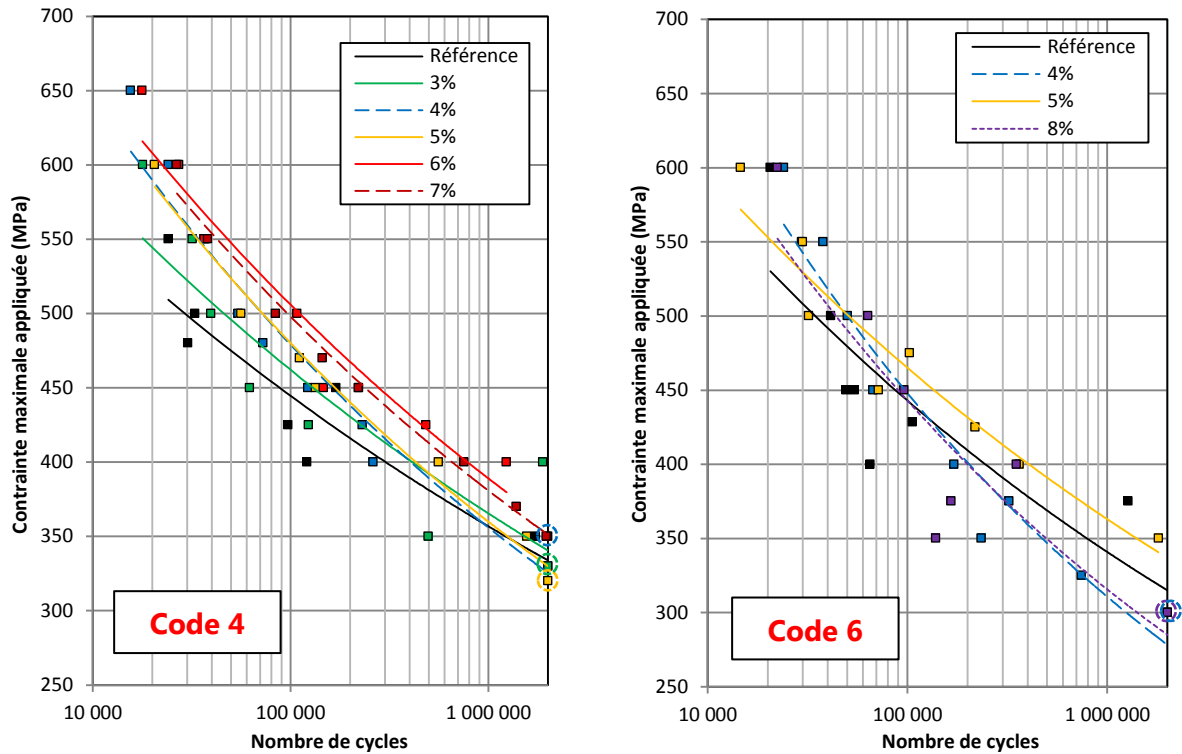


Figure 5.3.3. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$, réalésage axial.

Les nouveaux bénéfices sont quantifiés par le calcul des IQFs. Nous avons utilisé tous les points originaux afin de réaliser les calculs. Sur les alésages de « code 4 », nous observons un intérêt à l'utilisation des hauts taux d'expansion. Pour 7%, le bénéfice atteint est proche de 14% et la limite en fatigue est légèrement améliorée. Elle est dorénavant comprise dans l'intervalle [325 ; 375] MPa. Sur les alésages de « code 6 », l'optimum est atteint pour 5% d'expansion (+12,4%) et est ensuite moins important pour 8%. La limite en fatigue, comprise dans l'intervalle [300 ; 350] MPa est légèrement réduite. Cependant, la limite de fatigue est difficile à évaluer, au vu du nombre limité d'échantillons testés aux niveaux de contraintes faibles.

Φ	σ	Réf	3%		4%		5%		6%		7%		8%	
		IQF (MPa)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)
4	Net	432,7	430,3	-0,6	473,6	9,4	474,4	9,6	485,8	12,3	492,6	13,8		
	Brut	288,5	286,8	/	315,7	/	316,2	/	323,9	/	328,4	/		
6	Net	404,0			429,2	6,2	454,1	12,4					447,6	10,8
	Brut	269,3			286,1	/	302,7	/					298,4	/

Tableau 5.3.3. IQFs des configurations expansées en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$, réalésage axial.

Sur le Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, nous avons testé des configurations supplémentaires afin d'observer le possible couplage du détensionnement avec l'expansion. Les essais sont effectués sur des éprouvettes non détensionnées après surfacage, de diamètre « code 4 » et pour les taux d'expansion de 4%, 5% et 6%. Nous avons représenté les résultats obtenus sur le graphe de

gauche de la Figure 5.3.4 ci-après. Les comportements sont très proches des éprouvettes détensionnées. L'optimum se situe à 5% cette-fois-ci. Les IQFs calculés sont de 548 MPa (+18,5%) pour 4% d'expansion, de 581,2 MPa (+25,6%) pour 5% et de 573,6 MPa (+24%) pour 6%.

Dans les chapitres précédents, nous avons identifié numériquement et expérimentalement l'impact positif « théorique » de la double expansion d'un alésage. Ce bénéfice apparaissait plus probant lorsque la deuxième expansion était réalisée dans le sens opposé à la première. Nous allons maintenant vérifier l'influence de ce scénario sur la performance en fatigue. Afin de tester ce paramètre, nous avons utilisé des éprouvettes « code 4 » avec des taux de 2X5% et 2X7%. Les deux expansions sont réalisées successivement, sans réalésage intermédiaire et à l'aide d'outils identiques. La bague est changée entre les deux opérations. Les résultats obtenus, présentés sur le graphe de droite de la Figure 5.3.4, montrent une différence négligeable entre les configurations expansées une fois et deux fois. Les IQFs calculés sont légèrement plus élevés dans le cas de la double expansion. Il convient cependant d'observer l'influence de l'homogénéisation théorique des champs de contraintes résiduelles sur la cinétique de propagation des fissures dans la section. En effet, ces phénomènes peuvent être masqués sur un essai de fatigue « troué libre » avec chargement fixe imposé.

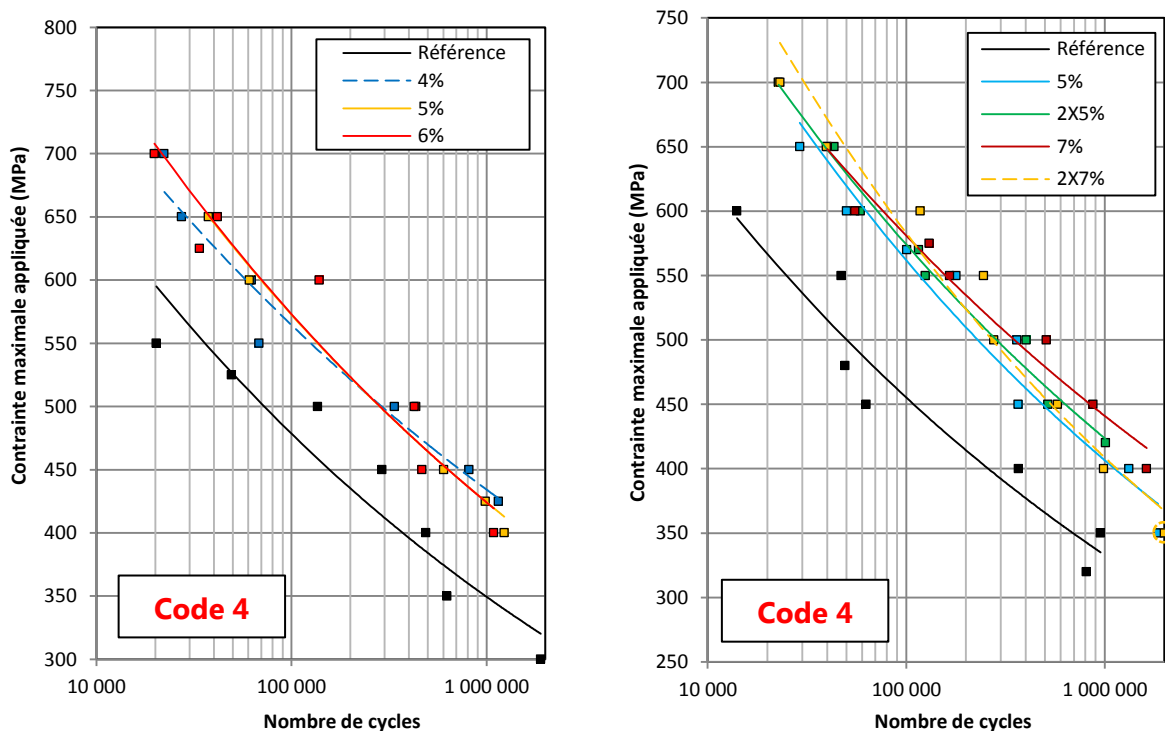


Figure 5.3.4. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$, influence de l'absence de détensionnement (droite) et de la double expansion (gauche).

Sur la Figure 5.3.5, nous avons tracé l'évolution des IQFs de toutes les configurations testées sur ce matériau, en fonction des taux d'expansion. Ces graphiques permettent d'obtenir une vision globale du bénéfice obtenu. Sur les configurations testées, les IQFs sont maximaux pour les taux d'expansion les plus élevés. Toutefois, sur la configuration « code 6 » utilisant un réalésage axial, nous observons que le taux optimal peut se situer entre 6% et 7%.

Le test d'une série supplémentaire permettrait de lever ce doute. Par ailleurs, nous rappelons que nous n'avons pas observé de risque de fissuration statique sur ce matériau pour 8% d'expansion. Ainsi, même si l'augmentation de bénéfices diminue avec les taux élevés, ils restent croissants. A l'exception des alésages « code 6 » réalésés selon le procédé axial, il apparaît intéressant de tester des taux encore plus élevés sur cet alliage.

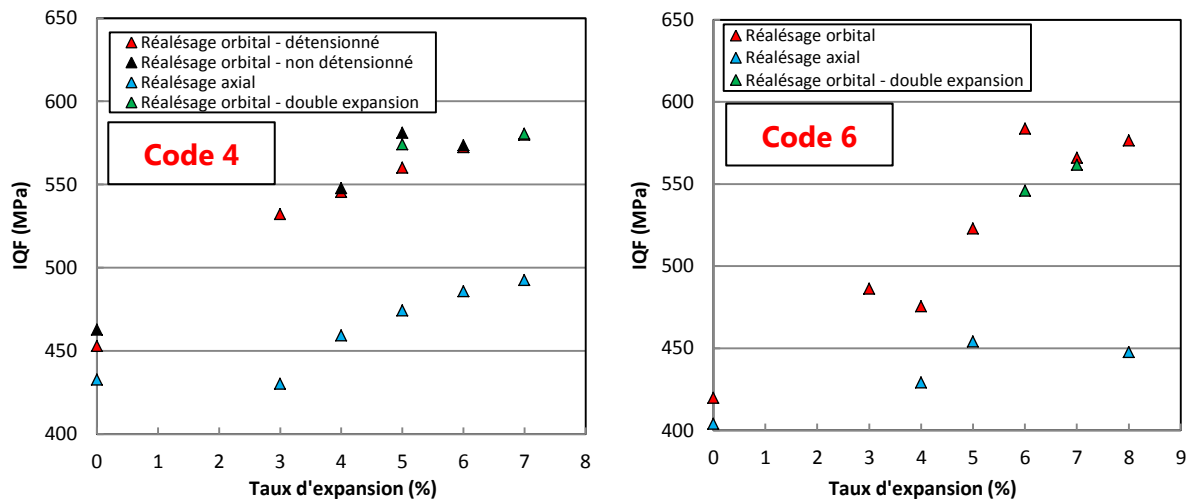


Figure 5.3.5. Evolution de la valeur de l'IQF calculé en fonction des taux d'expansion appliqués sur les éprouvettes en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

5.3.1.3 Analyse des faciès de rupture

L'analyse des faciès de rupture est une étape très importante dans les essais expérimentaux de fatigue. Les initiations et la propagation des fissures de fatigue, visibles dans les sections rompues, apportent de nombreuses informations sur la phénoménologie de l'endommagement des alésages. Après rupture, les éprouvettes sont extraites de la machine, nettoyées à l'isopropanol et analysées par moyens optiques. Sur le faciès de rupture obtenu, nous observons différentes zones qui correspondent à la propagation des fissures mais aussi à la rupture statique du matériau. Ces différentes zones ont été proposées par Fu et al [FU1] (Chapitre 2, Figure 2.2.4). Nous rappelons que les essais sont effectués à effort maximal constant et que la contrainte est évolutive avec l'endommagement de la section. La zone de propagation des fissures peut être identifiée à plusieurs échelles d'analyse. Tout d'abord l'analyse la plus simple est réalisée à l'œil nu. Le mode privilégié d'ouverture des fissures sur cette configuration de chargement est le mode I (Figure 2.2.2). La zone de propagation est par conséquent plane dans la section nette. Cette propagation plane diffère fortement de la rupture statique, caractérisée par des arrachements de matière et des ruptures selon les plans de clivages de la microstructure du matériau. Par ailleurs, la zone de propagation n'implique pas de striction de la section. A l'inverse, elle est importante dans les zones de rupture statique. Finalement, puisqu'elle est beaucoup moins chaotique que cette dernière, elle s'avère bien plus brillante. A cette échelle d'analyse, le lieu d'initiation des fissures est difficile à déterminer précisément sur ce matériau. Une méthode très efficace pour connaître le point précis d'amorce est l'utilisation du microscope électronique à balayage. Sur la Figure 5.3.6, nous présentons un exemple d'observation de la zone de propagation des fissures avec des zooms croissants. Les trois dernières photographies utilise un zoom proche de X12 000. Elles révèlent finement les stries de propagation des fissures. Elles correspondent à l'avancée de la fissure pour chaque cycle de chargement. Leurs orientations dépendent fortement du

grain considéré et de ses propriétés mécaniques projetées dans le plan de fissuration. Par ailleurs, l'espacement entre deux stries informe de la vitesse de propagation. Il augmente fortement en s'éloignant du lieu d'amorce des fissures du fait de l'augmentation du ΔK_{Ic} (variation du facteur d'intensité de contrainte), lorsque la section se réduit. Les différentes tailles des stries sur les trois dernières photographies témoignent de vitesses de propagation variable au sein d'une même éprouvette. La détermination de l'impact de l'expansion à froid sur la vitesse de propagation est possible par la mesure de la variation d'espacement de ces stries. Cependant, dans cette étude, nous nous limitons à l'analyse macroscopique des faciès de rupture, suffisante pour apprécier l'impact de l'expansion sur le comportement global de propagation des fissures en bord de trou.

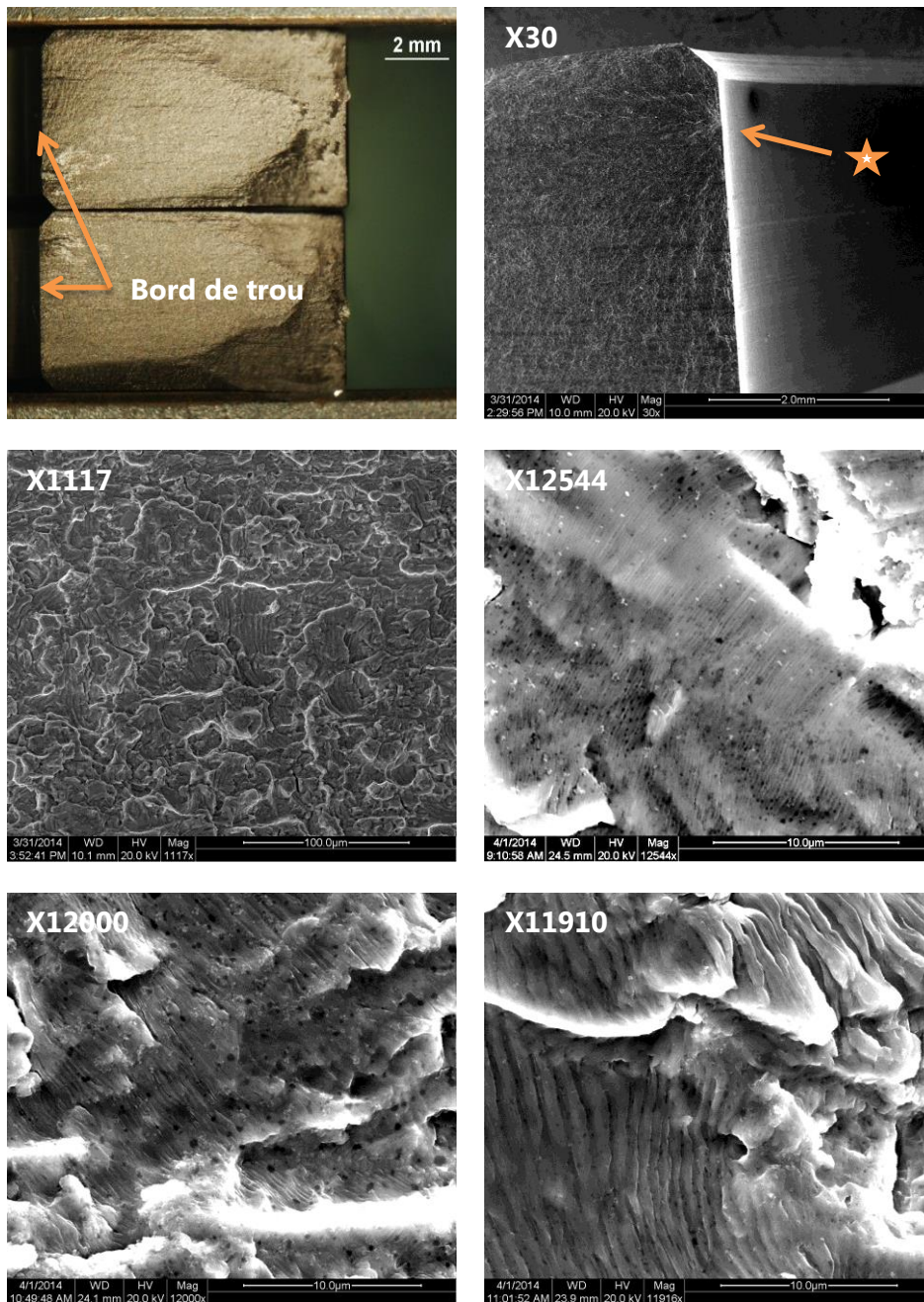


Figure 5.3.6. Analyse multi-échelle de la zone de propagation des fissures sur un faciès en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

Une très grande partie des éprouvettes testées se sont rompues dans la section nette, qui est orthogonale au chargement. La fissuration s'amorce alors en bord de trou et se propage dans la section nette jusqu'à rupture généralisée selon un mode quasi-statique. Les photographies de la Figure 5.3.7 présentent seulement des ruptures en section nette sur les éprouvettes de référence. La zone d'initiation est marquée par une « étoile » afin d'aider à sa localisation. Une analyse précise révèle que les points d'amorce sont aléatoires et que le chanfrein n'est pas un lieu privilégié de fissure sur ces éprouvettes. Ainsi, afin de décrire le mode de rupture observé avec plus de précision, la Figure 5.3.8 propose des images de microscopie optique, issues d'éprouvettes dont la rupture s'effectue sur un seul ligament.

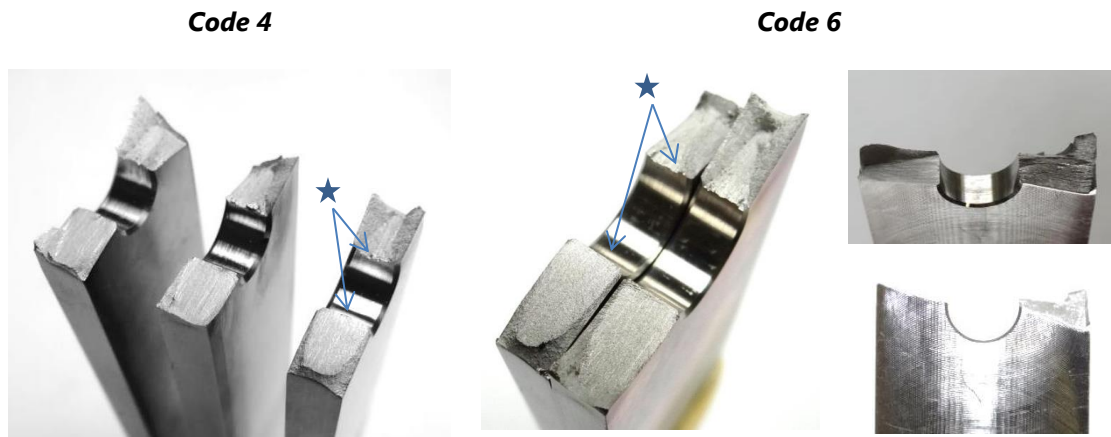


Figure 5.3.7. Modes de rupture observés sur les éprouvettes de référence en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

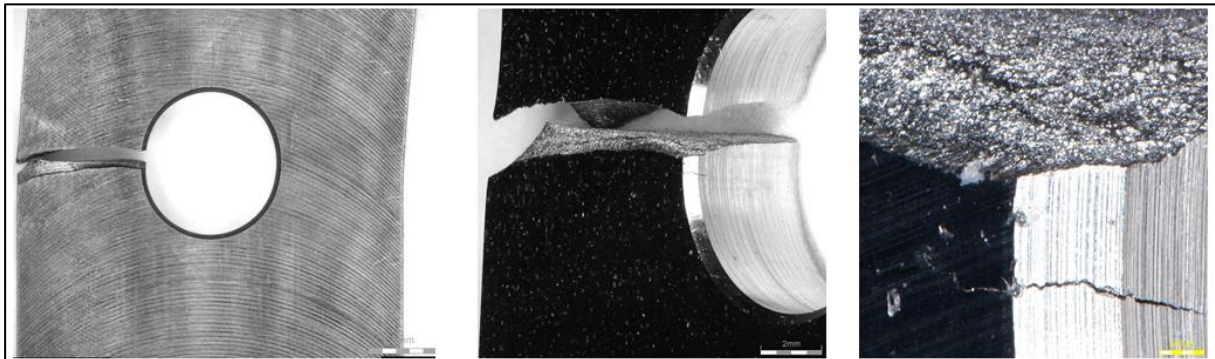


Figure 5.3.8. Ruptures en section nette observées sur des éprouvettes « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

Grâce aux courbes de Wöhler, nous avons noté que l'expansion à froid est très bénéfique pour la performance en fatigue de l'alésage. De plus, les faciès de rupture des éprouvettes expansées révèlent que ce procédé modifiait, dans certaines conditions, les modes de ruine en bord de trou. Bien que la rupture en section nette soit majoritaire pour les alésages expansés, une nouvelle phénoménologie est identifiée sur ces dernières. Ce nouveau mode est observé lorsque leur tenue en fatigue est fortement améliorée et que le nombre de cycles est important. Cette rupture s'initie profondément en pleine matière, dans une section transverse de l'éprouvette « décalée » longitudinalement par rapport à la section nette. Sur la Figure 5.3.9, les deux modes observés dans la série sont représentés. Analysons tout d'abord l'occurrence de ces ruptures « décalées » sur les éprouvettes « code 4 ». Après expansion à froid, la rupture en section nette reste majoritaire (Figure 5.3.9, gauche). De plus, l'entrée et la sortie de mandrin n'apparaissent pas comme des points faibles où les fissures naissent.

Dès 5% d'expansion et pour tous les procédés de réalésage, la rupture décalée intervient pour les nombre de cycles $> 3 \cdot 10^5$ cycles (Figure 5.3.9, droite). Ce sont une à trois éprouvettes par série de huit qui sont concernées par ce mode de rupture. Une éprouvette expansée à 3% ayant subi moins de 10^4 cycles s'est rompue de cette manière. Lors des essais sur des alésages « code 6 », nous avons obtenus des résultats assez similaires (Figure 5.3.10). Les ruptures en section nette sont majoritaires. Cependant, après expansion et fatigue à hauts nombres de cycles, les ruptures « décalées » sont courantes. Dès 4% d'expansion, une à deux éprouvettes sur huit présentent des ruptures décalées, elles sont trois sur huit pour 8% d'expansion. Lors de réalésages axiaux, les ruptures décalées disparaissent totalement, contrairement à ce que nous avons observé sur les alésages « code 4 ». Pour 3% et 4% d'expansion, nous avons obtenu des ruptures décalées dans deux cas pour des nombres de cycles faibles ($\approx 10^4$ et $7 \cdot 10^4$ cycles).

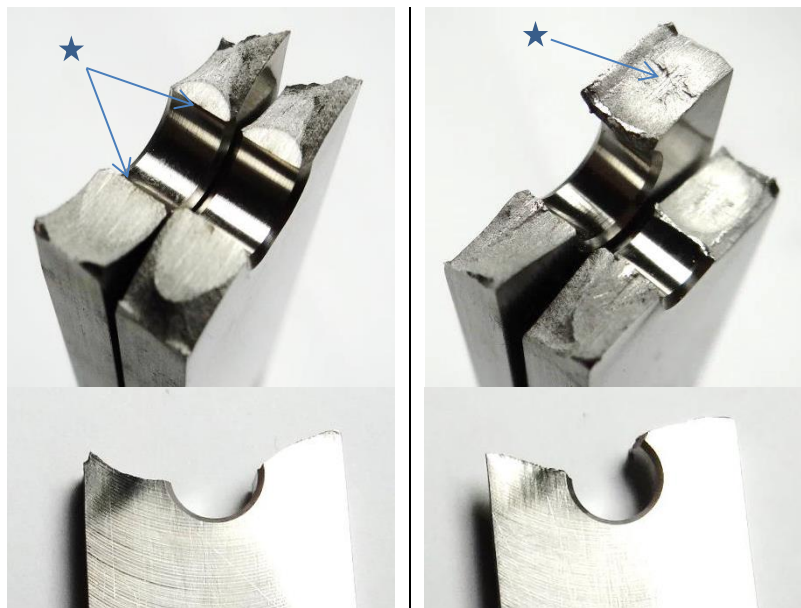


Figure 5.3.9. Modes de rupture observés sur les éprouvettes « code 4 » expansées en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

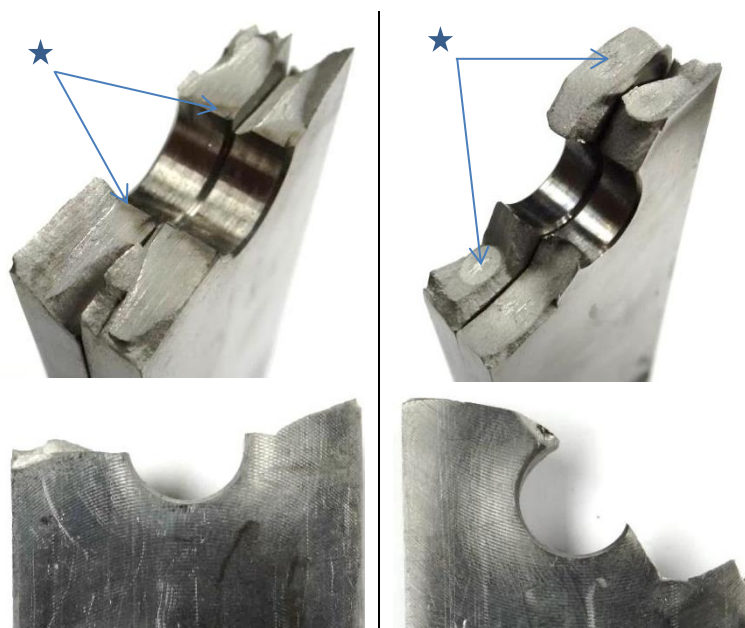


Figure 5.3.10. Modes de rupture observés sur les éprouvettes « code 6 » expansées en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

Afin de mieux décrire la différence entre ces modes de rupture observés, la Figure 5.3.11 propose des images de microscopie optique, issus d'une éprouvette dont la rupture « décalée » s'effectue sur un seul ligament. Nous pouvons noter que la rupture s'amorce selon un point précis dans la section (Figure 5.3.12). La fissure naissante se propage de manière uniforme dans une section plane. Cette uniformité témoigne d'un chargement bien équilibré dans l'éprouvette au cours de l'essai. Ce mode de fissuration, parfois nommé « fish-eye » dans la littérature, est observé pour de la fatigue à hauts nombres de cycles par Sun et al [SUN1]. Cette zone endommagée propage et rejoint le bord de trou ainsi que le bord libre, avant ruine complète de l'éprouvette. A première vue, ce mode de rupture résulte du décalage de la concentration de contrainte la plus critique lors du chargement de l'éprouvette après expansion. Nous observons de plus sur la Figure 5.3.13 que le décalage de la section de rupture n'est pas relié au sens de défaut de bague.

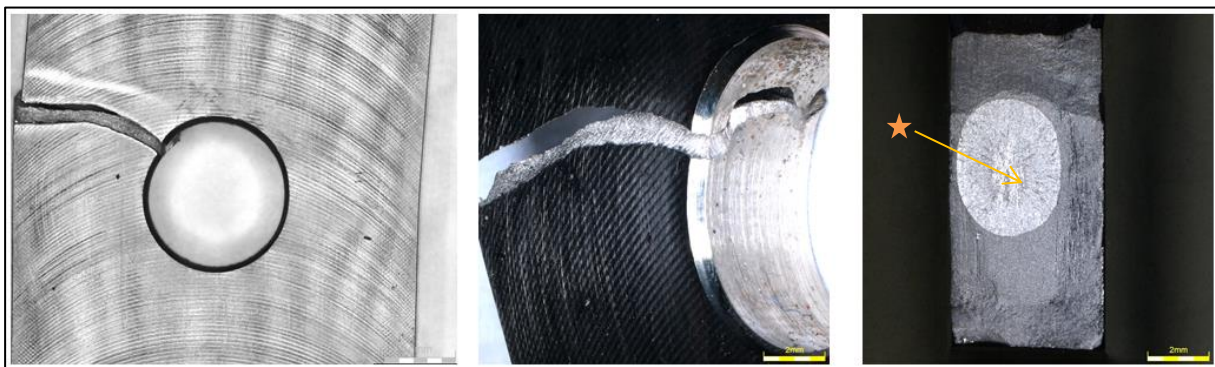


Figure 5.3.11. Modes de rupture « décalés », observés sur des éprouvettes « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.

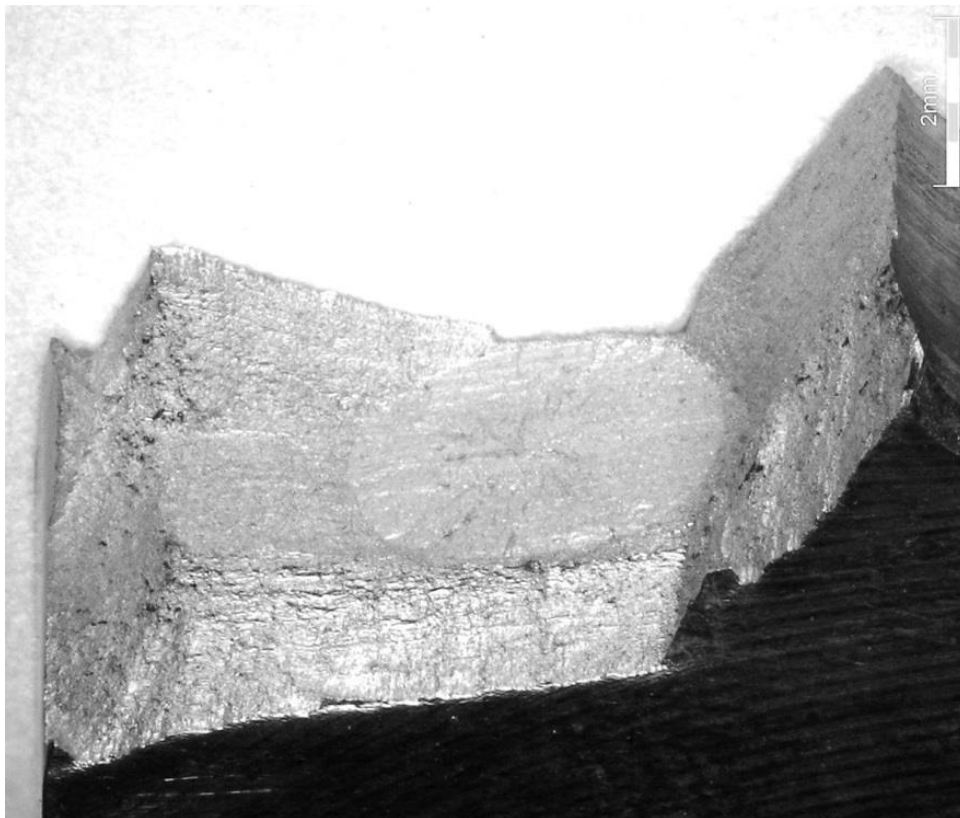


Figure 5.3.12. Initiation de la fissuration en pleine matière « fish-eye » après expansion à froid.

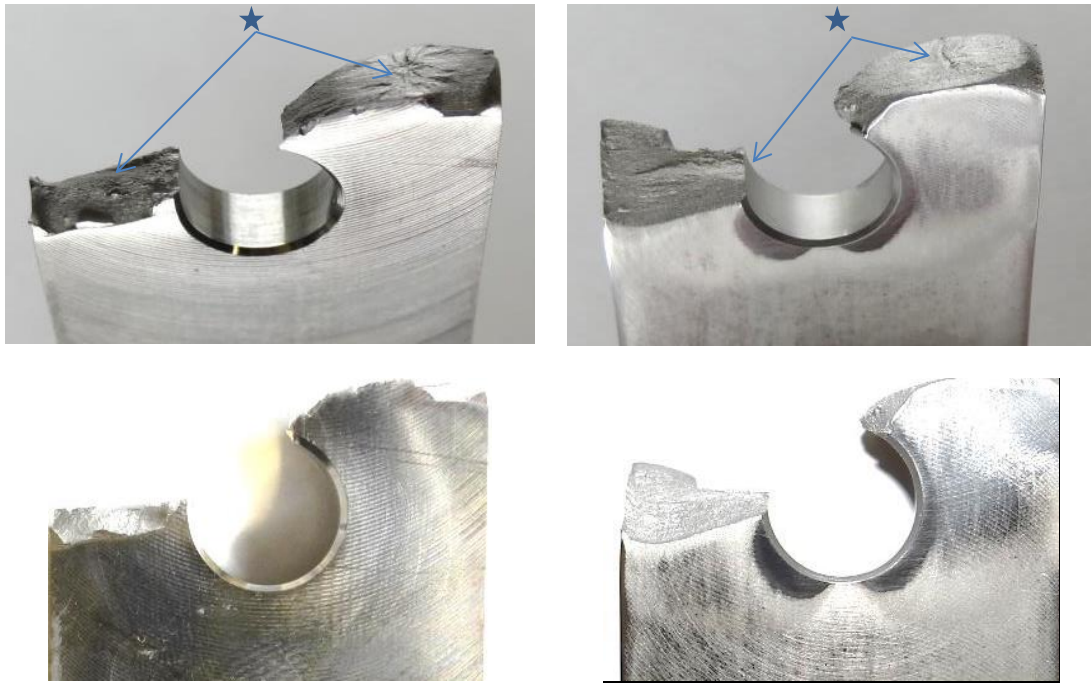


Figure 5.3.13. Modes de rupture « décalés » pour deux orientations de bagues.

5.3.2 Performance en fatigue des alésages en Ti-6Al-4V β

5.3.2.1 Eprouvettes de référence

Analysons maintenant l'impact de l'expansion à froid sur l'alliage Ti-6Al-4V recuit β , matériau déjà employé dans l'étude de caractérisation. La méthode générale employée est identique à celle utilisée sur le Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. Les premiers essais concernent les éprouvettes de référence, non expansées, de diamètre « code 4 » et « code 6 ». Du fait de l'importance du réalésage noté précédemment, nous avons comparé les réalésages orbitaux et axiaux. Les résultats obtenus lors des essais de fatigue (4 séries) sont présentés sur la Figure 5.3.14. Les intensités de contraintes initialement appliquées sont comprises entre 300 MPa et 600 MPa. A nouveau, les comportements sont extrêmement proches entre eux.

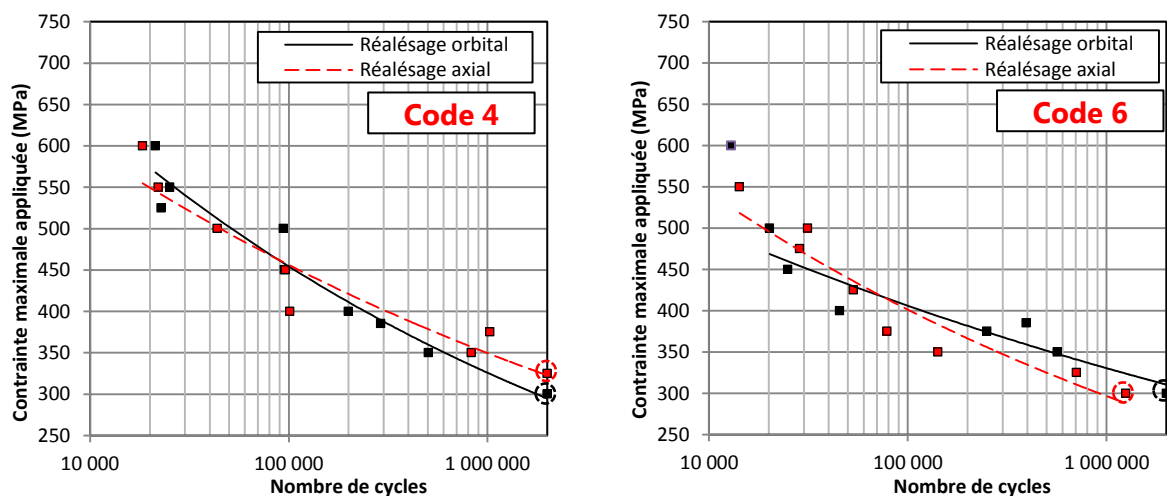


Figure 5.3.14. Courbes de Wöhler des éprouvettes de référence en Ti-6AL-4V (β).

Le calcul des IQFs révèle que le réalésage axial du trou n'a pas modifié significativement l'IQF. Les valeurs sont comprises dans l'intervalle $\pm 5\%$ autour de la valeur initiale pour les deux codes de diamètre. De même, les limites en fatigue sont comprises dans l'intervalle [300 ; 350] MPa. Il est intéressant de noter que la tenue des éprouvettes « code 4 » est très proche entre les alliages $\alpha\beta$ et β . Par ailleurs, sur les alésages « code 6 », les IQFs sont réduits de 15% environ entre les alliages $\alpha\beta$ et β . Nous retrouvons la diminution de la tenue en fatigue déjà identifiée sur l'alliage $\alpha\beta$ lorsque le diamètre d'alésage s'accroît.

		Réalésage orbital	Réalésage axial	
		IQF (MPa)	IQF (MPa)	Différence (%)
Code 4	Net	443,7	428,9	-3,3
	Brut	295,8	285,9	/
Code 6	Net	362,5	375	3,4
	Brut	241,7	250	/

Tableau 5.3.4. IQFs des configurations de référence en Ti-6AL-4V β .

5.3.2.2 Eprouvettes expansées

Analysons maintenant l'impact de l'expansion « à bague fendue » sur ce matériau. Les configurations testées sont les alésages « code 4 » et « code 6 », sur des plages de taux d'expansion larges (3% à 8%). Nous avons considéré le procédé de réalésage orbital sur les éprouvettes. Les tracés des résultats dans le repère semi-logarithmiques sont présentés en Figure 5.3.15 (9 séries expansées). L'expansion à froid permet des améliorations importantes des performances en fatigue pour ces configurations et que celles-ci sont clairement dépendantes du taux appliqué.

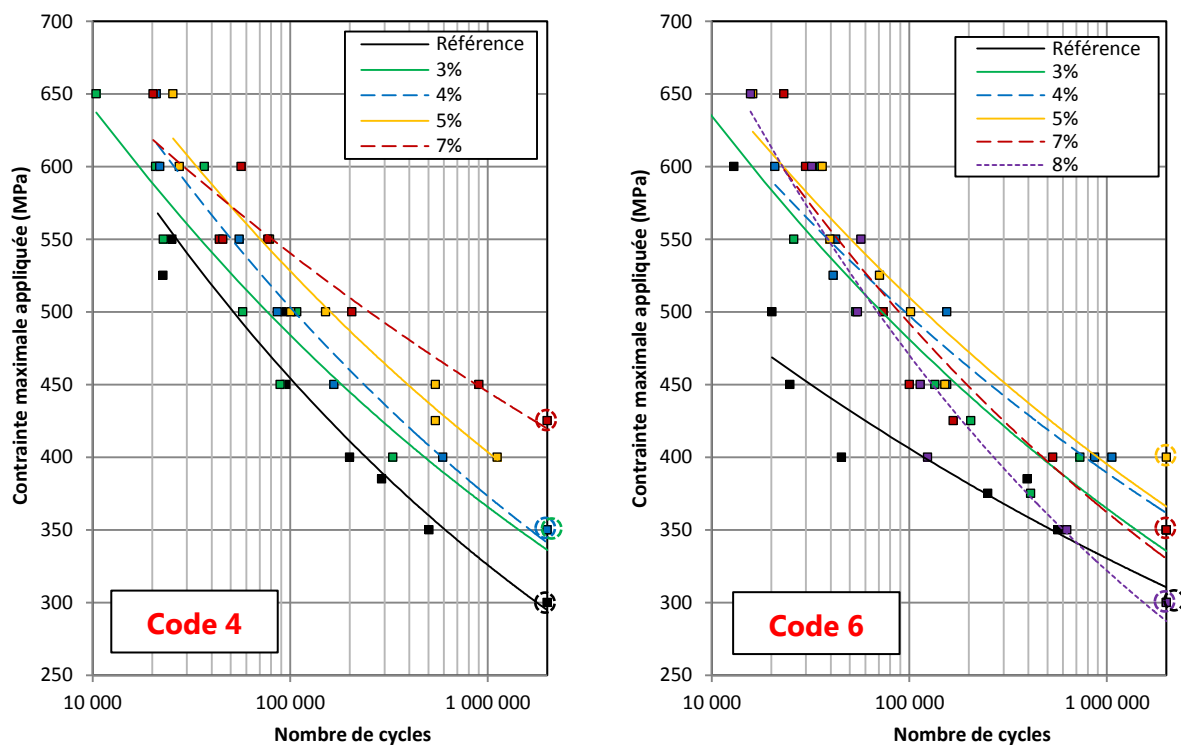


Figure 5.3.15. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V β , réalésage orbital.

Afin de quantifier les bénéfices apportés par l'expansion, nous avons calculés les IQFs (Tableau 5.3.5). Les gains sur les éprouvettes « code 4 » s'accroissent avec le taux d'expansion. Ils atteignent alors un maximum de +19,5% (7%). Les limites en fatigue sont aussi augmentées et se situent dans l'intervalle [350 ; 425] MPa après expansion. Sur les éprouvettes « code 6 », les bénéfices sont très importants dès 3% d'expansion. Cette fois-ci, le taux optimum est relativement faible (autour de 4% à 5%) et les gains sur l'IQF atteignent +37%. Les limites en fatigue sont dorénavant comprises dans l'intervalle [350 ; 475] MPa. Nous rappelons qu'au-delà de 6% d'expansion du matériau, nous avons observé des départs de fissurations dans la zone de la fente de la bague. Elles peuvent expliquer que les résultats ne s'améliorent pas avec les taux très élevés.

Φ	σ	Réf	3%		4%		5%		7%		8%	
		IQF (MPa)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)
4	Net	443,7	477,9	7,7	492,6	11,0	520,6	17,3	530,3	19,5		
	Brut	295,8	318,6	/	328,4	/	347,0	/	353,5	/		
6	Net	362,5	473,7	30,7	496,7	37,0	495,4	36,7	463,3	27,8	460,5	27,0
	Brut	241,7	315,8	/	331,1	/	330,2	/	308,9	/	307,0	/

Tableau 5.3.5. IQFs des configurations expansées Ti-6AL-4V β, réalésage orbital.

Analysons maintenant l'utilisation du procédé de réalésage axial sur les éprouvettes expansées. Sur la Figure 5.3.16, sont représentés les résultats obtenus lors des essais de fatigue (6 séries expansées). A nouveau, la performance des alésages est améliorée et le taux d'expansion est déterminant dans le comportement.

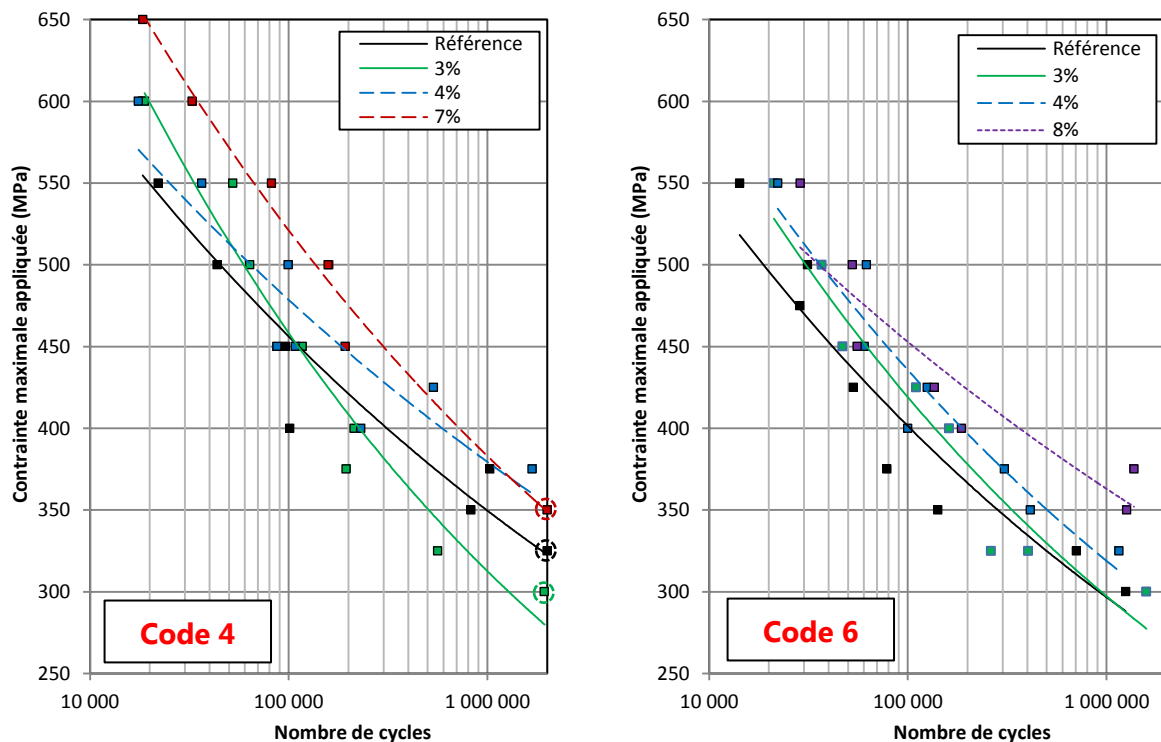


Figure 5.3.16. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V β, réalésage axial.

Le calcul des IQFs est effectué à l'aide des points expérimentaux. Les résultats sont présentés sur le Tableau 5.3.6. Pour les « code 4 », les bénéfices par rapport aux références sont équivalents à ceux constatés après réalésage orbital. Les limites en fatigue sont améliorées sur ces derniers et sont dorénavant comprises dans l'intervalle [350 ; 400) MPa], excepté pour une expansion de 3% où elle s'est révélée plus faible (≈ 300 MPa). Pour les « code 6 », nous retrouvons toutefois la diminution des bénéfices apportés après réalésage axial. L'optimum est alors atteint à +15,4% (8% d'expansion). Les limites en fatigue sont améliorées lorsque le taux d'expansion augmente et l'intervalle des limites est dorénavant de [300 ; 375] MPa.

Φ	σ	Réf	3%		4%		7%		8%	
		IQF (MPa)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)
4	Net	428,9	454,6	6,0	482,7	12,5	510,8	19,1		
	Brut	285,9	303,0	/	321,8	/	340,5	/		
6	Net	375,0	398,6	6,3	429,7	14,6			432,6	15,4
	Brut	250,0	265,7	/	286,5	/			288,4	/

Tableau 5.3.6. IQFs des configurations expansées Ti-6Al-4V β , réalésage axial.

Sur la Figure 5.3.17, nous avons tracé l'évolution des IQFs de toutes les configurations testées sur ce matériau, en fonction du taux d'expansion. Nous pouvons observer l'augmentation progressive des bénéfices ainsi que la forme « en cloche » de la courbe des « codes 6 », réalisées selon le procédé orbital. Pour le réalésage axial, un point expérimental supplémentaire autour de 6% d'expansion permettrait de lever le doute sur les tendances suivies.

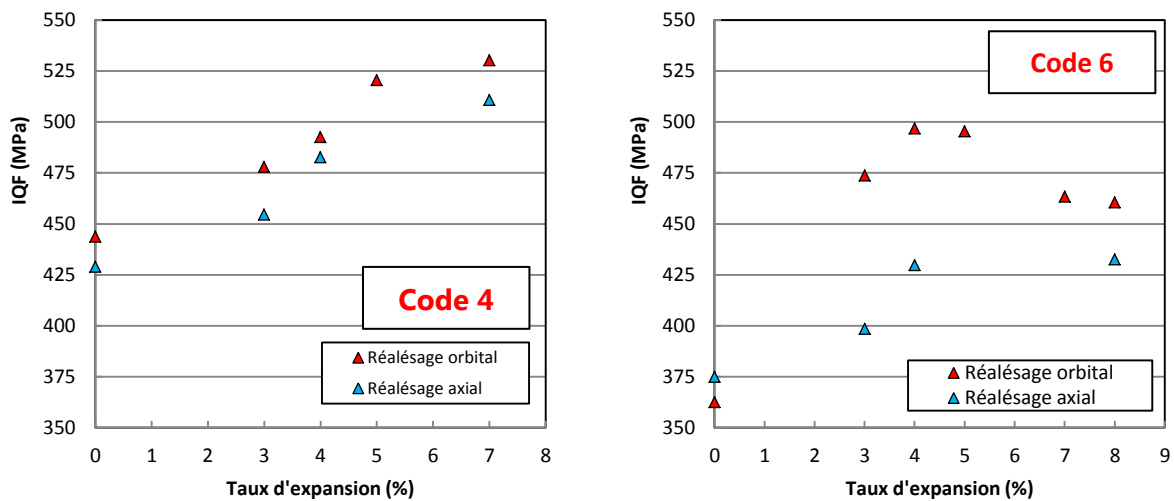


Figure 5.3.17. Evolution de la valeur de l'IQF calculé en fonction des taux d'expansion appliqué sur les éprouvettes en Ti-6Al-4V β .

5.3.2.3 Analyse des faciès de rupture

Après rupture, les éprouvettes sont extraites de la machine, nettoyées à l'isopropanol et analysées par moyens optiques. L'initiation et la propagation des fissures de fatigue dans les sections rompues apportent de nombreuses informations sur l'analyse de l'endommagement des alésages. En comparaison avec l'alliage de type $\alpha\beta$, les faciès observés sur l'alliage β sont beaucoup plus complexes à appréhender. En effet, ils sont très chaotiques et les zones de rupture en fatigue sont difficilement identifiables. Si l'on observe un faciès obtenu après traction quasi-statique (Figure 5.3.18), des arrachements de grains dont la taille est très importante ainsi que des plans de clivage peu marqués sont mis en évidence. La striction est très faible sur ce matériau.

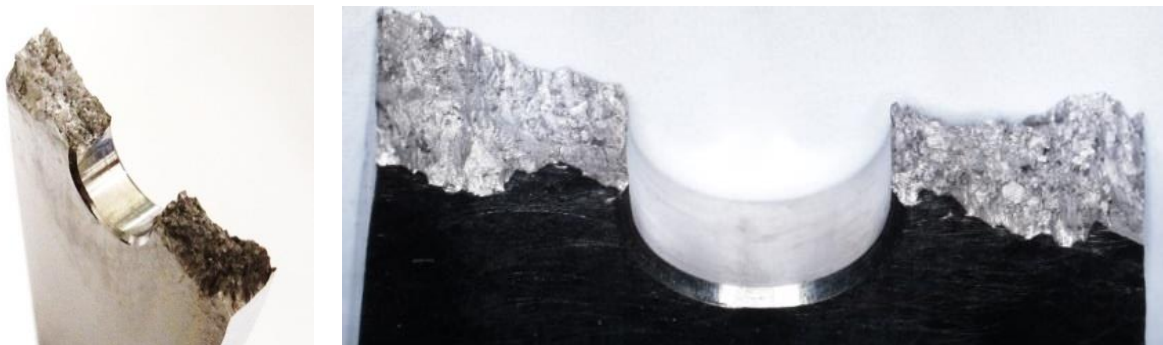


Figure 5.3.18. Faciès de rupture statique des alésages en Ti-6Al-4V β .

La zone de propagation des fissures peut être identifiée par sa forme globalement plane (propagation en mode I dans la section) et qui entraîne peu de striction sur les bords libres. En fonction de l'orientation des grains en bord de trou, l'endommagement peut propager selon plusieurs plans ou être stoppé localement. Sur les photographies, la propagation 2D plane dans la section nette est aisément visible pour certaines orientations de grains. Une méthode efficace pour visualiser la zone de propagation est l'observation à l'œil nu. Les photographies révèlent difficilement sa présence et son étendue. Sur certaines figures, la zone d'initiation est marquée par une « étoile » afin d'aider à sa localisation.

Intéressons-nous tout d'abord aux configurations de référence, non expansées et soumises aux sollicitations de fatigue. D'une manière générale, les faciès de rupture sont très différents selon les éprouvettes observées. En effet, ils sont très dépendants de la microstructure locale de l'alliage. Sur les alésages « code 4 », la taille de grain est importante devant les dimensions des éprouvettes et amplifient alors le phénomène. La dispersion dans les essais n'a toutefois pas été significativement plus importante qu'avec l'alliage $\alpha\beta$. L'anisotropie locale est certainement compensée par les grains adjacents dans la section. D'autre part, la propagation des microfissures peut s'effectuer selon les trois dimensions dans ce matériau, et peut permettre de moyennner la dissipation d'énergie. Enfin, la rupture « globale » s'effectue précisément en section nette, qui est orthogonale au chargement.

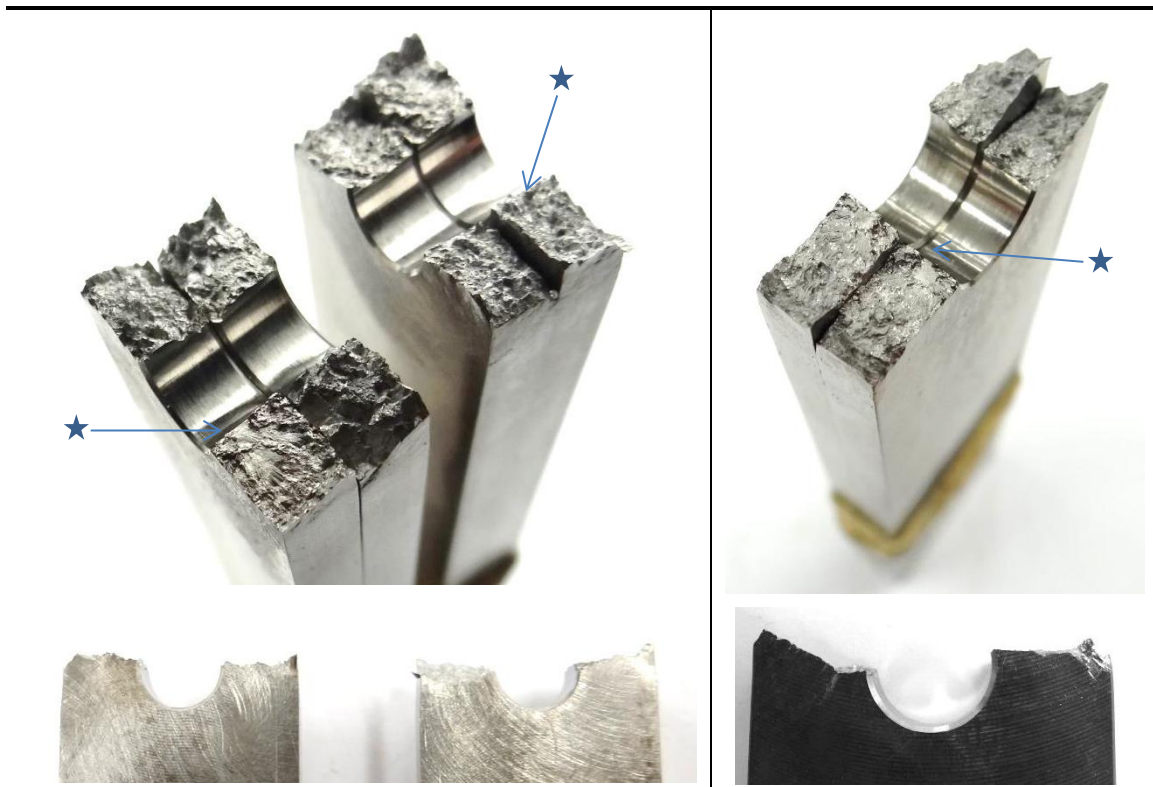


Figure 5.3.19. Rupture des éprouvettes de référence « code 4 » (gauche) et « code 6 » (droite) en Ti-6Al-4V β .

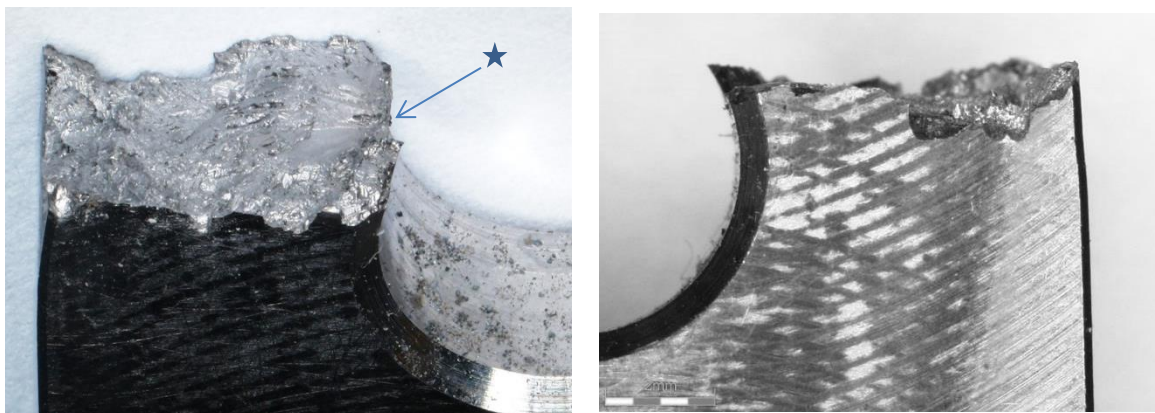


Figure 5.3.20. Zoom sur la rupture en fatigue des éprouvettes de référence « code 4 » (gauche).

Après expansion à froid et sollicitation en fatigue, la rupture des éprouvettes s'effectue aussi majoritairement en section nette. L'analyse précise des zones d'initiation des fissures ne nous a pas permis d'identifier des lieux privilégiés. Elle s'effectue alors soit en entrée de mandrin, soit en sortie, ou bien encore en pleine section. Sur ce matériau, nous avons aussi obtenu des ruptures décalées après expansion. Comme nous le présentons sur la Figure 5.3.21, les initiations s'effectuent en bord libre (Figure 5.3.21, gauche) et en pleine section (Figure 5.3.21, droite). La zone d'initiation est, par ailleurs, assez difficile à déterminer mais lorsque la fissure propage de manière bien plane au sein de un ou plusieurs grains, les scénarios sont identifiables correctement (Figure 5.3.22). Les ruptures décalées sont observées sur les alésages « code 4 » et sur les « code 6 » (Figure 5.3.23). Dès 4%, nous avons obtenus une ou deux ruptures de ce type sur les séries, avec initiation en pleine section. A nouveau,

elles interviennent principalement pour des nombres de cycles élevés ($>1,5.10^5$ cycles). Sur les éprouvettes réalésées avec le procédé axial, les ruptures décalées sont aussi observées. Sur des alésages « code 4 » et pour un taux d'expansion de 7%, nous avons même obtenu 6 éprouvettes sur 7 testées qui présentaient ce mode de rupture. Ces ruptures décalées se sont initiées majoritairement en bord libre des éprouvettes. Toutes les éprouvettes « code 6 » présentent une rupture en section nette lorsque le réalésage est axial.

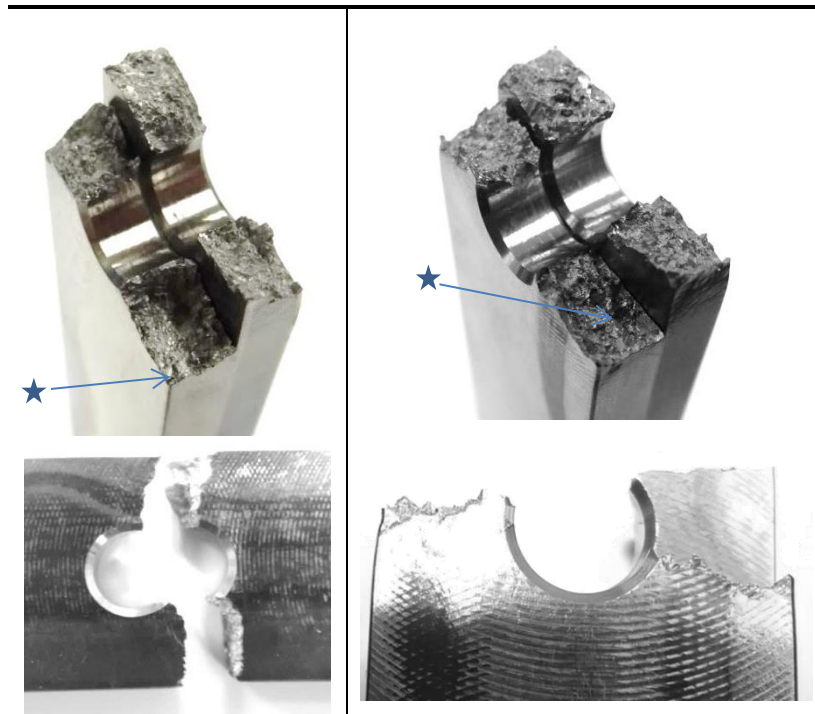


Figure 5.3.21. Exemple de rupture en section décalée avec différents lieux d'initiation.

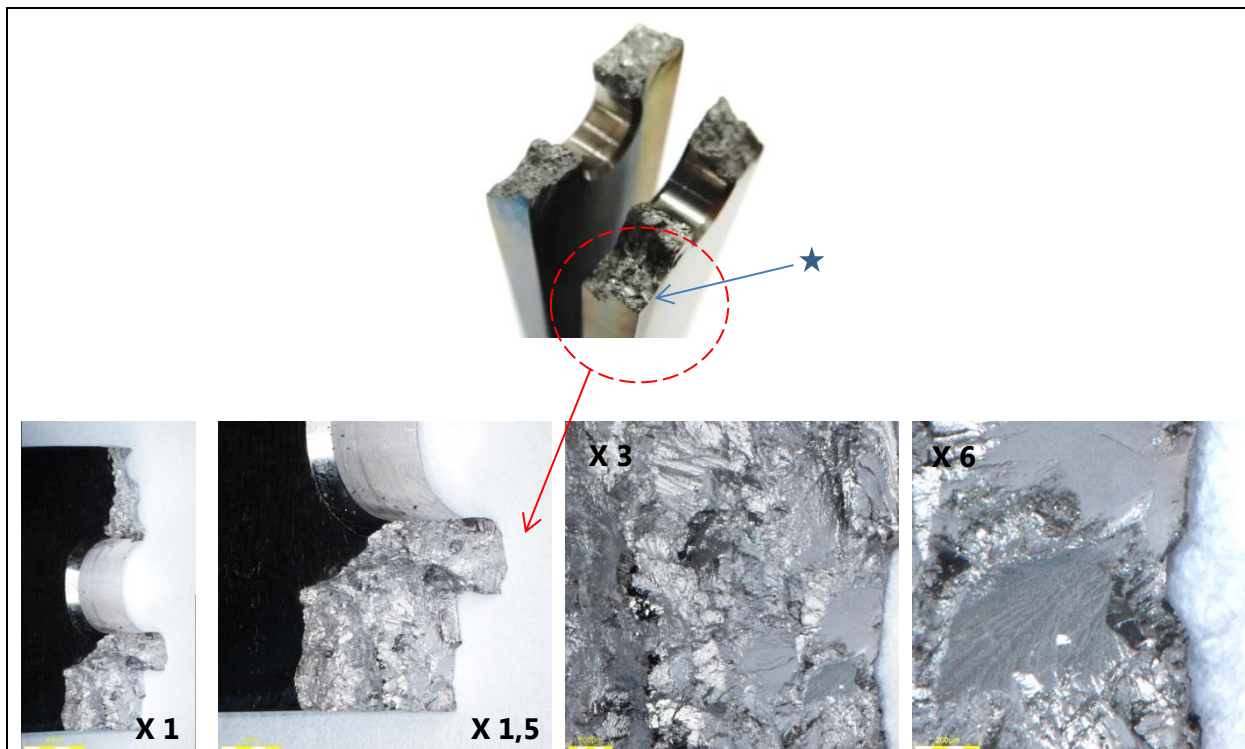


Figure 5.3.22. Exemple d'un scénario de rupture « code 4 » avec initiation en section décalée.

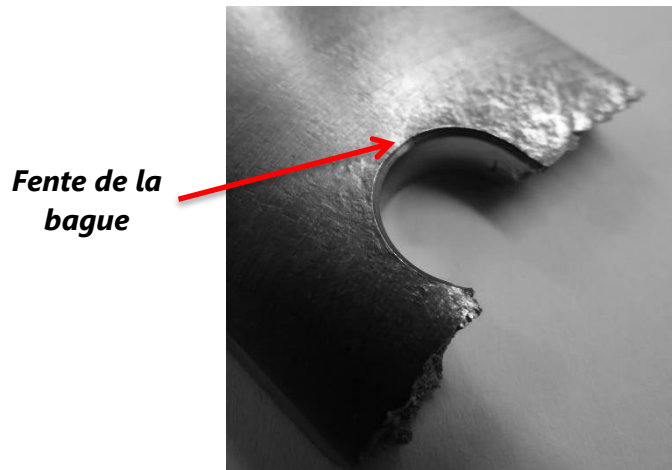


Figure 5.3.23. Rupture décalée d'une éprouvette « code 6 » après expansion à froid.

5.3.3 Performance en fatigue des alésages en acier 15-5PH

5.3.3.1 *Eprouvettes de référence*

Dans les chapitres précédents, nous avons examiné l'impact positif de l'expansion sur les alliages Ti-6Al-4V. Nous allons maintenant présenter les résultats des essais de fatigue réalisés sur l'acier 15-5PH, matériau déjà utilisé dans l'étude de caractérisation. La procédure d'essais est identique à celle pratiquée précédemment. Cependant, nous avons testé uniquement des alésages « code 6 », cette fois-ci afin de limiter les coûts des essais. Les premiers essais concernent à nouveau des éprouvettes de référence non expansées. Au vu de l'observation de l'impact significatif du procédé de réalésage sur la tenue en fatigue des éprouvettes en titane après expansion, nous avons ici aussi comparé les réalésages orbitaux et axiaux.

Les résultats obtenus lors des essais de fatigue des éprouvettes de référence (2 séries) sont présentés sur un repère semi-logarithmique (Figure 5.3.24). Du fait des très hautes caractéristiques de ce matériau, les intensités de contraintes initialement appliquées sont beaucoup plus élevées que sur les alliages de titane. Elles sont alors comprises entre 550 MPa et 850 MPa. Sur ce matériau, le procédé de réalésage n'a pas impacté la tenue en fatigue du trou. Les courbes obtenues présentent des formes différentes de celles obtenues sur les alliages de titane. Plus particulièrement, la diminution de la contrainte est très importante afin d'atteindre 10^5 cycles. Ensuite, en deçà de 650 MPa, nous observons une diminution beaucoup plus faible pour atteindre la limite en fatigue. Le modèle de régression non linéaire permet de calculer la valeur de l'IQF à partir des points expérimentaux obtenus. En utilisant le réalésage orbital, nous avons obtenu une valeur de 678 MPa en section nette (452 MPa en section brute). Avec le réalésage axial, l'IQF calculé est de 684 MPa en section nette (457 MPa en section brute). La différence est donc seulement de 1,1% avec le précédent. Dans les deux configurations, la limite en fatigue est contenue dans l'intervalle [600 ; 625] MPa.

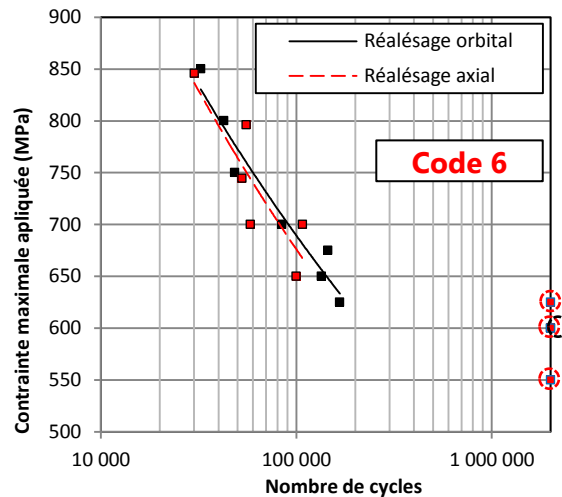


Figure 5.3.24. Courbes de Wöhler des éprouvettes de référence en 15-5PH.

5.3.3.2 Eprouvettes expansées

Observons maintenant l'impact du procédé « de la bague fendue » sur ces alésages en acier. Pour ces essais, nous avons testé quatre taux d'expansion : 3%, 4%, 6% et 8%. Sur le graphique de droite de la Figure 5.3.25, nous avons représenté les résultats obtenus sur les 4 séries expansées, réalésées avec le procédé orbital. La performance des alésages a été améliorée et les bénéfices observés dépendent du taux appliqué. Le graphique de droite de la Figure 5.3.25 présente les résultats obtenus sur une série après expansion de 6% et réalésage axial. Nous constatons que la performance en fatigue est toujours améliorée sur une grande plage de durée de vie.

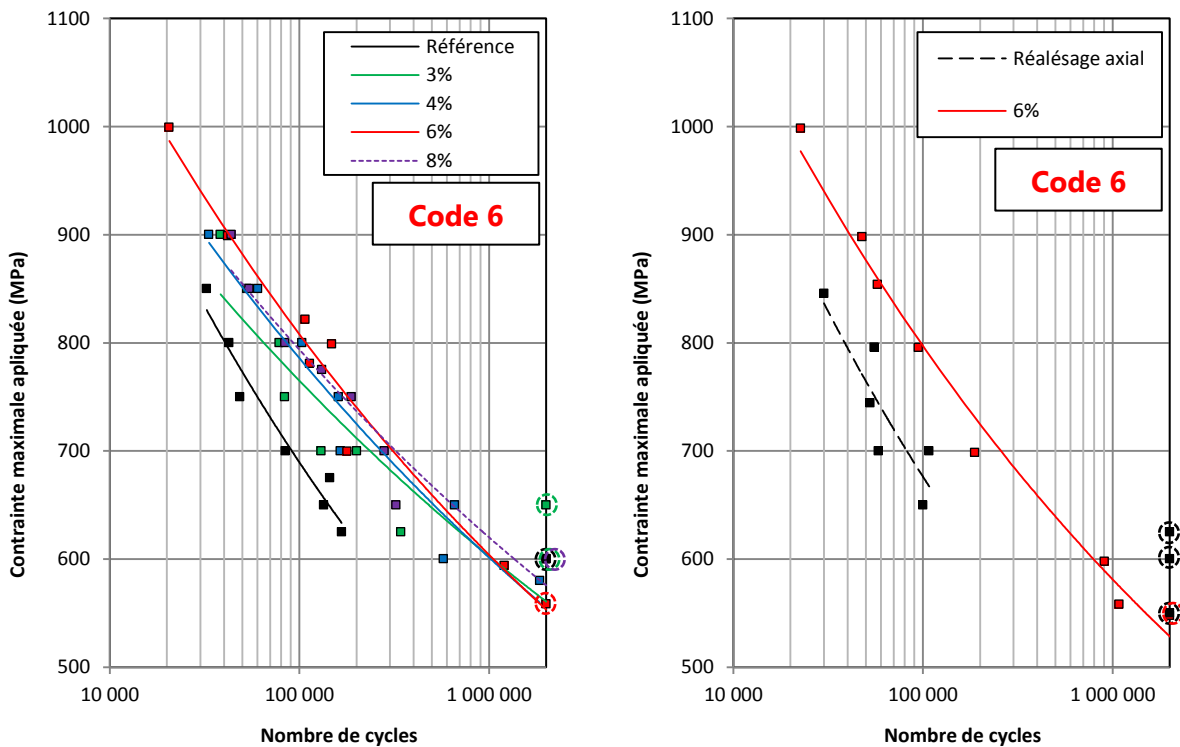


Figure 5.3.25. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en acier 15-5PH, réalésage orbital (gauche) et réalésage axial (droite).

Les IQFs calculés pour les 5 séries « orbitales » sont présentés sur le Tableau 5.3.6. Nous observons que la performance en fatigue la plus élevée est atteinte pour le taux d'expansion de 6% (+18,7%). La limite en fatigue est peu affectée et reste comprise dans l'intervalle [575 ; 625] MPa. La série expansée avec un taux de 6% et réalésée avec le procédé axial présente un IQF de 783 MPa (522 en section brute). Cela correspond à un bénéfice de 14,4% par rapport à l'alésage de référence. Ce dernier est légèrement plus faible en comparaison au procédé orbital. L'évolution de l'IQF en fonction du taux d'expansion appliqué est tracée sur la Figure 5.3.26. Nous observons l'augmentation progressive de bénéfice jusqu'à 6% d'expansion.

Φ	σ	Réf	3%		4%		6%		8%	
		IQF (MPa)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)	IQF (MPa)	Diff (%)
6	Net	677,6	741,1	9,4	781,0	15,3	804,4	18,7	787,8	16,3
	Brut	451,7	494,1	/	520,7	/	536,2	/	525,2	/

Tableau 5.3.7. IQFs des configurations expansées en 15-5PH, réalésage orbital.

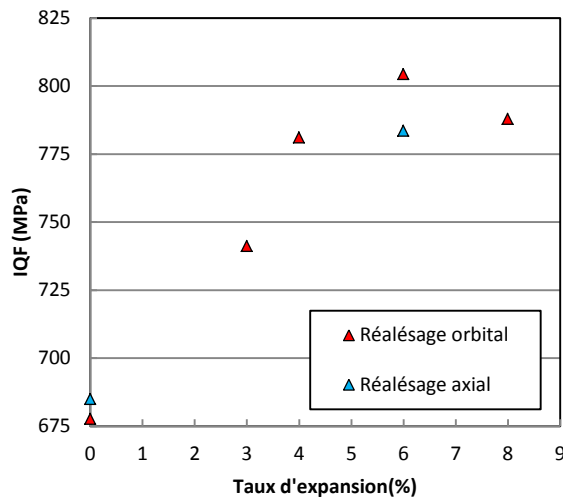


Figure 5.3.26. Evolution de la valeur de l'IQF calculé en fonction des taux d'expansion appliqués.

5.3.3.3 Analyse des faciès de rupture

Les ruptures obtenues sur ce matériau s'effectuent exclusivement dans la section nette. Sur la Figure 5.3.27, nous observons une rupture en fatigue avec un arrêt de l'essai permettant d'éviter la séparation de l'éprouvette. La fissure propage depuis la surface du trou, sur le ligament droit seulement. Elle implique la rupture quasi-statique du ligament gauche avec une striction importante qui témoigne de la ductilité importante de l'alliage. D'une manière générale, la rupture en fatigue s'initie de part et d'autre de l'alésage. Celle-ci s'amorce aléatoirement en fond de chanfrein ou bien sur la surface de l'alésage. La zone de propagation des fissures (en mode I) est plus étendue que sur les alliages de titane (Figure 5.3.28). La Figure 5.3.29, montre des exemples de faciès de rupture observés sur les éprouvettes de références et sur celles ayant été expansées. Nous n'avons pas mis en évidence de différence fondamentale entre les faciès sur ce matériau. Par ailleurs, le changement du procédé de réalésage n'a pas impacté ces modes de rupture.

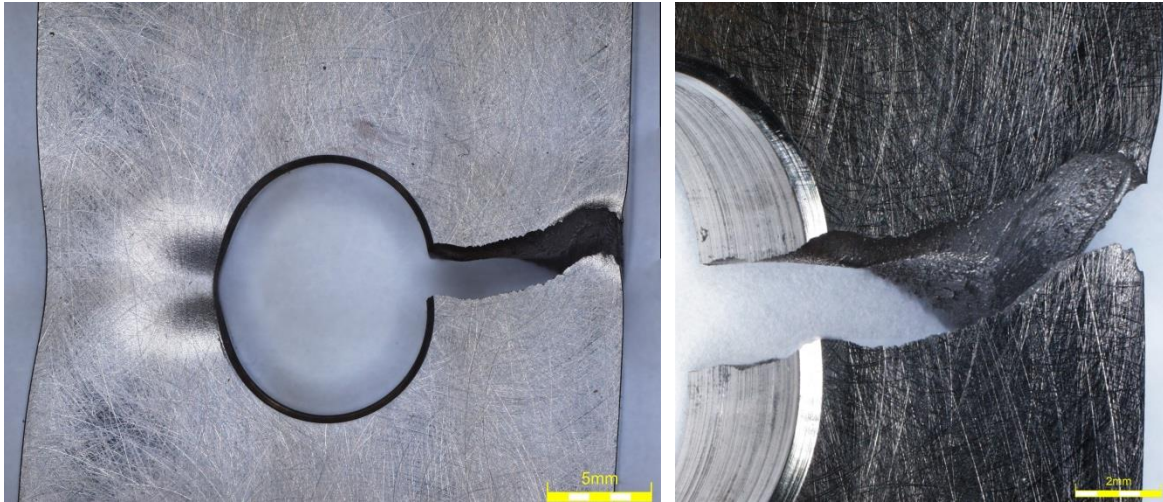


Figure 5.3.27. Rupture en section nette des éprouvettes en 15-5PH, zoom sur la zone fissurée.

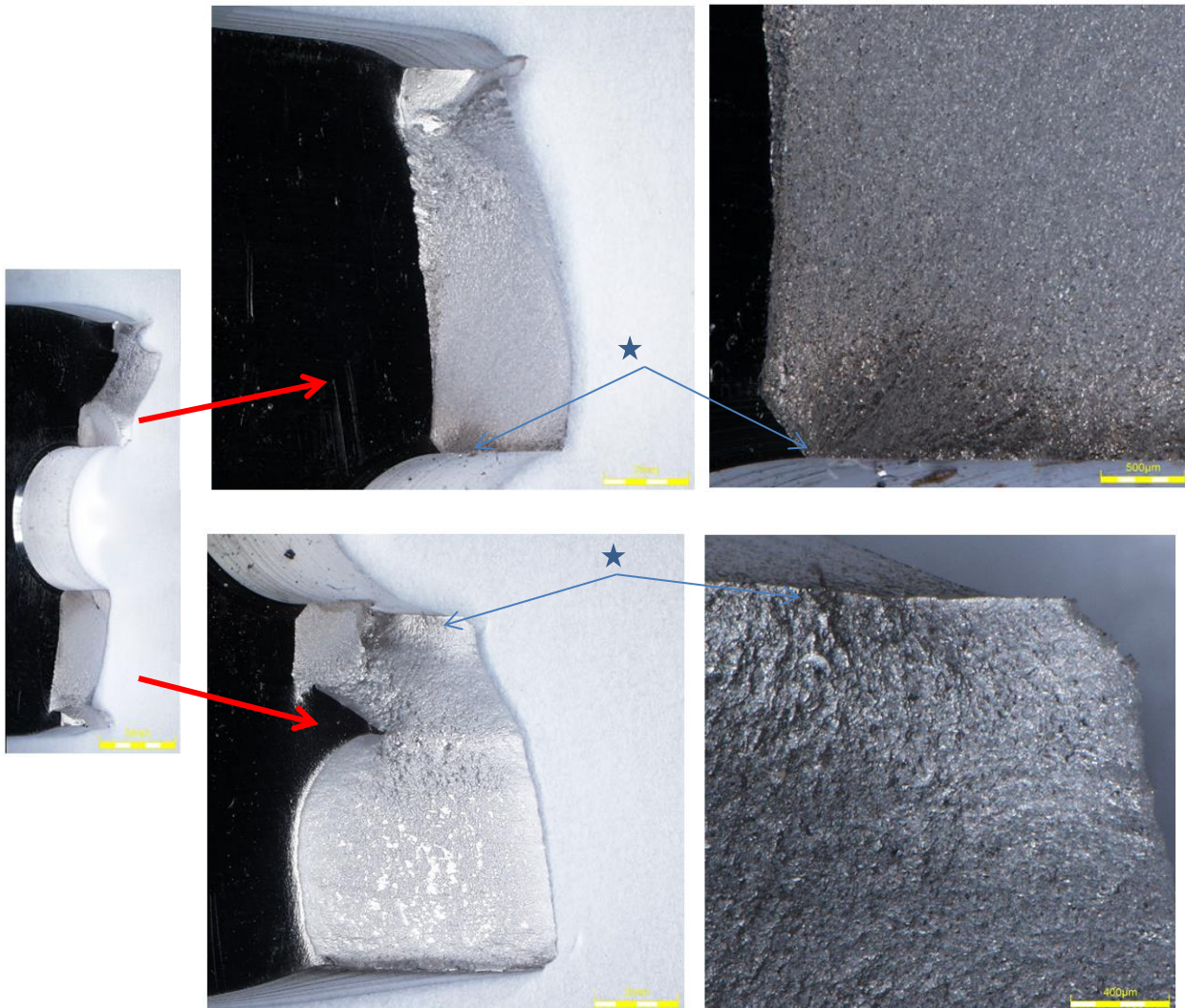


Figure 5.3.28. Scénario d'initiation des fissures dans le 15-5PH: fond de chanfrein (haut) et alésage (bas).

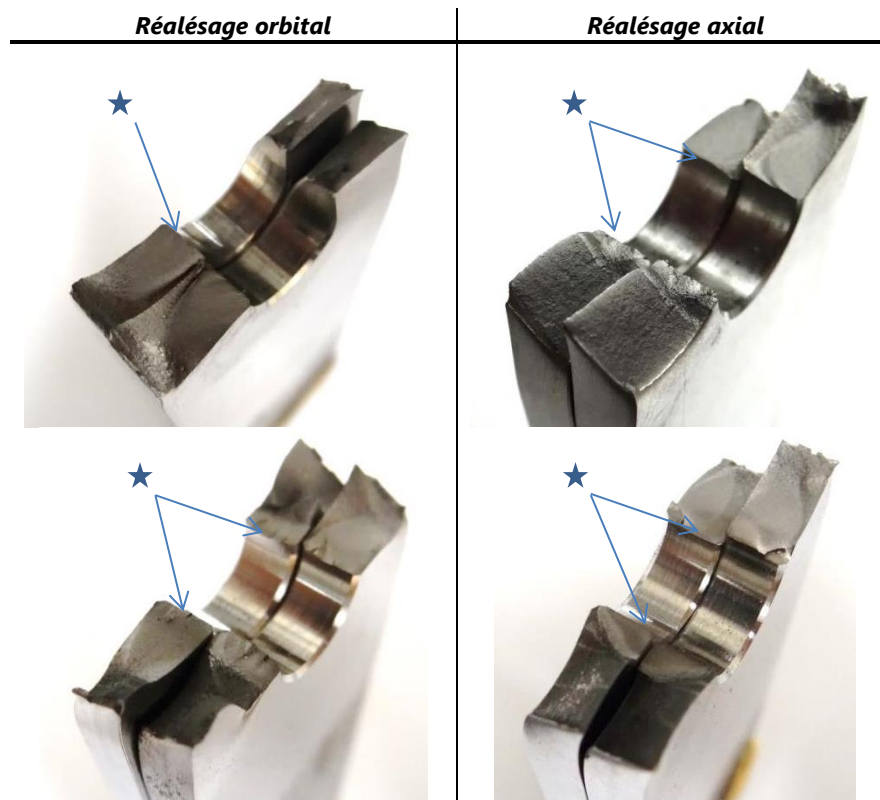


Figure 5.3.29. Rupture des éprouvettes « références » (haut) et expansées (bas) en 15-5PH.

5.4 FATIGUE DES ASSEMBLAGES BOULONNES

5.4.1 Objectif

Les essais réalisés précédemment concernent l'étude du cas « élémentaire » du comportement en fatigue de la plaque « trouée libres ». Dans le chapitre 1, nous avons pu identifier que cette configuration était représentative de nombreux cas de chargement de pièces en métaux durs, où la contrainte est majoritairement « contournante » dans les composants. Les résultats obtenus permettent aujourd'hui de valider l'application de l'expansion à froid pour ces applications dans les matériaux testés. D'un autre côté, nous avons pu souligner les nombreux cas, où, les alésages sont utilisés afin de transmettre des efforts au sein d'assemblages boulonnés. Le mode de chargement est très différent du précédent. Il est dorénavant mixte et comprend particulièrement des composantes de matage et d'adhérence entre les plaques.

L'objectif de ce paragraphe est de valider l'utilité du principe d'action de l'expansion sous sollicitations de fatigue en matage. C'est pourquoi nous allons maintenant tester le procédé au sein d'un assemblage boulonné en métaux durs. Dans un premier temps, nous allons évaluer la performance d'un assemblage boulonné en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, dans un cas de sollicitation en matage quasi-pur. Par la suite, nous testerons des assemblages boulonnés expansés boulonnés selon les standards aéronautiques.

5.4.2 Protocole d'essais sur éprouvettes assemblées

Pour ces essais sur éprouvettes représentatives d'assemblage, nous avons décidé d'utiliser une configuration à double recouvrement (Figure 1.4.2). Dans cette configuration, la symétrie

de l'ensemble limite fortement les effets de flexion secondaire et permet d'étudier une sollicitation de matage relativement pure. L'éprouvette à double recouvrement est composée de trois plaques (Figure 5.4.1, gauche). L'empilage est réalisé de manière à ce que l'effort transite depuis la plaque centrale jusqu'aux plaques de recouvrement, par l'intermédiaire de fixations (Figure 5.4.1, droite). La conception de l'éprouvette implique que la rupture s'effectue exclusivement dans la plaque centrale. En effet, la rupture des fixations n'est pas souhaitée si l'on souhaite améliorer la performance en fatigue du matériau « support » de l'assemblage. Il s'agit alors de concevoir une éprouvette capable de répondre à notre problématique tout en limitant les coûts pour sa réalisation en plusieurs exemplaires.



Figure 5.4.1. Éprouvette d'essai pour assemblage à double recouvrement.

L'éprouvette définie est représentative d'un cas de conception standard d'assemblage boulonné en métaux durs. Pour ces essais, nous avons considéré des alésages « code 4 », qui permettent de réduire les dimensions des éprouvettes ainsi que les capacités des machines à employer. La largeur des éprouvettes est dorénavant égale à quatre fois le diamètre final de trou de passage des fixations. Par ailleurs, le ratio d'épaisseur que nous avons choisi est faible, mais reste représentatif d'un cas de conception de structure aéronautique. Ce ratio est défini comme l'épaisseur totale de l'empilage divisée par le diamètre nominal de la fixation. Dans notre cas il est de 1,5. Une rangée de deux fixations est utilisée afin de diminuer la contrainte de cisaillement dans les fûts. Sur les premières séries d'essai les plaques présentent des élargissements de section dans la zone de prise de mors et utilisent des congés de raccordement avec la section courante. Cet évasement est utilisé pour éviter tout risque de rupture dans les mors, non désirée et liés à la faible épaisseur des plaques. Cependant, l'élargissement ne s'est pas révélé indispensable du fait de la criticité importante de la zone boulonnée par rapport au reste de l'éprouvette. Dans un second temps, nous avons utilisé des éprouvettes « droites », plus économiques en termes de fabrication et de matériau consommé.

Dans le but d'étudier le comportement des alésages expansés, nous avons traité les deux alésages de l'éprouvette avec un taux initial de 6%. Ce dernier a été choisi en accord avec les conclusions des essais précédents (faisabilité et fatigue). Dans les empilages de tôles de structures aéronautiques, il est pratique voire obligatoire d'effectuer l'expansion au travers des différents alésages superposés en même temps (Figure 2.3.6). Par ailleurs, l'empilage est généralement rigidifié par la présence de fixations autour de la zone à traiter et qui peut être

très importante dans les assemblages en métaux durs. Cet aspect a été étudié numériquement au chapitre 3 et nous avons pu voir l'impact significatif de la rigidification axiale de l'empilage sur la réponse des alésages lors de l'expansion. Particulièrement, nous avons identifié que les champs de contraintes ainsi que les déformations « volcan » sont affectées.

Dans ces essais expérimentaux, nous souhaitons nous rapprocher des conditions de réalisation de l'expansion sur un composant « réel ». Pour cela, nous avons conçu et développé un outillage permettant d'assurer le maintien des plaques empilées. Cet outillage, présenté sur la Figure 5.4.2, est un boîtier composé de deux parties : une embase et un capot en acier qui se positionnent de part et d'autre des plaques. Il est assemblé à l'aide de 4 fixations en acier (M10), vissées dans les trous filetés de l'embase, à un couple maîtrisé de 5N.m. Ces fixations permettent d'appliquer une prétenion représentative de celle existante dans les assemblages en métaux durs. Afin d'éviter les pressions de contact trop élevées sur les plaques, l'assemblage du boîtier est calibré à l'aide de cales. Cela permet d'atteindre précisément l'épaisseur de l'empilage et donc de le loger correctement.



Figure 5.4.2. Expansion d'un empilage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ à l'aide du boîtier de rigidification.

Grâce à cette configuration, nous nous rapprochons du cas de simulation « assemblage rigide » présenté au chapitre 3.5.2, mais cette fois-ci avec trois plaques. La Figure 5.4.2 présente les différentes étapes d'installation de l'éprouvette dans le boîtier. L'éprouvette est d'abord installée dans l'embase, dans la position désirée pour l'expansion. Le capot est ensuite boulonné et permet la mise en position de l'ensemble. La coaxialité des alésages est assurée par un centreur et le serrage du boîtier est effectué à l'aide d'une clé dynamométrique. L'expansion est ensuite réalisée au travers de l'ensemble. Les zones d'expansion sont clairement identifiées sur les bagues après expansion et le boîtier n'est pas expansé. Après retrait du boîtier, nous observons que, visuellement, la rigidification impacte fortement la forme et l'étendue du défaut « volcan » en face d'entrée et de sortie des plaques utilisées (Figure 5.4.3). Dans les assemblages « rigides », la périphérie des alésages est aplatie sur une distance assez importante (0,5 mm) correspondant à la hauteur maximale du défaut sur des trous « code 4 ». Les éprouvettes sont ensuite réalisées dans un centre d'usinage, selon le procédé orbital. Elles sont finalement dégraissées minutieusement à l'isopropanol et réassemblées pour les essais de fatigue.

Les essais de fatigue sont réalisés selon les mêmes paramètres que sur les éprouvettes « trouées libres ». Dans l'étude des assemblages, une seule machine a été utilisée. Le spectre est identique mais la fréquence est réduite à 5Hz afin de limiter les effets thermiques et la corrosion associée aux interfaces. Pour cette fréquence, nous avons effectué des mesures de température à l'aide de thermocouple positionnés sur la tranche des éprouvettes pendant l'essai, juste en face des fixations. Les thermocouples sont collés à l'aide d'une pate thermique. Dans les cas les plus critiques de chargement, l'augmentation de température par rapport à l'ambiante lue est de +25/+30°C en régime stationnaire. Cette augmentation est faible mais n'indique pas les températures localement atteintes à l'interface proche du trou, qui peuvent être supérieures. En conséquence, la fréquence initiale a été conservée tout au long des essais.

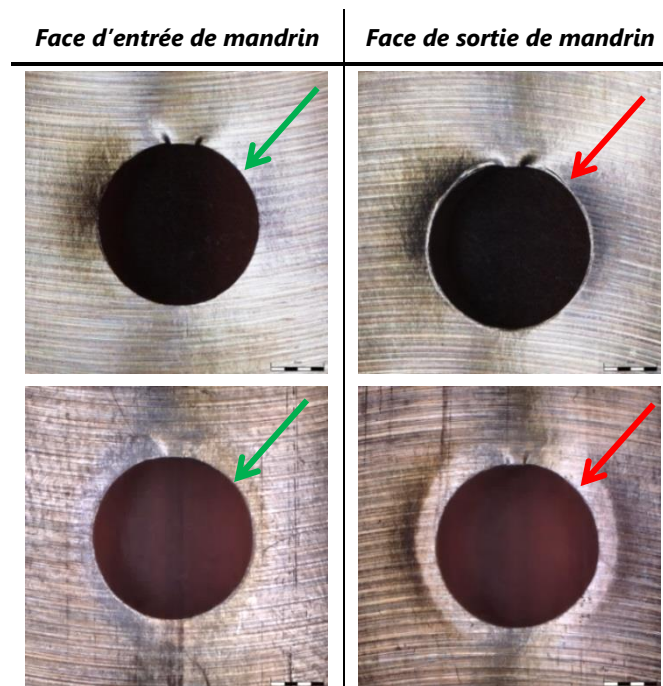


Figure 5.4.3. Photographie des faces externes des plaques centrales des éprouvettes d'assemblage après expansion à froid (haut) et après expansion et utilisation du montage de rigidification (bas).

5.4.3 Performance en fatigue des assemblages à double recouvrement

5.4.3.1 Essai de matage « pur » en traction

L'essai d'assemblage en matage « pur » a pour objectif de négliger les effets de prétension des plaques, induites par les fixations. Cette configuration permet d'observer si, dans un premier temps, l'expansion à froid permettait de « protéger le trou » lors d'une sollicitation majoritairement en matage. Pour cela, l'éprouvette à double recouvrement testée est assemblée à l'aide de fixations non prétensionnées. Afin d'y parvenir, nous avons utilisé des rivets aéronautiques (non sertis), seulement insérés dans l'alésage. Ces fixations sont toutefois sécurisées afin d'assurer le maintien en contact des plaques lors de l'essai de fatigue (bague emmanchée sur la première gorge des rivets). Les plaques des éprouvettes sont réalisées en alliage de titane Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ et les fixations sont en acier à haute résistance (EZ6NCT25) disposant d'une couche de passivation. Une série d'éprouvette est utilisée comme référence et une autre permet de tester l'impact du procédé d'expansion à froid. Les points expérimentaux obtenus sont présentés sur le graphique de la Figure 5.4.4. Pour des motifs de confidentialité des résultats, les contraintes maximales appliquées lors des cycles (axe des ordonnées) sont normalisées vis-à-vis de l'IQF calculé par régression non linéaire. Nous pouvons apprécier l'impact bénéfique de l'expansion à froid sur ces éprouvettes à double recouvrement. L'IQF est amélioré de près de 17,5% entre les éprouvettes de référence et celles ayant été expansées. Par ailleurs, nous notons une faible dispersion des résultats vis-à-vis du modèle idéal de durée de vie.

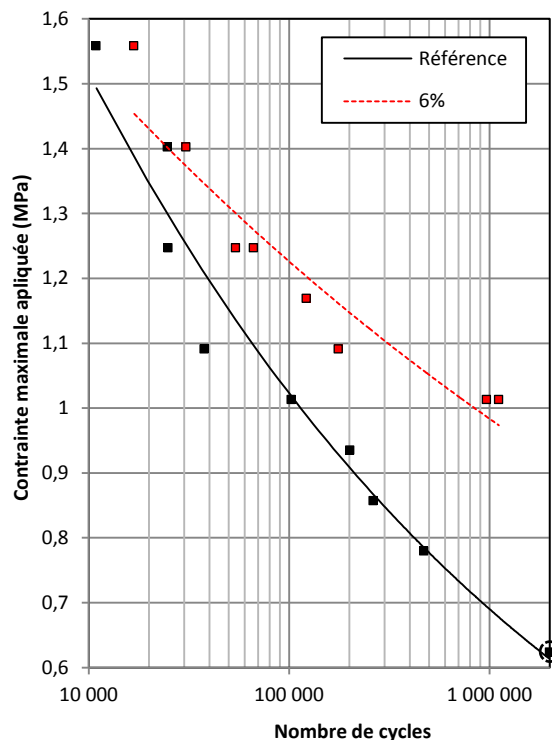


Figure 5.4.4. Courbes de Wöhler des éprouvettes à double recouvrement « matage » en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$.

La rupture des éprouvettes s'effectue pour chaque cas dans la section nette des plaques centrales. La contrainte transitoire est en effet maximale dans cette dernière et plus particulièrement dans la première rangée de fixations (Figure 5.4.5). La propagation s'initie en

bord de trou et propage dans le plan de la section nette. Les faciès de rupture sont relativement proches de ceux observés sur les éprouvettes « trouées libres ».

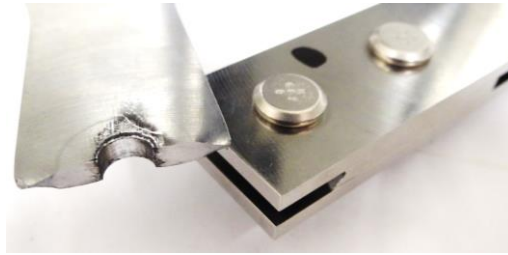


Figure 5.4.5. Mode de rupture des éprouvettes d'assemblage à double recouvrement.

Par ailleurs, une zone de frottement est observée en bord de trou. Les éprouvettes de référence présentent une usure prononcée dans la zone, dont la nature et l'importance sont très variables. Pour des niveaux de charges faibles, cette usure s'apparente à une érosion locale des surfaces qui conduit à leur noircissement (Figure 5.4.6, gauche). Dans des cas plus critiques, nous retrouvons les zones noircies, accompagnées de débris de frottement (Figure 5.4.6, droite). Des rayures profondes longitudinales sont provoquées par l'arrachement des plaques lors de la ruine généralisée de l'éprouvette.



Figure 5.4.6. Usure aux interfaces des éprouvettes de référence en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$: sollicitations inférieures (gauche) et supérieures (droite) au seuil de rupture en fatigue.

La forme de la zone de frottement est dépendante de la géométrie locale des plaques et de la nature du glissement de contact entre les plaques. Ces zones sont fortement influencées par le procédé d'expansion. Malgré l'utilisation d'un outillage permettant la rigidification axiale des plaques lors de l'expansion, une déformation « volcan » persiste à l'intertôle. Cette déformation est responsable d'un contact modifié entre les plaques de l'éprouvette qui concentre les usures (Figure 5.4.7).



Figure 5.4.7. Zone d'usure au bord de trou sur éprouvette référence (gauche) et expansée (droite).

5.4.3.2 Essais avec prétention et composant d'interposition

Dans le paragraphe précédent, nous avons justifié l'intérêt de l'utilisation de l'expansion à froid dans des cas de sollicitation en matage. L'observation concerne toutefois une configuration où les effets de prétention des fixations sont masqués. Par ailleurs, nous savons que des cônes de contraintes de compression sont générés lors du serrage de ces dernières [VDI1]. Ces cônes peuvent s'ajouter aux champs d'expansion à froid et sont susceptibles de masquer ses effets bénéfiques. Les prochains essais visent à tester ce paramètre. Pour cela, nous avons considéré des éprouvettes à double recouvrement, identiques aux précédentes et expansées selon le même procédé. Cette fois-ci, après réalésage, nous avons utilisé des couples de fixations aéronautiques type EN6115/ASNA2531 en acier cadmié. Ces essais, sont réalisés sur les deux alliages de titane testés dans ce chapitre, à savoir le Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ et le Ti-6Al-4V β (Figure 5.4.8).

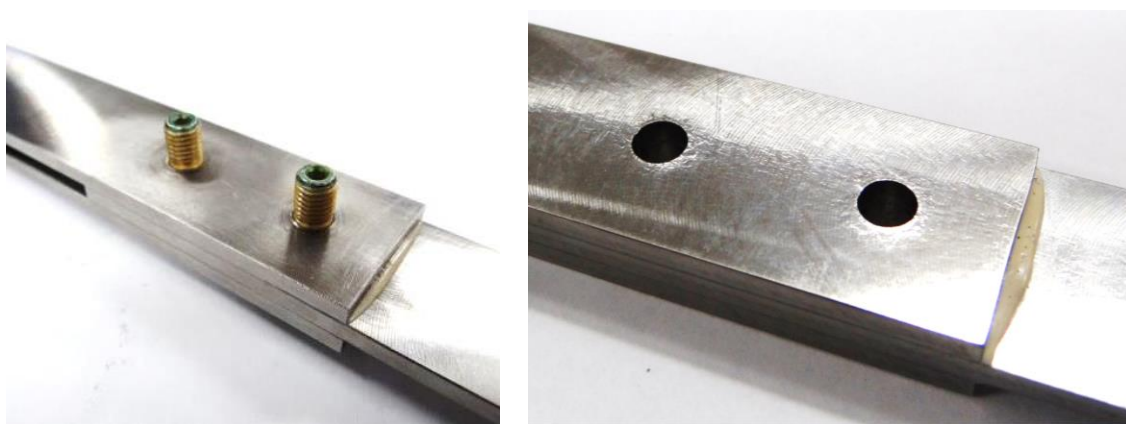


Figure 5.4.8. Éprouvettes à double recouvrement en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (gauche) et β (droite).

De nombreux travaux de la littérature traitent de l'importance de l'effet de la prétension des fixations sur la tenue en fatigue des assemblages mécaniques boulonnés [BEN2]. Afin de maîtriser ce paramètre, nous avons souhaité limiter la dispersion obtenue lors de l'installation des fixations sur les éprouvettes. Pour cela, nous avons cherché à diminuer les variabilités sur notre processus de serrage. Premièrement, les composants utilisés sont issus du même lot de fabrication afin de garantir de propriétés équivalentes des matériaux des fixations ainsi que de leurs revêtements. De plus, le serrage des fixations est effectué à l'aide d'une visseuse industrielle semi-automatique qui permet d'atteindre une bonne précision sur la valeur cible du couple à appliquer (Figure 5.4.9). La répétabilité de la prétension installée dans la fixation à l'aide de ce moyen de serrage a été vérifiée en amont de l'assemblage des éprouvettes. Pour cela, nous avons réalisé une série de quinze serrages du couple vis/écrou sur un banc instrumenté pour déterminer le couple et la prétension installée. Après traitement des résultats obtenu, la largeur de l'intervalle de dispersion sur la valeur de la prétension atteint 10%. Elle apparaît suffisamment faible pour notre étude. La valeur exacte de prétension appliquée, supérieure à 10kN, n'est volontairement pas indiquée.

Dans le paragraphe précédent, nous avons identifié des effets parasites de frottement à l'intertôle, qui interviennent lors de la fatigue des éprouvettes. Pour s'affranchir de cet aspect tout en protégeant les surfaces de contact, les prochains essais ont été réalisés avec une fine épaisseur de mastic d'interposition dans les zones de contact. Si l'on veut garantir la présence de mastic en bord de trou tout en évitant la présence d'amas, il est nécessaire d'utiliser une

procédure d'assemblage des éprouvettes plus complexe. Les éprouvettes sont pré-percées à un diamètre de 3,2 mm et le mastic d'interposition frais est déposé. Les éprouvettes sont ensuite assemblées à l'aide de fixations temporaires qui autorisent le fluage du mastic. Une période d'une semaine de polymérisation à température ambiante a été respectée. Les éprouvettes assemblées sont alors reperçées, expansées dans le montage rigide et réalisées. A nouveau, nous avons utilisé le procédé orbital sur ces éprouvettes.

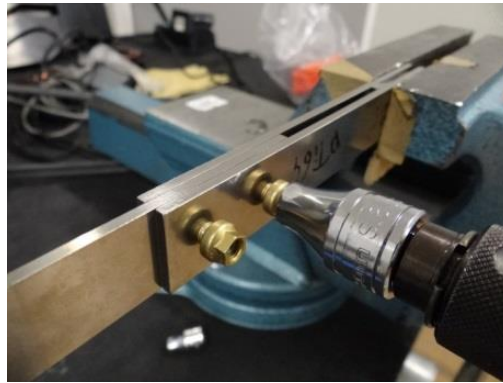


Figure 5.4.9. Installation des fixations En6115/ASNA2531 sur les éprouvettes à double recouvrement.

Pour chaque configuration, une série d'éprouvettes est utilisée comme référence et une autre permet de tester l'impact du procédé d'expansion à froid. Les points expérimentaux obtenus sont présentés sur le graphique de la Figure 5.4.10. Comme précédemment et par soucis de confidentialité, les contraintes maximales appliquées lors des cycles (axe des ordonnées) sont normalisées vis-à-vis de l'IQF calculé par régression. Nous remarquons que, globalement, l'expansion à froid a un impact bénéfique sur la tenue en fatigue des assemblages boulonnés en métaux durs. Sur l'alliage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, il est très important. Les modèles interpolations non linéaires indiquent des gains sur l'IQF qui sont supérieurs à 30%. Les gains sont moindres mais toujours visibles sur l'alliage Ti-6Al-4V β .

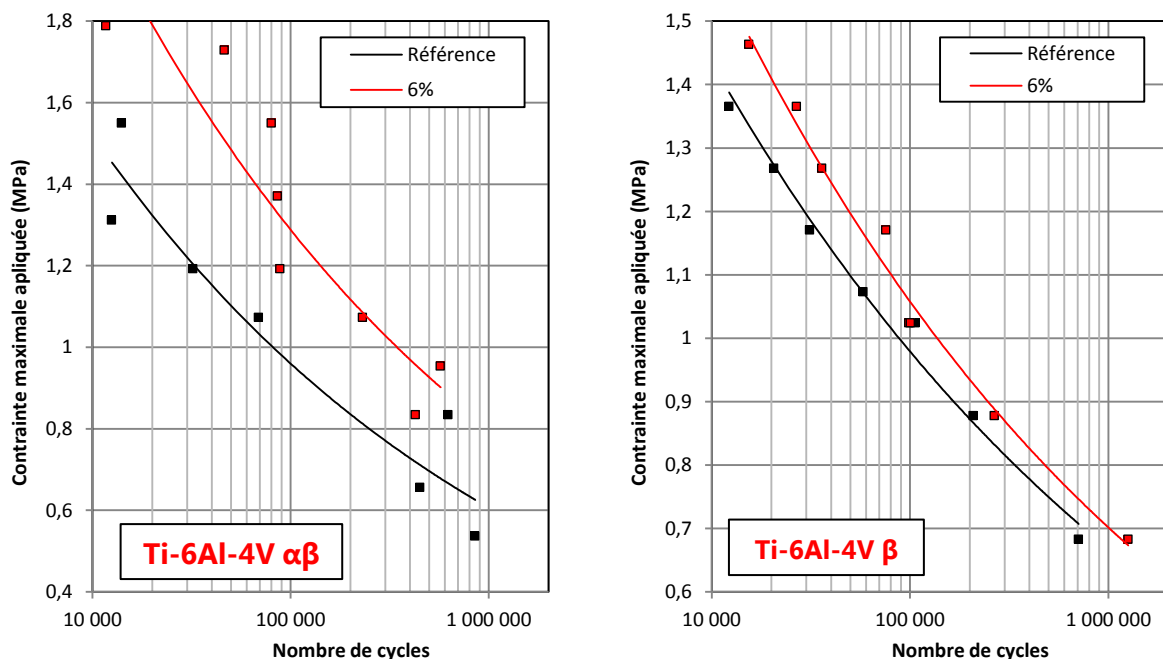


Figure 5.4.10. Courbes de Wöhler des éprouvettes à double recouvrement boulonnées.

5.5 CONCLUSION

Ce chapitre présente l'étude en fatigue conduite pour ces travaux de thèse. Les essais ont eu pour objectif d'étudier le comportement en fatigue des alésages en métaux durs, ayant subi ou non l'expansion à froid. Plus particulièrement, nous avons souhaité prouver l'intérêt de l'application du procédé « de la bague fendue » au sein des alliages couramment employés dans les structures aéronautiques, tels que les titanes Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ et β ainsi que l'acier 15-5PH. Les éprouvettes réalisées utilisent des paramètres de fabrications industriels. Tout d'abord, nous nous sommes attachés à considérer des essais « troués libres » avec des diamètres standards de la construction aéronautique : le « code 4 » et le « code 6 ». Ces essais élémentaires apportent des informations dans des cas d'une sollicitation « contournante » de l'alésage. Voici ci-dessous les principales conclusions pouvant être déduites des résultats obtenus.

- Sur les alésages de référence « troués libres » non expansés, nous n'avons pas identifié de différence significative des tenues en fatigue selon que le trou soit réalésé selon le procédé orbital ou axial. Ce résultat est valable sur toutes les configurations de diamètre ou de matériau testé. Par ailleurs, Sur les éprouvettes de référence en alliage de titane, nous avons constaté un effet d'échelle significatif entre les alésages « code 4 » et « code 6 ». Les performances des « code 6 » sont plus faibles et le phénomène est amplifié sur l'alliage β .
- L'outillage d'expansion conçu pour l'étude permet d'atteindre des taux d'expansion très élevés (8%). Il s'est révélé parfaitement fonctionnel sur toutes les configurations testées.
- L'utilisation de l'expansion à froid a permis de constater de fortes augmentations de la durée de vie des alésages. Les bénéfices sont dépendants du taux testé et du procédé de réalésage employé.
- Les bénéfices (IQF) obtenus sur les alliages de titane sont compris entre 6% et 37%. Sur alliages de titane, les bénéfices apportés par l'expansion à froid sont supérieurs pour les alésages « code 6 » que pour les alésages « code 4 ». Sur l'alliage $\alpha\beta$, ils augmentent lorsque le taux d'expansion augmente. Sur l'alliage β , nous avons identifié un optimum compris entre 4% et 5% d'expansion sur les « code 6 ». Cette différence étant attribuée à l'endommagement de la microstructure pour des taux supérieurs, observé lors de la caractérisation des alésages. Les bénéfices sont fortement dépendants du procédé de réalésage utilisé et ils sont bien supérieurs lors de l'emploi d'un réalésage orbital par rapport à un réalésage axial. Sur l'acier inoxydable testé, les bénéfices (IQF) apportés par l'expansion sont compris entre +9,4% et +18,7%. L'optimum de taux se situe à 6% et la dépendance au procédé de réalésage est très limitée.
- Nous avons remarqué que l'augmentation du taux d'expansion procurait des bénéfices supplémentaires dans le domaine des durées de vie inférieures à 2.10^5 cycles. Ce dernier correspond au domaine de dimensionnement des structures aéronautiques. L'utilisation de taux élevés permet aussi d'augmenter la limite d'endurance dans de nombreux cas.

- Après application de l'expansion, nous avons observé une réduction de la dispersion des résultats de fatigue. L'hypothèse que nous proposons est que le procédé d'expansion est susceptible de masquer les différences possibles de conditions de surface induites par les usinages.
- Dans les alliages de titane, nous avons identifié deux modes de rupture : en section nette et en section décalée. Le mode de rupture en section décalée intervient lors de l'apport de bénéfices importants par l'expansion à froid. L'amorce s'effectue alors en bord libre ou en pleine section selon un scénario de type « fish-eye ».

Les résultats ayant montré des forts bénéfices avec l'utilisation du procédé d'expansion sur les cas « trous libres », nous avons par la suite considéré des cas de sollicitation plus complexes, où des efforts transitent par les surfaces des alésages. Pour cela, une campagne d'essais supplémentaires permet d'ouvrir sur la thématique de l'étude des éprouvettes d'assemblage mécaniques. Voici ci-dessous les principales conclusions de ces essais.

- L'expansion à froid a permis d'apporter des bénéfices en fatigue importants sur des éprouvettes d'assemblage « code 4 » à double recouvrement en alliage de Ti-6AL-4V $\alpha\beta$. Dans une configuration en « matage » quasi pur, les gains sur l'IQF sont de 17,5% et la limite en fatigue est fortement augmentée.
- Nous avons testé l'efficacité du procédé d'expansion dans un environnement qui inclue la prétension de fixations, sur des éprouvettes de géométrie analogue aux précédentes. En utilisant des méthodes d'assemblage aéronautique et en considérant du mastic à l'intertôle nous avons obtenu des gains en fatigue. Suivant le matériau des plaques (Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ ou β), les bénéfices sont très variables.

CHAPITRE 6

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

Ce chapitre résume l'approche utilisée et synthétise les résultats obtenus au cours de ces travaux de thèse. Nous proposons une orientation afin de compléter notre contribution et détaillons les perspectives sur cette thématique.

Plan du chapitre

6.1 Conclusion générale des travaux	204
6.2 Perspectives pour l'étude	206

6.1 CONCLUSION GENERALE DES TRAVAUX

Ces travaux de thèse contribuent au développement de procédés pour les composants mécaniques contenant des métaux durs. Nous avons étudié une technologie, l'expansion à froid, qui vise à améliorer la performance en fatigue des zones d'alésages. Un premier chapitre de ce rapport traite du besoin actuel pour le développement de tels procédés dans le domaine aéronautique. Comme nous avons pu le constater, les enjeux liés à l'utilisation des métaux durs sont croissants dans la fabrication des avions de ligne. Les techniques qui peuvent apporter de la flexibilité dans le design et la réparation des composants apparaissent alors très attrayantes. Le procédé d'expansion à froid, dont l'efficacité a été prouvée à de nombreuses reprises sur les alliages d'aluminium et dont les qualités sont nombreuses, a attiré notre attention.

Une seconde partie de ce rapport présente les recherches bibliographiques effectuées autour de la thématique de l'expansion des alésages métalliques. Nous avons apprécié la diversité des domaines d'étude et aussi rencontré quelques exploitations de cette technologie au sein des métaux durs. Ces recherches ont surtout permis de sélectionner une approche pour cette étude et d'investiguer sur les moyens d'analyse, associés au procédé choisi. Nous avons ainsi défini des outils adaptés à l'étude de l'expansion dans les métaux durs. Particulièrement, nous avons pu justifier l'intérêt de l'utilisation de modèles numériques axisymétriques polyvalents afin de caractériser et prédire l'impact théorique de l'expansion en termes de champs résiduels générés. Par ailleurs, nous avons noté les avantages de la caractérisation expérimentale dimensionnelle et de la mesure des contraintes résiduelles en bord de trou, notamment via l'utilisation de la technique du trou incrémental.

Le troisième chapitre contribue à la caractérisation des alésages expansés à l'aide de méthodes numériques. Le modèle développé simule le procédé de la bague fendue. Il nous a permis de traiter de nombreux cas d'études et divers matériaux. Des scénarios communs d'établissement des contraintes résiduelles ont été rencontrés, de même que certains paramètres « clés » du procédé, qui régissent les intensités et les distributions des contraintes. Nous nous sommes particulièrement attachés à analyser les hétérogénéités des différentes composantes de contraintes, ainsi que les différents champs de déformation dans les sections expansées. La simulation du procédé de réalésage a permis de montrer son effet positif sur la distribution des champs de contraintes résiduelles. Par ailleurs, nous avons apprécié l'impact de l'environnement d'expansion et plus précisément la conséquence de l'expansion réalisée au sein d'un empilage. L'apport du point de vue de la compréhension théorique du procédé permet de compléter les travaux rencontrés dans la littérature.

Le quatrième chapitre traite de l'analyse de la faisabilité du procédé de la bague fendue au sein des métaux durs et sur la caractérisation des alésages expansés. Quatre métaux aéronautiques ont été sélectionnés. L'approche utilisée pour définir la campagne d'essais s'appuie sur les travaux numériques. Sa mise en place est expliquée et les nombreux résultats obtenus sont présentés. De même, les outils d'expansion développés pour l'étude ainsi que les méthodes de fabrication sélectionnées sont discutées. Dans cette campagne, nous nous sommes appliqués à étendre et dépasser les frontières communément admises avec les procédés usuels. En effet, les alliages testés disposent de caractéristiques mécaniques très importantes et les taux d'expansion employés sont bien au-delà des standards industriels.

Toutefois, à une exception près, les essais ont révélé la haute tolérance des métaux durs aux niveaux d'écrouissage considérables imposés. Cette tolérance est révélée par l'analyse dimensionnelle des alésages, la définition des lois d'expansion et aussi par l'observation des microstructures après traitement. Une caractérisation plus avancée des alésages a été effectuée. Pour cela, nous avons proposé deux méthodes qui permettent d'évaluer l'intensité ou l'étendue des champs de contraintes résiduelles. Une première méthode a pour objectif d'évaluer le niveau de compression via l'étude de la variation de la dureté de surface du matériau. Une seconde utilise la technique du trou incrémental pour mesurer la variation de contraintes résiduelles circonférentielles en bord de trou. Ces deux méthodes ont fourni des résultats très prometteurs, indiquant des niveaux de compression considérables après expansion. La technique du trou incrémental a particulièrement permis d'isoler le rôle considérable du procédé de réalésage sur l'intensité des contraintes d'expansion. Une sous-section du chapitre traite de l'analyse de l'impact de ce dernier usinage à l'aide de la thermographie. En considérant deux procédés industriels, nous avons observé des flux de chaleur très différents dans les pièces usinées. Ceux-ci peuvent expliquer des couplages et des relaxations des champs de contraintes induits par l'expansion. Finalement, divers résultats ont été comparés avec les simulations numériques par éléments finis pour juger de leurs représentativités. La corrélation entre les champs de déformations résiduelles théoriques et expérimentaux s'est révélée particulièrement bonne pour de nombreux cas. Les mesures de contraintes résiduelles valident généralement les prédictions numériques. Les travaux présentés dans ce chapitre contribuent activement à la connaissance des trous expansés. Les méthodologies de mesure de contraintes proposées sont prometteuses pour de nouvelles applications.

Le cinquième chapitre présente les résultats obtenus lors des campagnes d'essais de fatigue réalisées sur des alésages en métaux durs. De nombreux essais ont été effectués en configuration « troué libre », sur trois métaux durs. Les résultats apportent une validation des résultats et des hypothèses proposées dans les chapitres précédents. Tout d'abord, nous avons pu voir que les bénéfices apportés par l'expansion à froid sont globalement importants. Les indices de qualité en fatigue peuvent aisément croître de 20% et ces bénéfices peuvent atteindre plus de 30%. Les durées de vies peuvent aussi être améliorées. De plus, nous avons identifié des modes de rupture très particuliers, où l'initiation ne s'effectue plus en bord de trou. A l'aide de ces essais, nous avons aussi confirmé l'impact prononcé du procédé de réalésage sur les alliages de titane. Vis-à-vis des résultats obtenus dans ces travaux, nous pouvons affirmer que la méthode de réalésage est indissociable du procédé d'expansion, appliqué aux métaux durs. Alors que les prédictions numériques et expérimentales montrent qu'il permet d'homogénéiser les contraintes dans les sections expansées, il existe un couplage important entre les effets de coupe et les champs d'expansion. Les travaux du chapitre 4 proposent d'expliquer ce couplage par des différences flagrantes de flux thermiques générés par deux procédés d'usinage usuels. D'autre part, nous avons validé l'effet bénéfique des hauts taux d'expansion. Selon les résultats numériques, cet effet est lié à l'agrandissement des champs circonférentiels compressifs. La protection de l'alésage peut provenir d'une meilleure déviation des champs de sollicitations cycliques contournantes mais aussi hypothétiquement d'un « effet retard » accentué pour la propagation des fissures en bord de trou. Une dernière campagne réalisée sur des éprouvettes d'assemblages mécaniques a permis de valider le fonctionnement et l'efficacité du procédé sous sollicitations dominées par le matage. De plus, des bénéfices ont

été conservés malgré l'application supplémentaire de prétension dans l'assemblage, installée par des fixations filetées. Les résultats ont finalement montré que l'expansion des empilages rigides a bien eu un impact sur les champs de déformations de type « volcan » en bord de trou, tel que le prédisent les simulations numériques.

6.2 PERSPECTIVES POUR L'ETUDE

Cette étude a permis de soulever diverses problématiques scientifiques. Les potentiels de développement sont importants, tant pour la communauté scientifique que pour les industriels. De nombreuses optimisations peuvent être apportées aux méthodes de mesures et aux modèles utilisés dans cette étude. Du point de vue numérique, ces optimisations concernent la mise en œuvre de modèles à trois dimensions, capables de simuler les zones de forts cisaillements, ou encore l'amélioration des lois matériaux sous sollicitation biaxiales à forte plasticité. Du point de vue expérimental, des travaux sont à mener pour quantifier la stabilité de contraintes résiduelles en température et mieux appréhender leur dépendance au procédé de réalésage utilisé. Par ailleurs, la méthode de mesure de contraintes via le trou incrémental pourrait être améliorée par la définition de nouveaux coefficients d'influences représentatifs de la condition de tangence à l'alésage. Cependant, la priorité pour les travaux à venir concerne l'analyse du comportement des alésages expansés dans les joints d'assemblage boulonnés à fort transfert de charge.

Afin d'atteindre les performances en fatigue les plus élevées des assemblages en métaux durs, il apparaît essentiel de tirer parti de la transmission d'effort par friction qui opère dans les sections boulonnés. Les travaux bibliographiques rencontrés soulignent son rôle primordial dans l'augmentation de la performance en fatigue des assemblages en aluminium [GUI1] [FAR1]. Les joints à forte adhérence sont le siège de chargements mixtes qui incluent des efforts de friction, de matage dans l'alésage mais aussi des efforts qui transitent dans les composants. Les zones critiques en fatigue sont plus difficilement prévisibles dans le joint. Dans la littérature, cet aspect est très peu étudié au sein des métaux durs. La considération de l'expansion des alésages apporte, ainsi, un degré supplémentaire de complexité. Comme nous avons pu le constater, ce procédé est responsable de l'apport de champs compressifs bénéfiques, mais aussi de déformations susceptibles d'altérer les contacts de l'empilage. Les phénomènes tribologiques deviennent alors prépondérants. Dans le cas d'un contact « sec » entre les plaques jointées, la distribution des pressions et des efforts de serrage sont régis par de nombreux facteurs tels que : l'aire des zones de contacts, les paramètres géométriques du joint et l'installation des fixations [BIC1]. Des essais préliminaires ont été réalisés sur des éprouvettes à double recouvrement et avec une forte adhérence aux interfaces (contact métal « nu »). Ils démontrent un réel intérêt à l'utilisation du procédé d'expansion. Afin de simplifier l'étude, les déformations « volcans » ont toutefois été retirées par usinage avant assemblage final des éprouvettes (Figure 6.1). Les futurs essais concernent des configurations à double recouvrement, en réalisant l'expansion au travers des empilages, mais aussi en renforçant seulement les zones critiques et en autorisant le dégroupage des assemblages. La configuration « simple recouvrement », qui génère de la flexion secondaire, doit aussi être étudiée. La perspective de ces essais est de définir les bénéfices pouvant être potentiellement obtenus sur les structures, en fonction de leurs paramètres géométriques, des matériaux et des moyens de fabrication utilisés.

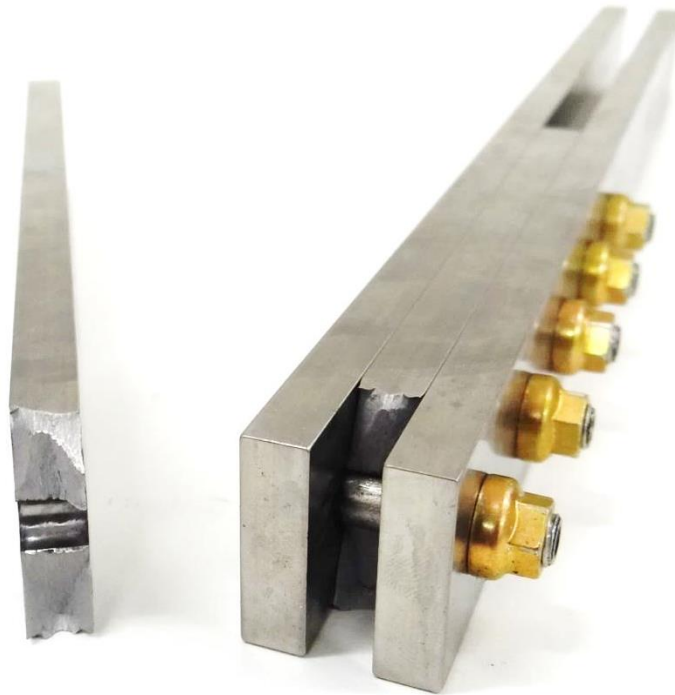


Figure 6.1.1 Essais préliminaires sur éprouvettes d'assemblages en Titane.

Dans un second temps, afin d'atteindre des performances encore plus élevées, le couplage de la technologie d'expansion avec l'installation des fixations en interférence avec l'alésage est envisageable. La simulation numérique doit permettre d'apporter de la compréhension sur la physique du couplage entre ces différents procédés et les conséquences sur l'état global de l'assemblage. Les modèles axisymétriques peuvent être des outils efficaces afin d'étudier à la fois : les champs de contraintes installées, les interfaces de l'assemblage et l'impact de l'installation des fixations. Les résultats obtenus peuvent être intégrés dans des modèles de prédiction de durées de vies des assemblages, avec un critère de fatigue multiaxiale et qui tient compte de la fatigue liée au contact. Cette stratégie a déjà été employée par Benhaddou et al [BEN3] et s'est révélée efficace afin de comprendre l'équilibre entre les modes de transfert d'efforts au sein d'un assemblage.

Une autre voie de travail concerne l'évaluation de l'influence de l'expansion sur la vitesse de propagation en bord de trou. Cette thématique est aujourd'hui au centre de nombreuses études afin de quantifier les bénéfices sur les alésages en aluminium. Pour des applications sur métaux durs, particulièrement pour les alliages de titane, l'exploitation d'une technique pouvant améliorer la tolérance aux dommages des structures est très attrayante. A l'image des méthodologies actuellement en développement pour les alliages d'aluminium, la détermination des facteurs d'amélioration utilise des simulations numériques et des mesures expérimentales dans les zones de propagation des fissures [ELB1] [ARM1]. Les champs de contraintes résiduelles prédits par les simulations par éléments finis de l'expansion à froid peuvent alors être implémentés dans un modèle permettant de corriger le facteur d'intensités des contraintes au fond des fissures.

BIBLIOGRAPHIE

- [AIR1] AIRCELLE. (2016) [Http://www.aircelle.com/fr/nacelles/nacelles-pour-laviation-commerciale-long-courrier/nacelles-de-lairbus-a330neo](http://www.aircelle.com/fr/nacelles/nacelles-pour-laviation-commerciale-long-courrier/nacelles-de-lairbus-a330neo). *D'après Airbus SAS*.
- [AIR2] AIRBUS SAS. (2006). Airbus launches new titanium supply strategy. *Airbus Press Center*.
- [AIR3] AIRBUS SAS. <http://www.airbus.com/company/aircraft-manufacture/how-is-an-aircraft-built/production/>. (2016).
- [ARM1] Armen H., Levy A., Eidinoff, H. (1984). Elastic-plastic behavior of coldworked holes. *Journal of aircraft*, 21I, 193-201.
- [ASM1] ASM International. (2004). *Metallography and microstructures vol 9*. Handbook Committee.
- [BAC1] Backman D., Patterson, E. (2008). Measuring residual strains in aluminum and fiber metal laminate materials during cold expansion and riveting. *Society for Experimental Mechanics-11th International Congress and Exhibition on Experimental and Applied Mechanics*, 217-223.
- [BAG1] Bagnoli F., Dolce F., Colavita M.B. (2008). Fatigue fracture of a main landing gear swinging lever in a civil aircraft. *Engineering Failure Analysis*, 15, 755-765.
- [BAR1] Barlat F., Karabin M., Schultz R.W. (2007). A Modified Split Sleeve For The Cold Expansion Process And Application To 7085 Plate. *AIP Conf. Proc. Zaragoza, Spain*.
- [BAR2] Barralis J., Castex L., Maeder G. (1999). *Précontraintes et traitements superficiels*. Techniques de l'ingénieur.
- [BAS1] Basavaraj V., Shanmukh N. (2014). Microstructure analysis of steel 85 & Al-7050 for cold expanded holes. *IJRET: International Journal of Research in Engineering and Technology*, 3, 961-965.
- [BEA1] Beaver P., Mann J., Sparrow J. (1986). Grid technique for the measurements of strains close to cold-expanded. *EIS '86. Bournemouth, UK, Proceedings of Measurement and Fatigue*, 491-505.
- [BEN1] Benhaddou T., Daidié A., Stephan P., Chirol C., Tuery J.-B. (2015). Optimization of fatigue behavior of metallic shear joints. *Proceedings of 12th International Conference on the Mechanical Behavior of Materials - ICM12*. Karlsruhe, Germany.
- [BEN2] Benhaddou T., Chirol C., Daidie A., Guillot J., Stephan P., Tuery J.-B. (2014). Pre-tensioning effect on fatigue life of bolted shear joints. *Aerospace Science and Technology*, 36, 36-43.
- [BEN3] Benhaddou T. (2015). Influence de la précharge sur la tenue statique et fatigue des assemblages boulonnés. *Thèse de doctorat de l'Université de Toulouse (INSA)*.
- [BER1] Bernard M., Bui-Quoc T., Burlat M. (1995). Re-cold working on fatigue life enhancement of a fastener hole. *Fatigue and fracture engineering materials and structures*, 7, 765-775.
- [BHA1] Bhaumik S., Sujata M., Venkataswamy M. (2008). Fatigue failure of aircraft components. *Engineering Failure Analysis*, 15, 675-694.
- [BIC1] Bickford J.H. (1997). An introduction to the design and behavior of bolted joints, 3rd edition, Marcel Dekker.
- [BOA1] Board National Transportation Safety (December 21, 1979). *Report on the 1979 Chicago Crash. WASHINGTON, D.C. 20594: Report NTSB-AAR-79-17*.
- [BON1] Boni L., Lanciotti A. (2010). Fatigue behaviour of double lap riveted joints assembled with and without interfacial sealant. *Fatigue & fracture of engineering materials and structures*, 31, 60-71.
- [BON2] Boni L., Lanciotti A., Polese C. (2014). Some contraindications of hole expansion in riveted joints. *Engineering Failure Analysis*, 46, 140-156.
- [BOY1] Boyer R. (1996). An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Materials Science and engineering*, A213, 103-114.
- [BUR1] Burlat M., Julien D., Lévesque M., Bui-Quoc T., Bernard, M. (2008). Effect of local cold working on the fatigue life of 7475-T7351 aluminium alloy hole specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 2042-2061.
- [CAL1] Callinan R. Wang C., Sanderson S. (1998). Analysis of Fatigue Crack Growth from Cold-expanded/interference Fitted Stop Drilled Holes (*DSTO-TR-0704*). Melbourne, Australia: DSTO Aeronautical and Maritime Research Laboratory.
- [CAN1] Canivenc R. (2009). Assemblages de bagues par expansion. Définition de modèles et d'outils d'assistance utiles aux phases de prédimensionnement. *Thèse de doctorat de l'Université de Toulouse (INSA)*.
- [CAN2] Cannon D., Sinclair J., Sharpe, K.A. (1986). Improving the fatigue performance of bolt holes in railway rails by cold expansion. *International Conference and Exposition on Fatigue, Corrosion Cracking, Fracture Mechanics and Failure Analysis*. Salt Lake City, Utah.
- [CHA1] Chakherlou T., Vogwell, J. (2003). The effect of cold expansion on improving the fatigue life of fastener holes. *Engineering Failure Analysis*, 10, 13-24.
- [CHA2] Charkherlou T. N., Vogwell, J. (2004). A novel method of cold expansion which creates near-uniform compressive tangential residual stress around a fastener hole. *Fatigue fracture engineering material and structures*, 27, 343-351.
- [CHE1] Chen X., Yang L., Chirac C., Du C., Zhou D. (2011). Measurement of Strain Distribution for Hole Expansion with Digital Image Correlation (DIC) System. *SAE International*.
- [CLO1] Cloud G.L. (1980). Measurement of Strain Fields near Coldworked Holes. *Experimental Mechanics*, 20, 9-16.
- [COL1] Collings E. (1986). *Applied superconductivity, metallurgy, and physics of titanium alloys*. New York: Plenum press.
- [STR1] StressWave Company. *SW TR TI-01 (Ti-6Al-4V) & ST-01 (4340 steel)*.
- [DEM1] De matos P., Moreira P., Camanho P., De Casro P. (2005). Numerical simulation of cold working of rivet holes. *Finite elements in analysis and design*, 41, 989-1007.

- [DOY1] Doyle J.F., Phillips J.W. (1989). *Manual on Experimental Stress Analysis*. Society for Experimental Mechanics Fifth Edition.
- [EAS1] Easterbrook E., Landy M. (2009). Evaluation of the stresswave cold working (swcw) process on high-strength aluminum alloys for aerospace. *Air force research laboratory AFRL-RX-WP-TR-2009-4027*.
- [EDF1] EDF feedback on french feedwater plants repairs by shot peening and thermal stresses relaxation follow-up. (1994). *Welding and repair technology for fossil power plants EPRI*. Palo Alto.
- [ELB1] Elber W. (1970). Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics*, 2, 37-45.
- [EZU1] Ezugwu E.O. (2005). Key improvements in the machining of difficult-to-cut aerospace superalloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45, 1353-1367.
- [EZU2] Ezugwu E., Bonney J., Yamane Y. (2003). An overview of the machinability of aeroengine alloys. *Journal of processing technology*, 134, 233-253.
- [FAR1] Farahmand, B. (2001). *Fracture mechanics of metals, composites, welds, and bolted joints*. Norwell, Massachusetts, USA: Kluwer Academic Publishers.
- [FAR1] Farrow I.R., Young, J.B. (1988). Non-Destructive Test Analysis and Life and Residual Strength Prediction of Composite Aircraft Structures. *Composite Structures*, 10, 1-15.
- [FIN1] Findlay S.J., Harrison N.D. (2002). *Why aircraft fail ?* Farnborough, Hampshire GU14 0LX, UK: Elsevier Science Ltd.
- [FOW1] Fowler R. (1981). Fan disk life extension. *Air force materials laboratory report, AFWAL-TR-81-4017*.
- [FU1] Fu Y., Ge E., Su H., Xu J., Li R. (2015). Cold expansion technology of connection holes in aircraft structures: A review and prospect. *Chinese Journal of Aeronautics*, 4, 961-973.
- [GAB1] Gabb T., Telesman J., Kantzos P., Prevéy, P. (2002). Surface enhancement of metallic materials. *Advanced materials and processes*, 69-72.
- [GAO1] Gao X. (2004). Elasto-plastic analysis of an internally pressurized thick-walled cylinder using a strain gradient plasticity theory. *International Journal of Solids and Structures*, 40, 6445-6455.
- [GE1] Ge E., Su H., Cheng Y., Xiao R. (2015). Residual stress fields and fatigue life of cold expansion hole in titanium alloy TC4. *Zhongguo jixie gongcheng/china mechanical engineering*, 26, 971-976.
- [GOP1] Gopalakrishna H., Narasimha Murthy H., Krishna M., Vinod M., Suresh, A. (2010). Cold expansion of holes and resulting fatigue life enhancement and residual stresses in Al 2024 T3 alloy – An experimental study. *Engineering Failure Analysis*, 17, 361-368.
- [GUI1] Guillot J. (2010). Calcul des assemblages vissés - Assemblages de pièces planes de faibles épaisseurs. Partie 1 & Partie 2. *Techniques de l'ingénieur*.
- [HEN1] Hénaff G., Morel F. (2005). *Fatigue des structures : Endurance, critères de dimensionnement, propagation des fissures, rupture*. Matériaux, structures. Ellipses édition.
- [HEY1] Heywood R. (1962). *Designing against fatigue*. Londres (UK): Chapman and Hall.
- [IRI1] Irisarri F.X. (2009). Stratégies de calcul pour l'optimisation multiobjectif des structures composites. *Thèse de doctorat de l'Université de Toulouse*.
- [ISM1] Ismonov S., Daniewicz S., Newman Jr.J., Hill M.U. (2009). Three dimensionnal finite element analysis of a split-sleeve cold expansion process. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 131.
- [JOH1] John Warner J., Clark P.N., Hoepfner D.W. (2014). Cold expansion effects on cracked fastener holes under constant amplitude and spectrum loading in the 2024T351 aluminum alloy. *International journal of fatigue*, 68, 209-216.
- [KAN1] Kang J., Steven Johnson W., Clark D.A. (2002). Three dimensionnal finite element analysis of the cold expansion of fastener holes in two aluminum alloys. *ASME*, 124, 140-145.
- [KAR1] Karabin M., Barlat F., Schultz R. (2007). Numerical and experimental study of the cold expansion process in 7085 plate using a modified split sleeve. *Journal of Materials Processing Technology*, 189, 45-57.
- [KEL1] Kelsey R. (1956). Measuring Non-uniform Residual Stresses by the Hole-drilling Method. *Proc. SESA XIV (No.1)*, 81-194.
- [KEN1] Kennedy James R., Larson Junior D.J. (1993). *Brevet n° US5265456*.
- [KHA1] Khan A.S., Yu S. (2012). Deformation induced anisotropic responses of Ti-6Al-4V alloy Part I: Experiments. *International Journal of Plasticity*, 38, 1-13.
- [KIT1] Kitano H., Okano S., Mochizuki M. (2012). A study for high accuracy measurement of residual stress by deep hole drilling technique. *Journal of Physics: Conference series*, 379.
- [KOC1] Kocan M., Ostertag A., Wagner L. (2006) Shot peening and roller-burnishing to improve fatigue resistance of the (a+b) titanium alloy Ti-6Al-4V. *Shot-peening*.
- [KOH1] Kohout J., Vechet S. (2001). A new function for fatigue curves characterization and its multiple merits. *International Journal of Fatigue*, 23, 175-183.
- [KOU1] Kouta R., Play D. (2008). Durée de vie d'un système mécanique - Étude de l'impact de sollicitations aléatoires. *Techniques de l'ingénieur*.
- [LAI1] Lai M., Siew Y. (1995). Fatigue properties of cold worked holes. *Journal of materials and processes*, 48, 533-540.
- [LAI2] Lai M., Oh J., Nee A. (1993). Fatigue properties of holes with residual stresses. *Engineering Fracture Mechanics*, 45, 551-557.
- [LAL1] Lalanne C. (1999). *Domage par fatigue*. Paris: Hermès Sciences publications.
- [LAN1] Landy M., Armen Jr.H., Eidinoff H. (1986). Enhanced stop-drill repair procedure for cracked structures. *Philadelphia: Fatigue in mechanically fastened composite and metallic joints. ASTM STP 927*, 190-220.
- [LAP1] Lapalme M., Hoseini M., Bocher P., Colle A., Lévesque M. (2014). Realistic cold expansion finite element model and experimental validations for aluminium alloys. *Experimental Mechanics*, 54, 841-855.

- [LAP2] Lapalme M. (2013). Caractérisation des contraintes résiduelles engendrées par l'expansion à froid de trous dans des alliages d'aluminium. *École polytechnique de Montréal*.
- [LEM1] Lemaignan C. (2003). *La rupture des matériaux*. EDP Sciences.
- [LEO1] Leon A. (1998). Benefits of split mandrel coldworking. *International journal of fatigue*, 20, 1-8.
- [LEO2] Léopold G. (2001). Influence des défauts de fonderie sur la tenue en fatigue d'un alliage de titane moulé. *Thèse de l'ISAE-ENSMA*.
- [LEV1] Levy A., Kennedy J.R., Papazian J.M. (1996). *Brevet n° 5,479,829*. USA.
- [LIU1] Liu J., Yue Z., Liu Y.S. (2007). Surface finish of open holes on fatigue life. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 47, 35-45.
- [LIU2] Liu J., Wu H., Jinjie Y., Yue Z. (2013). Effect of edge distance ratio on residual stresses induced by cold expansion and fatigue life of TC4 plates. *Engineering fracture mechanics*, 109, 130-137.
- [LU1] Lu J. (1996). *Handbook of measurements of residual stress*. SEM, Edited by Jian Lu.
- [LU2] Lu J., Niku-Lari A., Flavenot J.F. (1984). New developments of the hole drilling method as a mean measuring reproduced stress distributions in depth. *Proc. Vth. International Congress on Experimental Mechanics*, Montreal.
- [LUT1] Lütjering G., Williams J. C. (2007). *Titanium 2nd edition*. Springer.
- [MA1] MA S. (2005). Propagation de fissure en mode mixte dans un milieu élasto-plastique avec prise en compte des contraintes résiduelles. *Thèse de l'université BLAISE PASCAL – Clermont II*.
- [MAA1] Maawad E., Sanob Y., Wagnera L., Brokmeiera H.G., Genzelc C. (2012). Investigation of laser shock peening effects on residual stress state and fatigue performance of titanium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 536, 82-91.
- [MAG1] Magda D. (2008). Understanding the effect of residual stresses on surface integrity and how to measure them by a non-destructive method. *Weber State University*.
- [MAN1] Mann J., Sparrow J., Beaver P. (1989). Fatigue characteristics of joints with holes cold-expanded in a multi-layer stack. *International journal of fatigue*, 11, 214-220.
- [MAX1] Maximov, J. (2004). Finite element analysis of the spherical mandrelling process of cylindrical holes. *Finite Elements in Analysis and Design* (40(9-10)), 1217-32.
- [MAX2] Maximov J.T., Dunchev G.V., Kuzmanov T.V. (2008). Modelling of hardening behaviour of cold expanded holes in medium-carbon steel. *Journal of Constructional Steel Research*, 64, 261-267.
- [MER1] Mériaux J. (2010). Etude expérimentale et modélisation de l'endommagement d'un contact aube/disque de soufflante soumis a des chargements de fretting fatigue. *Thèse du LTDS - Ecole Centrale de Lyon*.
- [MON1] Montay G., Maras A., Rouhaud E. (2011). Analyse des contraintes résiduelles par la méthode de la rainure et du trou incrémental. *Université de Technologie de Troyes (UTT)*.
- [NEU1] Neuber H. (1961). *Theory of notch stresses*. Office of technical services.
- [NIG1] Nigrelli N., Pasta S. (2008). Finite-element simulation of residual stress induced by split-sleeve cold-expansion process of holes. *Journal of materials processing technology*, 205, 290-296.
- [NIK1] Niku-Lari A. (1977). *Méthode de la flèche méthode de la source des contraintes résiduelles*. Cetim, France.
- [NIS1] Nishikawa M., Soyama H. (2011). Two-step method to evaluate equibiaxial residual stress of metal surface based on micro-indentation test. *Materials and Design*, 32, 3240-3247.
- [ODE1] Odenberger E.L., Oldenburg M., Thilderkvist P., Stoehr T., Lechler J., Merklein M. (2011). Tool development based on modelling and simulation of hot sheet metal forming of Ti-6Al-4V titanium alloy. *Journal of materials processing technology*, 211, 1324-1335.
- [OFS1] Ofsthun M. (2003). When fatigue quality enhancers do not enhance fatigue quality. *International journal of fatigue*, 25, 1223-1228.
- [OZD1] Ozdemir A.T., Hermann R. (1999). Effect of expansion technique and plate thickness on near-hole residual stresses and fatigue life of cold expanded holes. *Journal of material and sciences*, 34, 1243-1252.
- [OZD1] Özdemir A., Edwards L. (2008). Relaxation of residual stresses at cold-worked fastener holes due to fatigue loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 20, 1443-1451.
- [OZE1] Ozel T., Ulutan D. (2012). Prediction of machining induced residual stresses in turning of titanium and nickel based alloys with experiments and finite element simulations. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 61, 547-550.
- [PAR1] Paredes M., Naoufel N., Sartor M. (2012). Study of an interference fit fastener assembly by finite element modelling, analysis and experiment. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 6, 171-177.
- [PET1] Peterson R. (1974). *Stress concentration factors*.
- [PHI1] Phillips J.L. (1974). Technical Sleeve coldworking of fastener holes. *Air Force Materials Laboratory, Wright-Patterson AFB, AFML-TR-74-10*.
- [PLU1] Pluyette E., Sprauel J.M., Buisine D. (1995). Evaluation of residual stresses in stainless steel claddings. *Experimental Mechanics*, 35, 205-211.
- [PRI1] Prime M.B. (2011). Contour Method Advanced Applications: Hoop Stresses in Cylinders and Discontinuities. *Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, NM 87545*.
- [REI1] Reid L. (1993). Beneficial Residual Stresses at Bolt Holes by Cold Expansion. *Rail Quality and Maintenance for Modern Railway Operation*, 337-347. Springer Netherlands.
- [REI2] Reid L. (2001). Sustaining an Aging Aircraft Fleet with Practical Life Enhancement Methods. *Life Management Techniques for Ageing Air Vehicles*. Manchester, UK.

- [REY1] Rey P.A., Ledref J., Senatore J., Landon, Y. (2016) Modelling of cutting forces in orbital drilling of titanium alloy Ti-6Al-4V. *International journal of machine tools and manufacture*, 106, 75-88.
- [RIC1] Rich D., Impellizzeri L. (1977). Fatigue Analysis of Cold-worked and Interference Fit Fastener Holes / Cyclic Stress-Strain and Plastic Deformation Aspects of Fatigue Crack Growth. *ASTM STP*, 637, 153-175.
- [ROS1] Rossini N., Dassisti M., Benyounis K., Olabi A. (2012). Methods of measuring residual stresses in components. *Materials and Design*, 35, 572-588.
- [RUF1] Rufin A. (1993). Extending the fatigue life of aircraft engine components by hole cold expansion technology. *Journal of engineering for gas turbine and power*, 115-165.
- [SCH1] Schajer G.S. (2008). Advances in hole drilling residual stress measurements. *Proceeding of the XIth international congress and exposition / Society for experimental mechanics*. Orlando, Florida, USA.
- [SCH1] Schijve J. (2009). Fatigue damage in aircraft structures, not wanted, but tolerated? *International Journal of Fatigue*, 31, 998-1011.
- [SCH2] Schijve J. (2008). *Fatigue of structures and materials*. Springer.
- [SCO1] Scott A. (2015, July 24). Boeing looks at pricey titanium in bid to stem 787 losses. Seattle: Reuters.
- [SHA1] Sha G.T., Cowles B.A., Fowler R.L. (1980). Fatigue Life of a Coldworked hole. *Emerging technologies in aerospace structures design, structural dynamics and materials*, 125-140.
- [SHA2] Shahzad M. (2011). Thèse: Influence de la rugosité et des traitements d'anodisation sur la tenue en fatigue d'alliages d'aluminium aéronautiques 2214 et 7050. *Thèse de l'université de Toulouse*.
- [SHA3] Sharpe W.N. (1978). Experimental studies of coldworked fastener holes. *Michigan State University, East Lansing, MI, USA: Report AFOSR-TR-78-0421*.
- [SKE1] Skelly J., Laporte A. (2008). *Brevet n° US20110204179 A1*.
- [SMI1] Smith B. (2003). The Boeing 777. *Advanced materials & processes*, Septembre, 41-44.
- [SOH1] Sohail Rana M., Makabe C., Fujiwara G. (2009). The effect of hole shape on the extent of fatigue life improvement by cold expansion. *Engineering failure analysis*, 16, 2081-2090.
- [SPR1] Sprael J.M., Rodriguez R., Lebrun J.L., Maeder G. (1980). Contraintes résiduelles après soudage par le procédé tungsten inert gas et par faisceau d'électrons de tôles épaisses en TA6V. *Journal of less-Common metals*, 69, 107-120.
- [STA1] Stack C., Stephens R. (1989). Effect of split-sleeve cold-expansion on the fatigue resistance of hot-rolled 1020 steel. *Int J Fatigue*, 11, 327-334.
- [SUN1] Sun Z., Li W., Deng H., Zhang Z. (2016). Fisheye failure analysis and life design approach for case-carburized gear steel based on statistical evaluation of defect size. *Engineering Failure Analysis*, 59, 28-40.
- [TAB1] Tabourot L., Balland P., Bizet L., Maati A., Pouzols V. (2013). Modélisation du comportement élasto-plastique des tôles par un modèle compartimenté. *11^{ème} colloque national en calcul des structures*.
- [TAB2] Tabourot L. (2001). *Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline*. HDR, Université de Savoie : Laboratoire de Mécanique Appliquée.
- [TAY1] Taylor G. I. (1934). The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals. Part I. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 145, 362.
- [TIM1] Timoshenko S., Goodier J. (1970). *Theory of elasticity*. McGraw-Hill International.
- [TOK1] Toktas I., Özdemir A. (2011). Artificial neural networks solution to display residual hoop stress field encircling a split-sleeve cold expanded aircraft fastener hole. *Expert Systems with Applications*, 38, 553-563.
- [TOP1] Toparli M., Ozel A., Aksoy T. (1997). Effect of the residual stress on the fatigue crack growth behavior at fastener holes. *Mater. Sci. Eng.*, 196-203.
- [TOS1] Tosha K. (2002). Influence of Residual Stresses on the Hardness Number in the Affected Layer Produced by Shot Peening. *Asia-Pacific Forum on Precision Surface Finishing and Deburring Technology*. Seoul.
- [VDI1] VDI 2230. (2003). Verein Deutscher Ingenieure. *Systematic calculation of high duty bolted joints joints with one cylindrical bolt All rights reserved*.
- [YAN1] Yan W., Wang X., Gao H., Yue Z. (2012). Effect of split sleeve cold expansion on cracking behaviors of titanium alloy TC4 holes. *Engineering Fracture Mechanics*, 88, 79-89.
- [YON1] Yongshou L., Xiaojun S., Jun L.J., Zhufeng Y. (2010). Finite element method and experimental investigation on the residual stress fields and fatigue performance of cold expansion hole. *Materials & Design*, 31, 1208-1215.
- [YUA1] Yuan X., Yue, Z., Wen S., Li L., Feng T. (2015). Numerical and experimental investigation of the cold expansion process with split sleeve in titanium alloy TC4. *with split sleeve in titanium alloy TC4*, 77, 78-85.
- [ZAN1] Zanin, E. (2012). Airbus perspective on titanium sourcing. *Titanium 2012 conference*. Atlanta, USA.
- [ZHA1] Zhang, P.F. Churi N.J., Pei Z.J., Treadwell C. (2010). Improvement of fatigue life of Ti-6Al-4V alloy by laser shock peening. *Materials science and engineering A*, 527, 3411-3415.
- [ZHA2] Zhang P., Churi N., Pei Z., C.T. (2008). Mechanical drilling processes for titanium alloys: a literature review. *Machining Science and Technology*, 12, 417-444.
- [ZHA3] Zhang X., Wang Z. (2003). Fatigue life improvement in fatigue-aged fastener holes using the cold expansion technique. *International Journal of Fatigue*, 25, 1249-1257.
- [ZHA1] Zhao J.G., Huntz A.M. (1987). Détermination de la distribution des contraintes dans un matériau oxydé par une méthode de la courbure. *Revue Phy. Appl.*, 22, 1145-1157.
- [ZHA2] Zhao C., Hu H., Zhou Y., Gao Y., Ren X., Yang Q. (2013). Elastic-plastic behavior of coldworked holes. *Materials and Design*, 50, 78-84.

FIGURES & TABLEAUX

Figure 1.1.1. Airbus A330neo, appareil commercial de dernière génération [AIR1].	12
Figure 1.1.2. Mât réacteur d'Airbus A320 (gauche, photo crédit: Nico Karres – Salzburg Airport). Architecture générique d'un mât réacteur d'avion (centre, [BOA1]) et de sa structure primaire (droite, [SKE1]).	14
Figure 1.1.3. Part du CFRP et des alliages de Titanes au sein des structures des avions Airbus [ZAN1].	14
Figure 1.2.1. Exemple de rupture en fatigue sur pièce aéronautique en titane, d'après [BHA1].	15
Figure 1.3.1. L'assemblage des mâts réacteurs, d'après [AIR3].	17
Figure 1.4.1. La pyramide des essais structuraux et de la simulation numérique dans le secteur aéronautique, d'après [IRI1].	18
Figure 1.4.2. Schématisation d'éprouvettes destinées aux essais mécaniques.	19
Figure 1.4.3. Exemples de spectres de chargement en fatigue.	20
Tableau 1.1.1. Les principaux alliages durs utilisés dans le secteur aéronautique.	13
Figure 2.2.1. Les différentes phases de la vie en fatigue et les principaux facteurs associés [SCH3].	25
Figure 2.2.2. Principaux modes de sollicitation d'une fissure, proposée par [FAR1].	26
Figure 2.2.3. Le processus de rupture généralisée d'un bras oscillant de train d'atterrissage, d'après [BAG1].	26
Figure 2.2.4. La concentration de contrainte en bord de trou, vue par [LEM1] (gauche), scénario classique de la rupture en fatigue d'un alésage [FU1] (centre) et rupture d'un alésage en acier [STA1].	27
Figure 2.2.5. Modes de ruptures classiques des assemblages boulonnés [FAR1] et exemples de ruptures décalées en fretting-fatigue [BEN2].	27
Figure 2.2.6. Représentation des différents domaines de fatigue sur une courbe de Wöhler, d'après [LAL1].	28
Figure 2.2.7. Représentation de la dispersion statistique observée en fatigue, d'après [LEM1].	29
Figure 2.2.8. Reconstruction des courbes de Wöhler expérimentales par régression, d'après [BEN2].	30
Figure 2.2.9. Evolution typique de la performance en fatigue d'éprouvettes élémentaires [GUI1].	31
Figure 2.3.1. Effet de l'expansion à froid sur la contrainte locale en cours de fatigue, d'après [LEO1].	32
Figure 2.3.2. Représentation de la distribution des contraintes résiduelles en bord de trou après expansion à froid, d'après [REI1].	33
Figure 2.3.3. Procédé d'expansion à froid sans bague à mandrin « poussé ».	35
Figure 2.3.4. Mandrin conique « tiré » à quatre fentes pour expansion des alésages sans bague [SCH3].	35
Figure 2.3.5. Procédé d'expansion à froid avec insert permanent [REI2].	36
Figure 2.3.6. Procédé d'expansion à froid à bague fendue : au sein d'un trou isolé (haut, [BUR1]) et d'un empilage (bas, [MAN1]).	37
Figure 2.3.7. Courbes S-N d'éprouvettes sans transfert de charge en aluminium 2024-T581 [REI1].	38
Figure 2.4.1. Normalisation des orientations matériaux sur un produit de tôlerie, d'après LEM1.	40
Figure 2.4.2. Effort axial sur les outillages lors d'expansion d'alésages $\phi 9.525$ mm (3/4) et $\phi 19.05$ mm (3/8), adapté de [PHI1].	40
Figure 2.4.3. Température approximatives de début de relaxation des contraintes résiduelles [EDF1].	43
Figure 2.4.4. Influence de l'expansion à froid mesurée par Phillips sur le Ti-6Al-4V (recuit) et le 40NCD7 sur des éprouvettes trouées libre [PHI1].	45
Figure 2.4.5. Expansion à froid des alésages sur disques de soufflante PW F100 [FOW1].	45
Figure 2.4.6. Géométries d'éprouvettes testées / Influence de l'expansion à froid sur la tenue en fatigue d'éprouvettes en Ti-6Al-4V [YAN1].	46
Figure 2.4.7. Influence de l'expansion à froid sur éprouvette de propagation en Ti-6Al-6V-2Sn [ARM1].	47
Figure 2.5.1. Méthode d'inspection des alésages expansés : avant (gauche) et après expansion (droite) [LEV1].	48
Figure 2.5.2. Principales zones d'analyse de la déformée de l'alésage après expansion à froid [LEO1].	49
Figure 2.5.3. Projection du profil radial de la surface d'alésage après expansion à froid, d'après [PHI1].	49
Figure 2.5.4. La déformation type « volcan » au sein d'un alliage d'aluminium, d'après [68].	50
Figure 2.5.5. Mesure des défauts « volcan » dans des empilages Al/Al/Al et Acier/Al/Acier, adapté de Mann et al [MAN1].	51
Figure 2.5.6. Risque d'endommagement en zone de cisaillement maximal lors de l'expansion à « bague fendue ».	51
Figure 2.5.7. Microstructure d'un Acier X10Cr12 après expansion à bague fendue observée au MEB [BAS1].	52
Figure 2.5.8. Classification des méthodes de mesure de la contrainte résiduelles, d'après [ROS1].	53
Figure 2.5.9. Mesure par diffraction X de la contrainte circonférentielle en bord d'alésage expansé en aluminium [YON1].	53
Figure 2.5.10. Exemple de résultats d'analyse de trous expansés via méthodes optiques.	54
Figure 2.5.11. Mesure de la déformation de surface autour d'un alésage expansé [GOP1].	54
Figure 2.5.12. Utilisation de la technique du contour pour décrire les champs résiduels circonférentiels après expansion à froid « à bague fendue », adapté de [ISM1].	55
Figure 2.5.13. Modélisation EF d'une surface « relaxée » via la technique du contour, d'après [PRI1].	55
Figure 2.5.14. Points de mesure (technique du trou) de la contrainte résiduelle en bord de trou expansé, proposés par [YUA1].	56
Figure 2.5.15. Effet de la présence de contraintes résiduelles biaxiales sur l'indentation Vickers [TOS1].	57
Figure 2.5.16. Modèles EF 3D permettant de simuler l'expansion à froid à bague fendue.	58
Figure 2.5.17. Distribution de la contrainte radiale autour d'un alésage en Ti-6Al-4V [YAN1].	58
Figure 2.5.18. Modélisation axisymétrique du procédé d'expansion proposée par Maximov et al [MAX2].	59

Figure 2.5.19. Influence du coefficient de frottement à l'interface bague-pièce sur les contraintes générées en entrée de mandrin, d'après [ISM1]. -----60

Figure 2.5.20. Les échelles d'intégration de la plasticité dans les matériaux métalliques, d'après [TAB2] -----61

Figure 2.5.21. Tracé des contraintes circonférentielles en bord d'alésage en titane en fonction du taux d'expansion appliqué, d'après [ARM1]. -----62

Figure 2.5.22. Evolution de la contrainte circonférentielle après expansion le long de la largeur de l'éprouvette et la profondeur de la section considérée (matériau Ti-6Al-4V), proposée par [YUA1]. -----62

Figure 2.5.23. Effet de la distance au bord sur la contrainte circonférentielle en face d'entrée de mandrin, d'après [LIU2]. -----63

Tableau 2.4.1. Conductivité thermique d'alliages aéronautiques. -----42

Figure 3.2.1. Représentation de la section axisymétrique étudiée. -----70

Figure 3.2.2. Outillages industriels d'expansion à froid "à bague fendue". -----71

Figure 3.2.3. Sections axisymétriques des outillages d'expansion. -----71

Figure 3.2.4. Assemblage des composants en vue d'effectuer l'expansion à froid. -----72

Figure 3.2.5. Représentation des surfaces de contact. -----73

Figure 3.2.6. Conséquence de l'utilisation de frottement (0.1) à l'interface Mandrin/Bague. -----73

Figure 3.2.7. Conditions aux limites axiales utilisées lors de l'expansion. -----74

Figure 3.2.8. Simulation de la cinématique représentative du procédé d'expansion en tirant. -----75

Figure 3.2.9. Représentation de la zone réalésée sur la pièce. -----76

Figure 3.2.10. Lois plastiques de matériaux aéronautiques. -----78

Figure 3.2.11. Asymétrie en traction et compression typique de l'alliage Ti-6Al-4V. -----79

Figure 3.2.12. Vue du maillage des composants du modèle axisymétrique. -----80

Figure 3.2.13. Lieu de mesure des contraintes et des déformations d'un alésage expansé. -----81

Figure 3.3.1. Simulation de l'expansion "à bague fendue" - établissement des contraintes circonférentielles de compression dans le Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----84

Figure 3.3.2. Contraintes circonférentielles générés après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$). -----86

Figure 3.3.3. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'un alésage en Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$). -----86

Figure 3.3.4. Contraintes radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$). -----87

Figure 3.3.5. Contraintes axiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$). -----88

Figure 3.3.6. Plasticité équivalente générée par le procédé d'expansion à froid. -----88

Figure 3.3.7. Tracé des déformations de type "volcan" (gauche) et profil résiduel de la surface du trou (droite) après expansion du Ti-6Al-4V (6%). -----89

Figure 3.3.8. Effort de traction nécessaire à la traversée du mandrin. -----90

Figure 3.3.9. Déformée amplifiée de la zone conique du mandrin d'expansion au cours de l'expansion à froid. -----90

Figure 3.3.10. Tracés des contraintes circonférentielles et radiales en section d'entrée, médiane et de sortie pour des taux d'expansion de 4%, 6% et 8%. -----91

Figure 3.3.11. Mesure de la déformation de type « volcan » des faces de sorties (gauche) et évolution du profil de la surface résiduelles du trou (droite) après expansion à froid du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----92

Figure 3.3.12. Influence de la loi matériau sur les champs de contraintes circonférentielles générés après expansion d'un alliage Ti-AL-4V recuit $\alpha\beta$ (8%). -----94

Figure 3.3.13. Maillage du modèle d'expansion d'un alésage de 10 mm d'épaisseur. -----95

Figure 3.3.14. Effort de traction sur le mandrin en fonction de l'épaisseur de l'alésage expansé. -----96

Figure 3.3.15. Représentations des simulations d'expansion à froid réalisées dans des alésages d'épaisseurs 2,5 mm (gauche) et 10 mm (droite). -----96

Figure 3.3.16. Influence de l'épaisseur du trou sur la déformation "volcan". -----97

Figure 3.3.17. Modèles permettant la simulation de la double expansion dans le sens opposé (haut) et dans le même sens (bas). -----98

Figure 3.3.18. Comparaisons des contraintes résiduelles obtenues pour une ou deux expansions réalisées dans le sens opposé: après expansion (gauche) et après expansion et réalésage (droite). -----99

Figure 3.3.19. Profil radial résiduel de l'alésage après deux expansions successives. ----- 100

Figure 3.4.1. Effort de traction nécessaire à la traversée du mandrin en fonction du matériau testé. ----- 101

Figure 3.4.2. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'alésages en titane. ----- 102

Figure 3.4.3. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'alésages en aciers. ----- 103

Figure 3.4.4. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'un alésage en nickel. ----- 103

Figure 3.4.5. Evolution de la contrainte circonférentielle le long de l'épaisseur d'un alésage en aluminium ----- 104

Figure 3.4.6. Evolution du pourcentage d'hétérogénéité en face d'entrée et de sortie de mandrin après expansion (gauche) et après réalésage (droite) en fonction de la limite élastique des matériaux testés. ----- 105

Figure 3.4.7. Déformation type « volcan » (gauche) et profil de surface du trou (droite) après expansion de divers matériaux. - 106

Figure 3.5.1. Modélisation de l'expansion à froid au sein d'un assemblage rigide. ----- 108

Figure 3.5.2. Evolution de la déformation « volcan » en face d'entrée et de sortie dans un assemblage rigide après expansion (gauche) et après réalésage (droite).----- 108

Figure 3.5.3. Champs de contraintes circonférentielles après expansion d'un empilage rigide (gauche) et après relâchement et réalésage des pièces (droite). -----	109
Figure 3.5.4. Application d'une précontrainte dans l'empilage à expanser. -----	110
Figure 3.5.5. Déformation de type "volcan" à l'interface de deux tôles expansées simultanément et précontraintes axialement (épinglage 2,8kN). -----	111
Figure 3.5.6. Champs de contraintes circonférentielles après expansion d'un empilage précontraint (gauche) et après relâchement et réalésage des pièces (droite) -----	111
Tableau 3.2.1. Les métaux sélectionnés pour l'étude numérique et leurs paramètres élastiques. -----	77
Tableau 3.3.1. Détermination du taux d'expansion résiduel en fonction de la loi matériau employée. -----	94
Tableau 3.3.2. Caractéristiques des modèles d'expansion pour ratios d'épaisseurs variables. -----	95
Tableau 3.4.1. Paramètres élastoplastiques considérés dans l'étude et temps de résolution associé. -----	101
Tableau 3.4.2. Détermination du taux d'expansion résiduel en fonction du matériau expansé. -----	105
Figure 4.2.1. Géométrie de l'éprouvette de caractérisation « Code 6 ». -----	117
Figure 4.2.2. Produits de tôlerie utilisés pour l'étude. -----	117
Figure 4.2.3. Usinage des éprouvettes: surfaçage, pré-perçage et contrôle dimensionnel. -----	118
Figure 4.2.4. Outils de réalésage orbital (gauche) et axial (droite). -----	119
Figure 4.2.5. Traitement thermique du Ti-6Al-4V. Mise en place dans les fours (haut) et résultats après traitement (bas). -----	119
Figure 4.2.6. Procédé industriel d'expansion à froid « à bague fendue ». -----	120
Figure 4.2.7. Outillages spécifiques fabriqués pour l'étude. -----	121
Figure 4.2.8. Insertion du mandrin d'expansion par l'arrière de l'alésage. -----	122
Figure 4.2.9. Mandrins d'expansion spécifiques. -----	122
Figure 4.3.1. Mise en position incorrecte de la bague d'expansion et rupture associée. -----	123
Figure 4.3.2. Alésage expansé à 8% (Ti-6Al-4V recuit $\alpha\beta$), Face d'entrée de mandrin. -----	124
Figure 4.3.3. Alésage en Ti-6Al-4V recuit β , expansé à 4% (gauche) et 8% (droite), Face d'entrée de mandrin. -----	124
Figure 4.3.4. Alésages en métaux durs expansés à 8%. -----	124
Figure 4.3.5. Bague fendue après expansion à froid. -----	125
Figure 4.3.6. Contrôle par rototest des alésages après expansion (a), équipement (b). -----	126
Figure 4.3.7. Observation de la zone de la fente de la bague sur un alésage Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$) après expansion à froid: 7% face de sortie, gauche & 8% face de sortie (droite). -----	126
Figure 4.3.8. Observation du sillon axial sur un alésage Ti-6Al-4V (β) après expansion à froid: 4% (a), 8% (b), 8% zoom (c). ----	127
Figure 4.3.9. Observation de la zone de la fente de la bague sur un alésage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (droite) et β (gauche) après expansion (8%), éclairage oblique. -----	127
Figure 4.3.10. Préparation des échantillons pour analyse micrographique. -----	128
Figure 4.3.11. Fente de la bague après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (bague à 0°). -----	128
Figure 4.3.12. Fente de la bague après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V β (bague à 0°). -----	128
Figure 4.3.13. Fente de la bague après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V β (bague à 90°). -----	129
Figure 4.3.14. Fissure après expansion (8%) d'un alésage en Ti-6Al-4V β (bague à 90°). -----	129
Figure 4.3.15. Observation possible d'une zone affectée après expansion (6%), Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (bague à 90°). -----	129
Figure 4.3.16. Modification du grain en bord de trou après expansion (6%), Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	130
Figure 4.3.17. Observation en lumière polarisée après expansion d'un alésage Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (gauche). Microstructure affectée dans la zone de la fente de la bague (droite). -----	130
Figure 4.3.18. Microstructure du 15-5PH en bord de trou après expansion à froid et attaque chimique (6%) -----	131
Figure 4.3.19. Lois d'expansion expérimentales des métaux durs. -----	132
Figure 4.3.20. Profil axial des alésages après expansion (Ti-6Al-4V $\alpha\beta$). -----	133
Figure 4.3.21. Observation de l'effet « volcan » par texturation du grain sur un alliage Ti-6Al-4V β après expansion de 6%, réalésage et chanfreinage du trou. -----	134
Figure 4.3.22. Visualisation du « volcan » dans le Ti-6Al-4V après expansion de 6%. Observation par polissage dans le plan (gauche) et par image surexposée par lumière oblique (droite). -----	134
Figure 4.3.23. Profil expérimental typique du « volcan » en section transverse, en face de sortie après expansion (8%) d'un alésage « code 6 » en Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$). -----	135
Figure 4.3.24. Mesure des pressions P0, P1 et P2 lors de l'expansion d'un alésage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (6%). -----	137
Figure 4.3.25. Comparaison des expansions résiduelles expérimentales et numériques sur des alésages « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	138
Figure 4.3.26. Profils axiaux des alésages expansés « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	139
Figure 4.4.1. Stéréo-corrélation appliquée à l'analyse des alésages expansés. -----	140
Figure 4.4.2. Méthodologies choisies pour l'analyse des alésages expansés. -----	141
Figure 4.4.3. Tracé des filiations de dureté et de microdureté en bord de trou expansé. -----	142
Figure 4.4.4. Indentation Brinell (gauche), Vickers (centre) et Vickers déformée dans l'alliage β (droite). -----	142
Figure 4.4.5. Profil des duretés mesurées au bord d'alésage en Ti-6Al-4V ($\alpha\beta$) après expansion à froid. -----	143
Figure 4.4.6. Forme des courbes de dureté obtenues après expansion à froid. -----	144
Figure 4.4.7. Profils de duretés au bord d'alésage en Ti-6Al-4V β après expansion à froid. -----	144
Figure 4.4.8. Profils de duretés au bord d'alésage en Inconel 718 et 15-5PH après expansion à froid. -----	145
Figure 4.4.9. Comparaison des résultats numériques et expérimentaux en face de sortie de mandrin après expansion d'un alésage « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	146

Figure 4.4.10. Utilisation de la méthode du trou incrémental pour la mesure de la contrainte circonférentielle en bord de trou expansé. -----	149
Figure 4.4.11. Rosette de déformation HBM K-Ry6 (gauche), éprouvette instrumentée (droite). -----	150
Figure 4.4.12. Mesures des contraintes résiduelles après usinage d'une tôle de Ti-6AL-4V $\alpha\beta$.-----	151
Figure 4.4.13. Contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$ après expansion (6%). -----	152
Figure 4.4.14. Marques observées en surface après un réalésage axial « sévère ».-----	152
Figure 4.4.15. Contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$ après deux expansions successives (6%).	154
Figure 4.4.16. Mesures des contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en Ti-6AL-4V β après expansion à froid (6%).	155
Figure 4.4.17. Mesures des contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en 15-5PH (gauche) et en Inconel 718 (droite) après expansion à froid (6%). -----	155
Figure 4.4.18. Mesures des contraintes résiduelles au bord d'alésages « code 6 » en AL2024 après expansion à froid (4%).-----	156
Figure 4.5.1. Peinture mate du Ti-6Al-4V (gauche) et calibrations des méthodes de mesure (droite).-----	158
Figure 4.5.2. Mise en position de l'éprouvette pour réalésage et analyse de la température sur la tranche. -----	159
Figure 4.5.3. Analyse thermographique du processus de réalésage axial du Ti-Al-4V $\alpha\beta$ « Code-6 ».-----	159
Figure 4.5.4. Analyse thermographique du processus de réalésage orbital du Ti-Al-4V $\alpha\beta$ « Code-6 ».-----	160
Figure 4.5.5. Suivi du point chaud pendant le processus de réalésage axial et orbital.-----	161
Figure 4.5.6. Observation de la tranche du trou pendant le réalésage axial (gauche) et orbital (droite). -----	161
Figure 4.5.7. Analyse thermographique du réalésage axial (haut) et orbital (bas), vue de dessous.-----	162
Figure 4.5.8. Analyse thermographique du réalésage axial (haut) et orbital (bas), vue de dessus. -----	162
Figure 4.5.9. Réalésage des trous expansés sous refroidissement cryogénique.-----	163
Tableau 4.3.1. Hauteur maximale des défauts "volcans" après expansion d'alésages « code 4 ».-----	135
Tableau 4.3.2. Hauteur maximale des défauts "volcans" après expansion d'alésages « code 6 ».-----	135
Tableau 4.3.3. Hauteur maximale des défauts "volcans" après expansion d'alésages « code 6 ».-----	136
Tableau 4.3.4. Comparaison expérimentale et numérique des hauteurs maximales des défauts « volcans » après expansion d'alésages « code 6 ».-----	139
Tableau 4.4.1. Paramètres d'usinage du trou de mesure de contraintes. -----	150
Tableau 4.4.2. Mise en parallèle des contraintes circonférentielles après expansion à froid.-----	157
Tableau 4.5.1. Mesures de température lors du réalésage axial et orbital en bord de tôle. -----	162
Tableau 4.5.2. Mesures d'efforts et de températures lors du réalésage des trous en pleine tôle. -----	162
Figure 5.2.1. Géométrie de l'éprouvette de fatigue « Code 6 ».-----	170
Figure 5.2.2. Eprouvettes de fatigue expansées et réalésées. -----	170
Figure 5.2.3. Corrosion sous contrainte intervenant dans les mors lors des essais de fatigue sur le Ti-6Al-4V. -----	171
Figure 5.3.1. Courbes de Wöhler des éprouvettes de référence en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$.-----	172
Figure 5.3.2. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$, réalésage orbital.-----	174
Figure 5.3.3. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$, réalésage axial.-----	175
Figure 5.3.4. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V $\alpha\beta$, influence de l'absence de détensionnement (droite) et de la double expansion (gauche). -----	176
Figure 5.3.5. Evolution de la valeur de l'IQF calculé en fonction des taux d'expansion appliqués sur les éprouvettes en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.-----	177
Figure 5.3.6. Analyse multi-échelle de la zone de propagation des fissures sur un faciès en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	178
Figure 5.3.7. Modes de rupture observés sur les éprouvettes de référence en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	179
Figure 5.3.8. Ruptures en section nette observées sur des éprouvettes « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	179
Figure 5.3.9. Modes de rupture observés sur les éprouvettes "code 4" expansées en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.-----	180
Figure 5.3.10. Modes de rupture observés sur les éprouvettes "code 6" expansées en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	180
Figure 5.3.11. Modes de rupture « décalés », observés sur des éprouvettes « code 6 » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$.-----	181
Figure 5.3.12. Initiation de la fissuration en pleine matière « fish-eye » après expansion à froid.-----	181
Figure 5.3.13. Modes de rupture « décalés » pour deux orientations de bagues. -----	182
Figure 5.3.14. Courbes de Wöhler des éprouvettes de référence en Ti-6AL-4V (β). -----	182
Figure 5.3.15. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V β , réalésage orbital.-----	183
Figure 5.3.16. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en Ti-6AL-4V β , réalésage axial.-----	184
Figure 5.3.17. Evolution de la valeur de l'IQF calculé en fonction des taux d'expansion appliqué sur les éprouvettes en Ti-6Al-4V β .-----	185
Figure 5.3.18. Faciès de rupture statique des alésages en Ti-6Al-4V β . -----	186
Figure 5.3.19. Rupture des éprouvettes de référence « code 4 » (gauche) et « code 6 » (droite) en Ti-6Al-4V β .-----	187
Figure 5.3.20. Zoom sur la rupture en fatigue des éprouvettes de référence « code 4 » (gauche). -----	187
Figure 5.3.21. Exemple de rupture en section décalée avec différents lieux d'initiation. -----	188
Figure 5.3.22. Exemple d'un scénario de rupture « code 4 » avec initiation en section décalée.-----	188
Figure 5.3.23. Rupture décalée d'une éprouvette « code 6 » après expansion à froid. -----	189
Figure 5.3.24. Courbes de Wöhler des éprouvettes de référence en 15-5PH. -----	190
Figure 5.3.25. Courbes de Wöhler des éprouvettes expansées en acier 15-5PH, réalésage orbital (gauche) et réalésage axial (droite).-----	190
Figure 5.3.26. Evolution de la valeur de l'IQF calculé en fonction des taux d'expansion appliqué.-----	191
Figure 5.3.27. Rupture en section nette des éprouvettes en 15-5PH, zoom sur la zone fissurée. -----	192
Figure 5.3.28. Scénario d'initiation des fissures dans le 15-5PH: fond de chanfrein (haut) et alésage (bas).-----	192

Figure 5.3.29. Rupture des éprouvettes « références » (haut) et expansées (bas) en 15-5PH.-----	193
Figure 5.4.1. Epreuve d'essai pour assemblage à double recouvrement. -----	194
Figure 5.4.2. Expansion d'un empilage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ à l'aide du boîtier de rigidification. -----	195
Figure 5.4.3. Photographie des faces externes des plaques centrales des éprouvettes d'assemblage après expansion à froid (haut) et après expansion et utilisation du montage de rigidification (bas). -----	196
Figure 5.4.4. Courbes de Wöhler des éprouvettes à double recouvrement « matage » en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	197
Figure 5.4.5. Mode de rupture des éprouvettes d'assemblage à double recouvrement. -----	198
Figure 5.4.6. Usure aux interfaces des éprouvettes de référence en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$: sollicitations inférieures (gauche) et supérieures (droite) au seuil de rupture en fatigue. -----	198
Figure 5.4.7. Zone d'usure au bord de trou sur éprouvette référence (gauche) et expansée (droite). -----	198
Figure 5.4.8. Eprouvettes à double recouvrement en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ (gauche) et β (droite). -----	199
Figure 5.4.9. Installation des fixations En6115/ASNA2531 sur les éprouvettes à double recouvrement.-----	202
Figure 5.4.10. Courbes de Wöhler des éprouvettes à double recouvrement boulonnées. -----	198
Tableau 5.3.1. IQFs des configurations de référence en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$. -----	173
Tableau 5.3.2. IQFs des configurations expansées Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, réalésage orbital. -----	175
Tableau 5.3.3. IQFs des configurations expansées en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$, réalésage axial. -----	175
Tableau 5.3.4. IQFs des configurations de référence en Ti-6Al-4V β. -----	183
Tableau 5.3.5. IQFs des configurations expansées Ti-6Al-4V β, réalésage orbital. -----	184
Tableau 5.3.6. IQFs des configurations expansées Ti-6Al-4V β, réalésage axial. -----	185
Tableau 5.3.7. IQFs des configurations expansées en 15-5PH, réalésage orbital. -----	190
Figure 6.1.1 Essais préliminaires sur éprouvettes d'assemblages en Titane. -----	207
Figure A.1. Contraintes résiduelles générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alésage de 2,5 mm en Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$).-----	218
Figure A.2. Contraintes résiduelles générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alésage de 10 mm en Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$). -----	219
Figure A.3. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit (β).-----	220
Figure A.4. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage T40. -----	221
Figure A.5. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un acier 15-5PH. -----	222
Figure A.6. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un acier MarvalX12. -----	223
Figure A.7. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) de l'INCONEL 718 STA. -----	224
Figure A.8. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) de l'alliage 2024 T351. -----	225
Figure A.9. Champs de contraintes résiduelles générées après expansion d'un empilage rigide (gauche) et après relâchement et réalésage des pièces (droite). -----	226
Figure A.10. Champs de contraintes résiduelles générées après expansion d'un empilage précontraint (gauche) et après réalésage des pièces (droite). -----	227
Figure B.1. Microstructure du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ équiaxe dans le plan L-LT. Echelle 100 μ m (gauche), 40 μ m (centre, lumière polarisée) et 400 μ m (droite). -----	229
Figure B.2. Microstructure du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ équiaxe dans le plan L-LT. Echelle 100 μ m (gauche), 500 μ m (droite, lumière polarisée). -----	229
Figure B.3. Microstructure du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ équiaxe dans le plan L-LT. Echelle L-LT 400 μ m (gauche), 100 μ m (droite). -----	229
Tableau B.1. Composition chimique du Ti-6Al-4V. -----	230
Tableau B.2. Composition chimique du 15-5PH. -----	230
Tableau B.3. Composition chimique de l'Inconel 718. -----	230
Tableau B.4. Paramètres de coupe pour le Ti-6Al-4V. -----	230
Tableau B.5. Paramètres de coupe pour l'acier 15-5PH et l'Inconel 718. -----	230

ANNEXE A : ETUDE NUMERIQUE DU PROCEDE DE LA BAGUE FENDUE DANS LES ALESAGES EN METAUX DURS

- Variation du rapport (e/D)

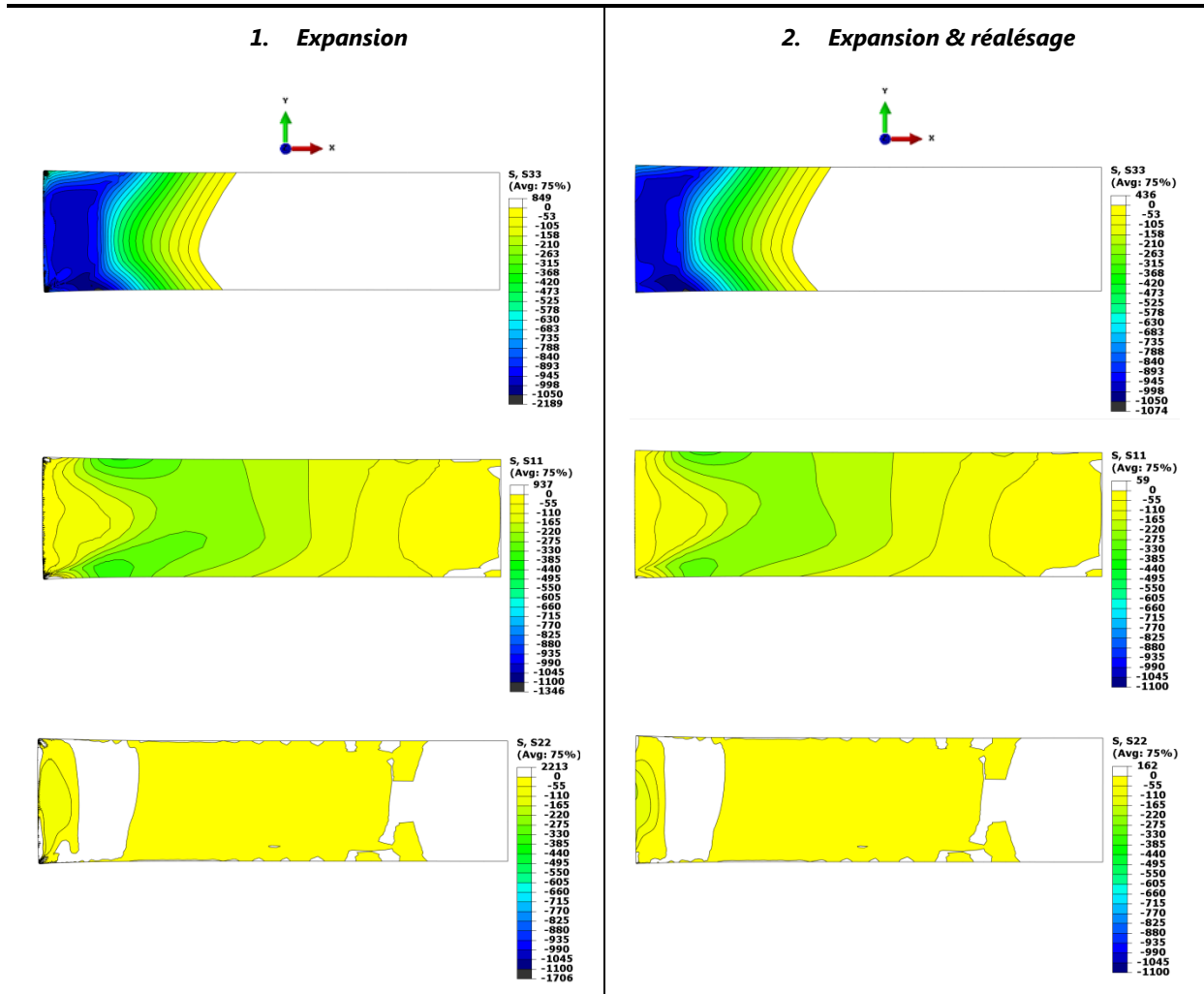


Figure A.1. Contraintes résiduelles générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alésage de 2,5 mm en Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$).

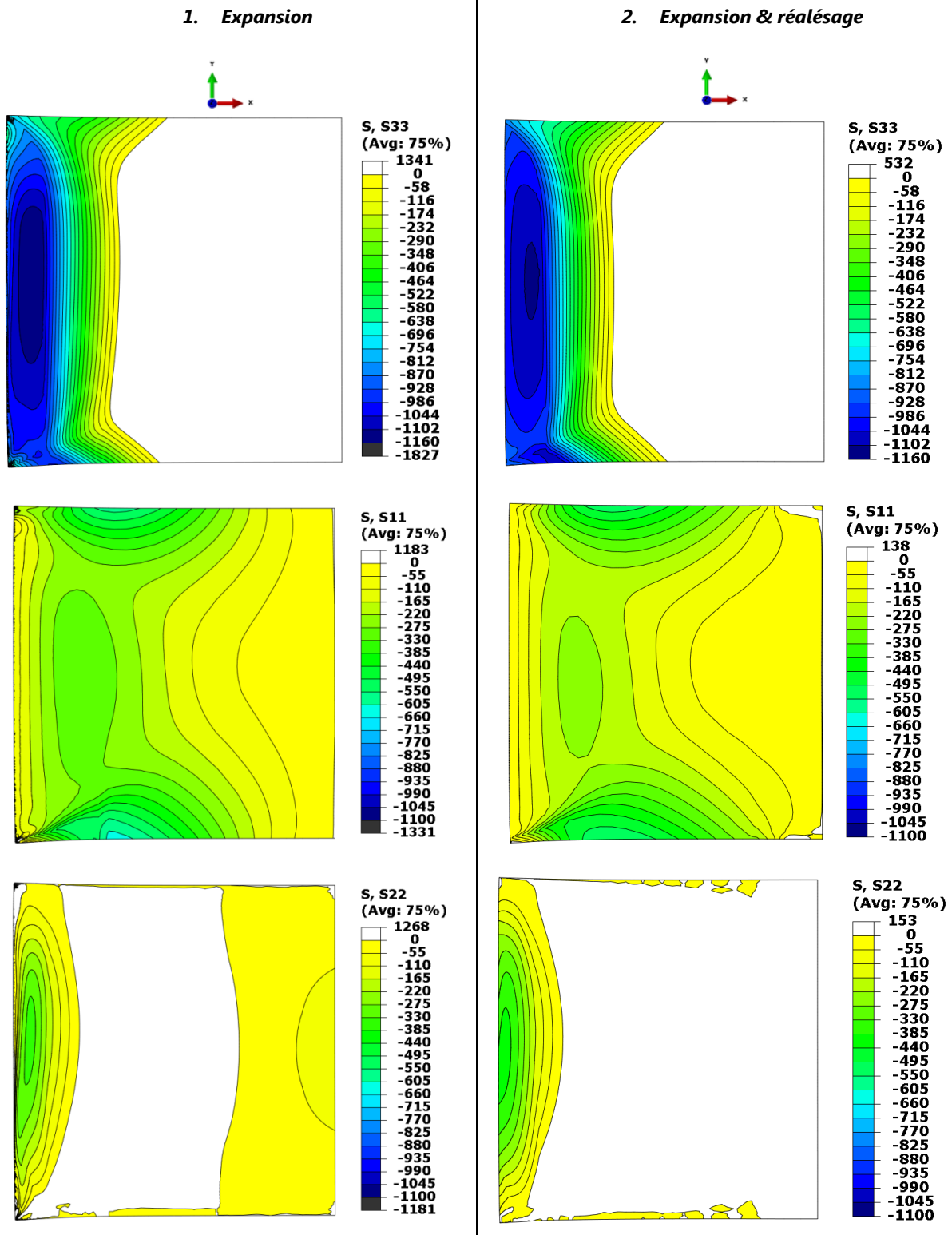


Figure A.2. Contraintes résiduelles générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alésage de 10 mm en Ti-6Al-4V recuit ($\alpha\beta$).

- Expansion de l'alliage Ti-6Al-4V β

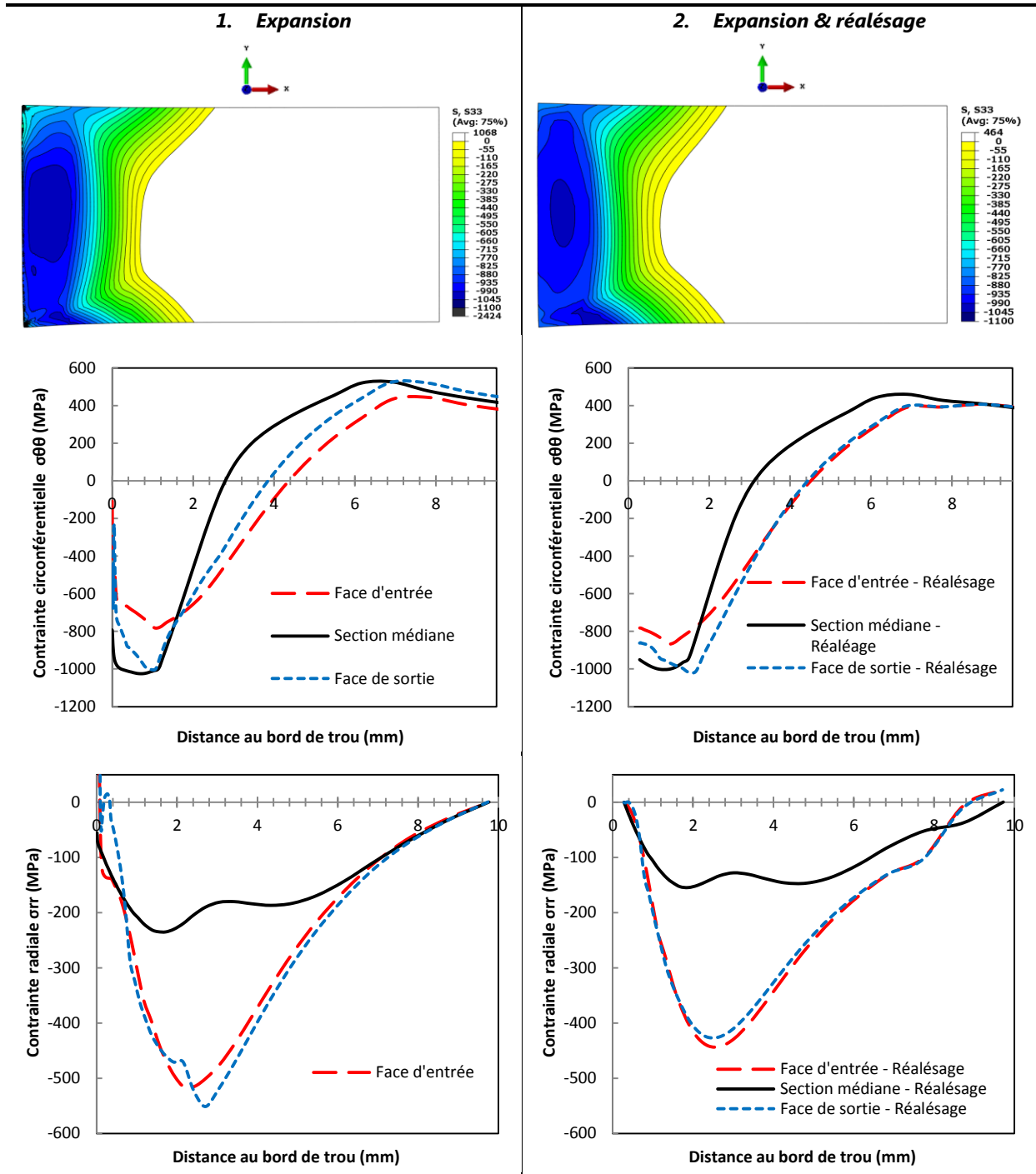


Figure A.3. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage Ti-6Al-4V recuit (β).

- Expansion de l'alliage T40

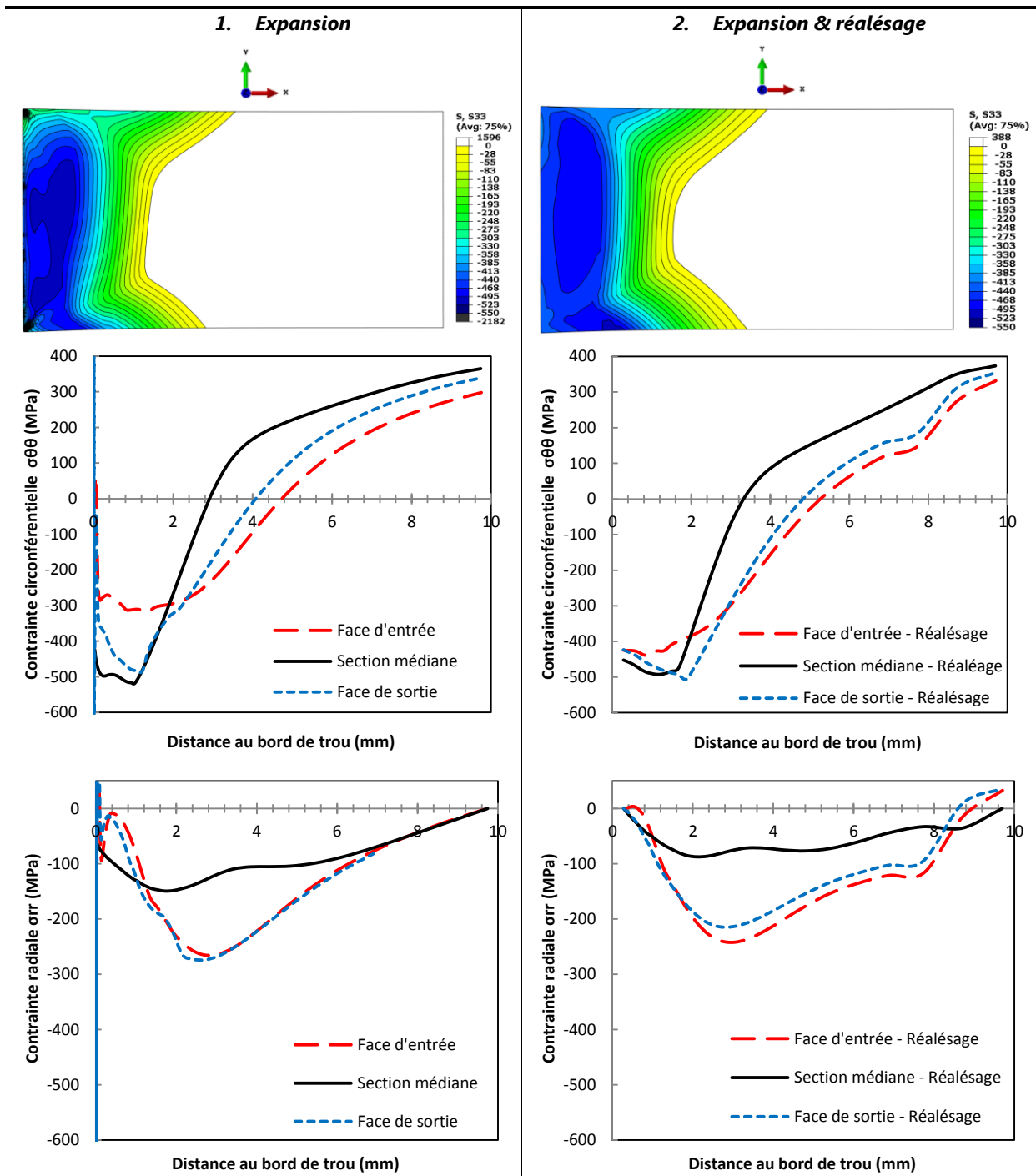


Figure A.4. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un alliage T40.

- Expansion de l'acier martensitique 15-5PH

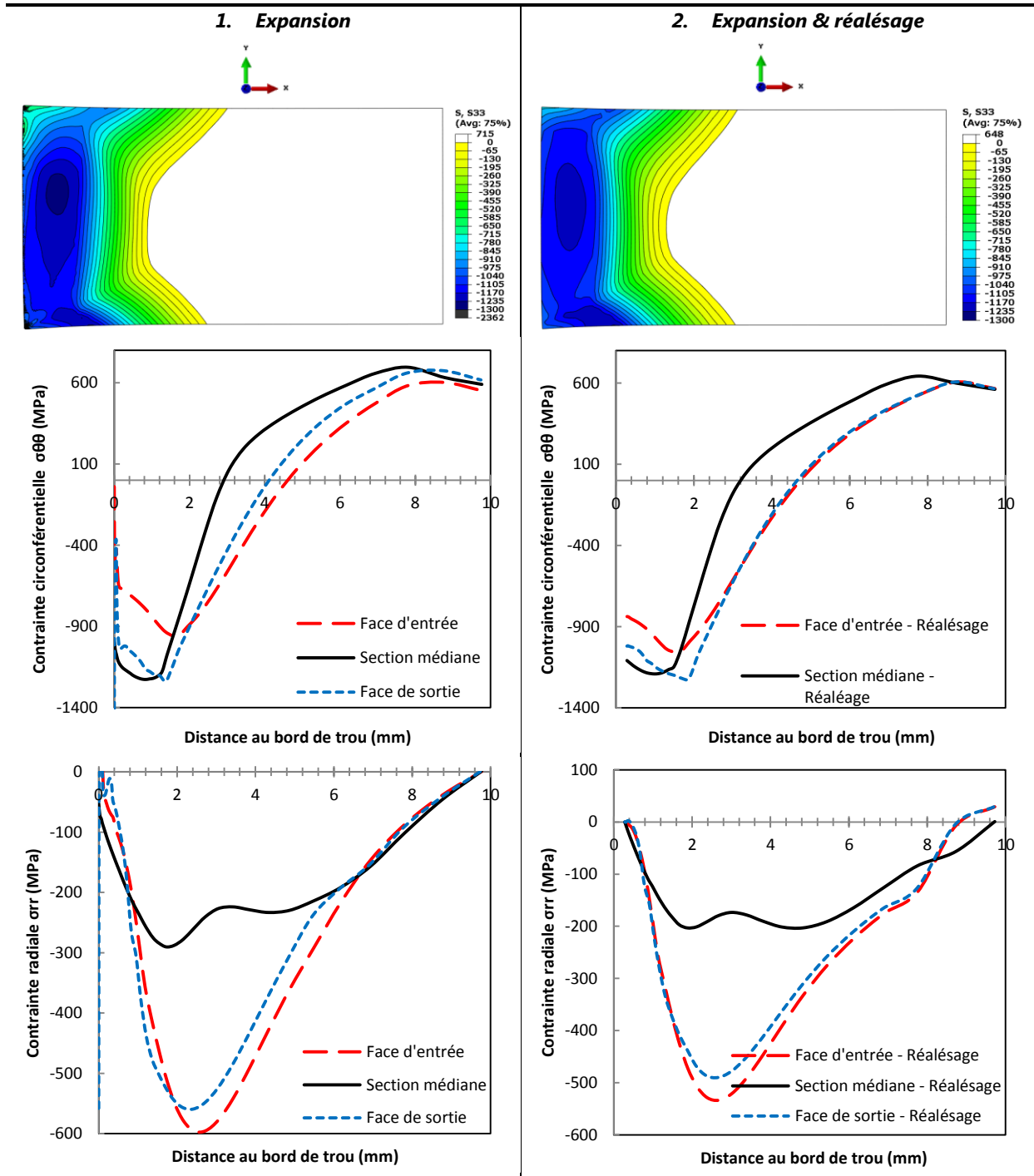


Figure A.5. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un acier 15-5PH.

- Expansion de l'acier martensitique Marval X12

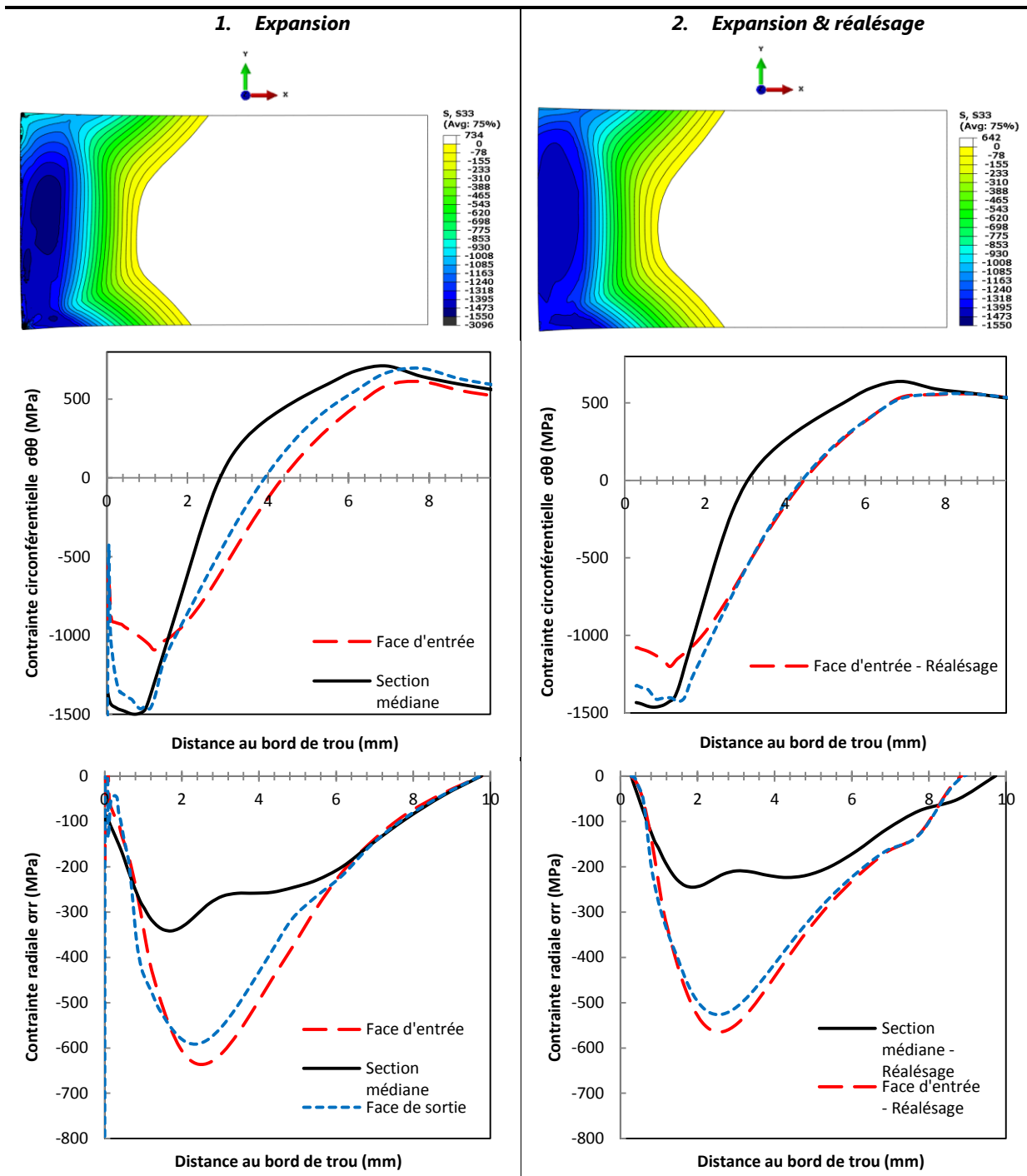


Figure A.6. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) d'un acier Marval X12.

- Expansion du superalliage Inconel 718 STA

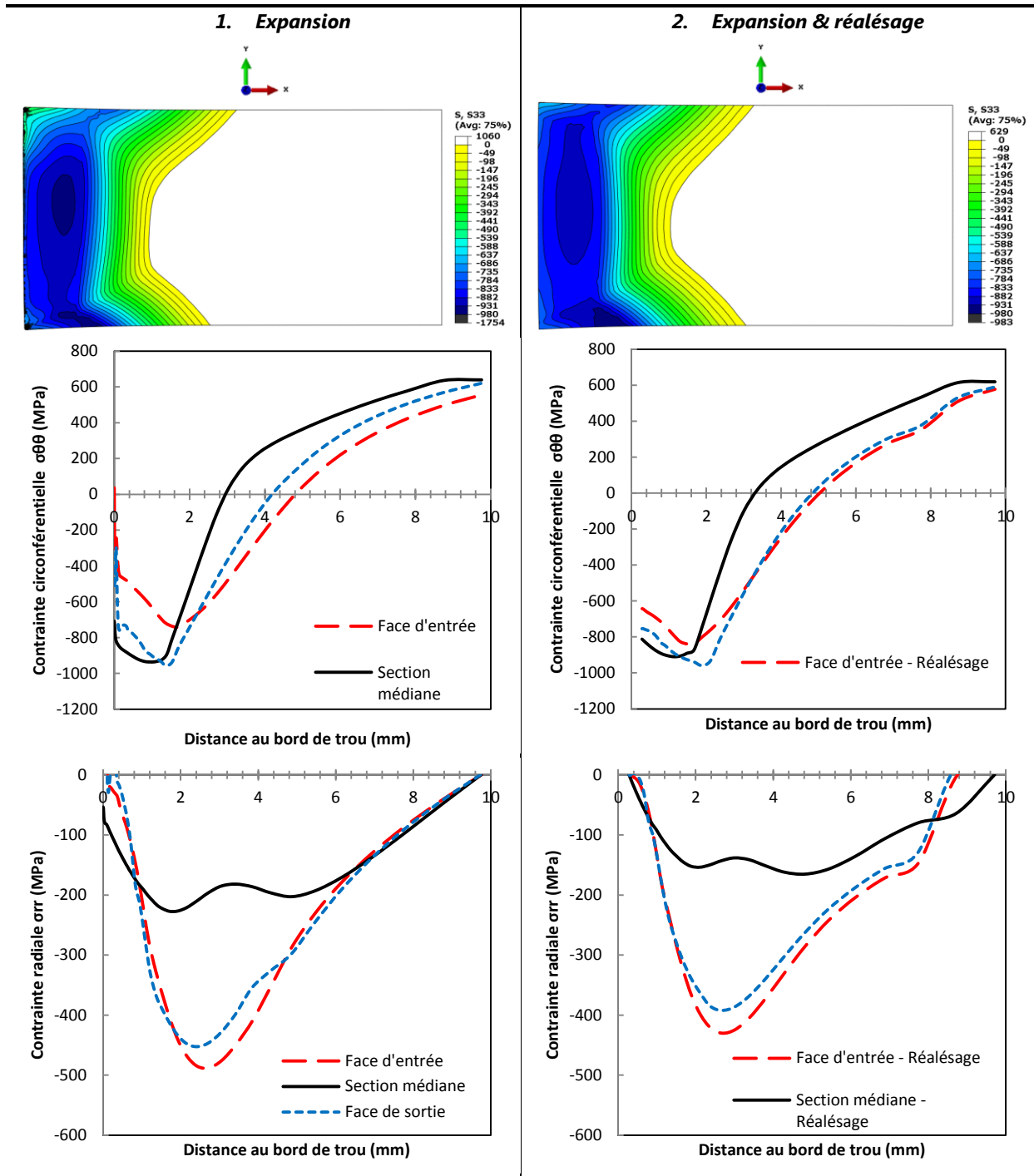


Figure A.7. Contraintes circonférentielles et radiales générées après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) de l'INCONEL 718 STA.

- Expansion de l'alliage d'aluminium 2024 T351

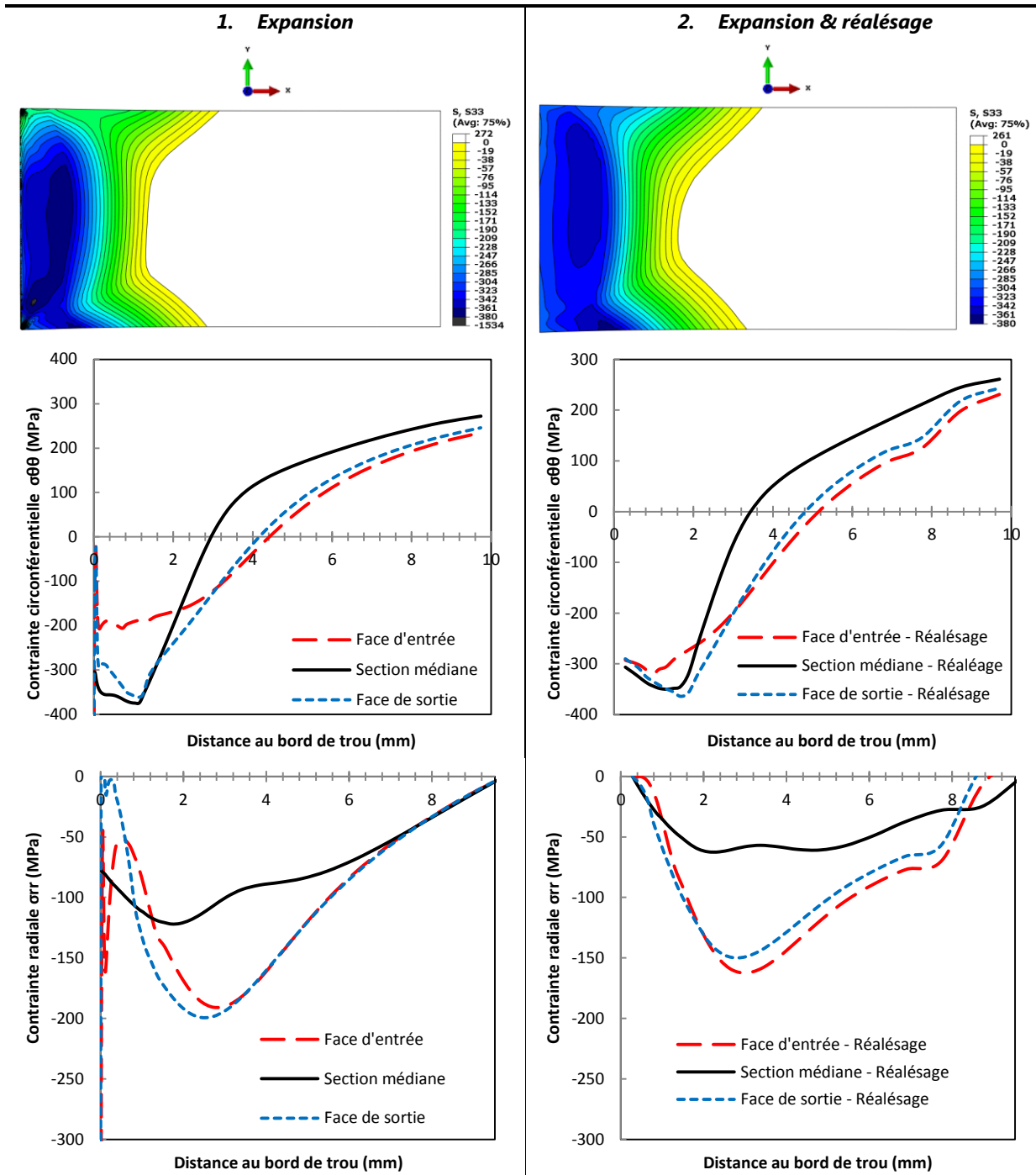


Figure A.8. Contraintes circonférentielles et radiales générés après expansion à froid (colonne de gauche) et après expansion et réalésage (colonne de droite) de l'alliage 2024 T351.

- Expansion d'un empilage de deux alésages en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$

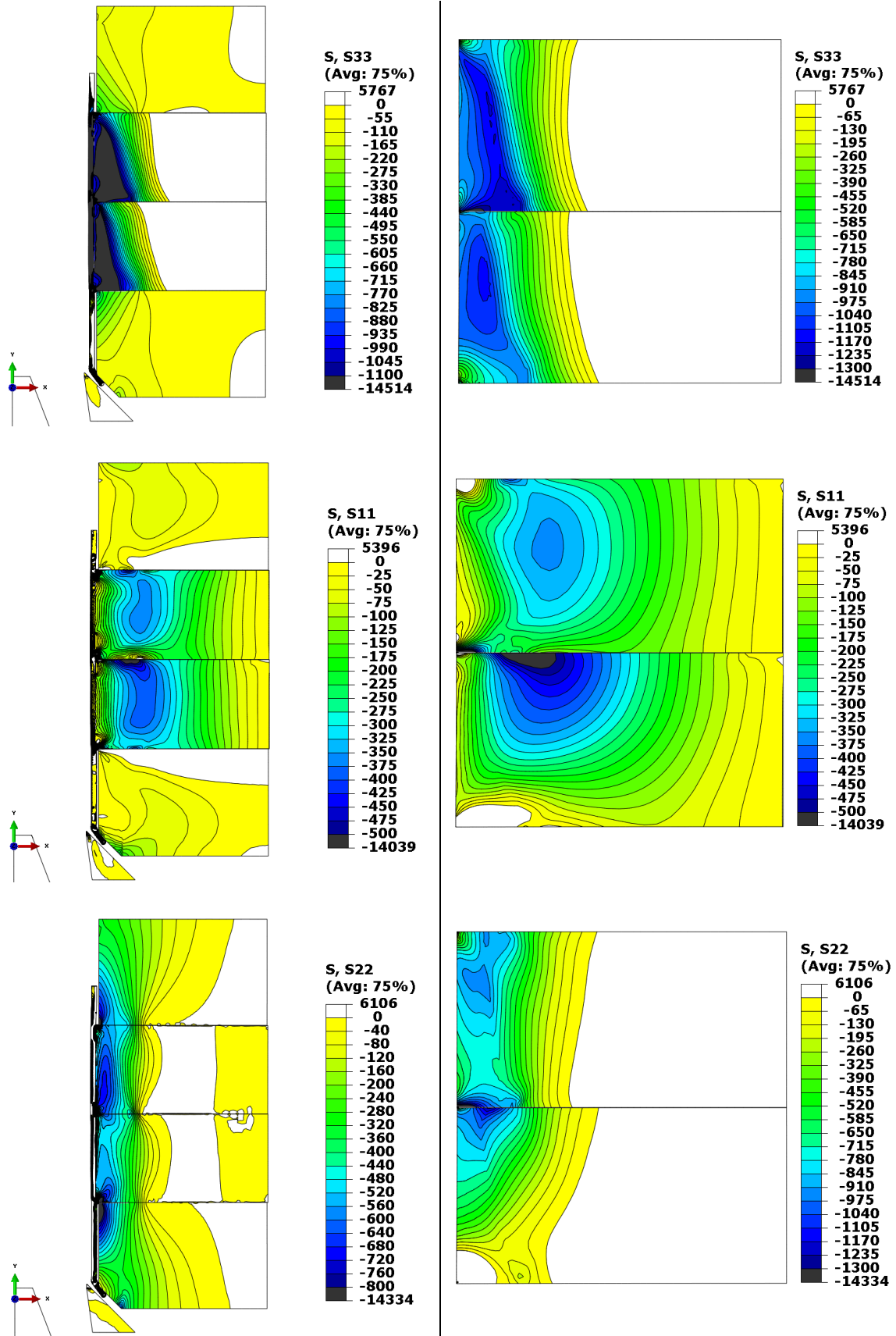


Figure A.9. Champs de contraintes résiduelles générées après expansion d'un empilage rigide (gauche) et après relâchement et réalésage des pièces (droite).

- Expansion d'un empilage en Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ précontraint

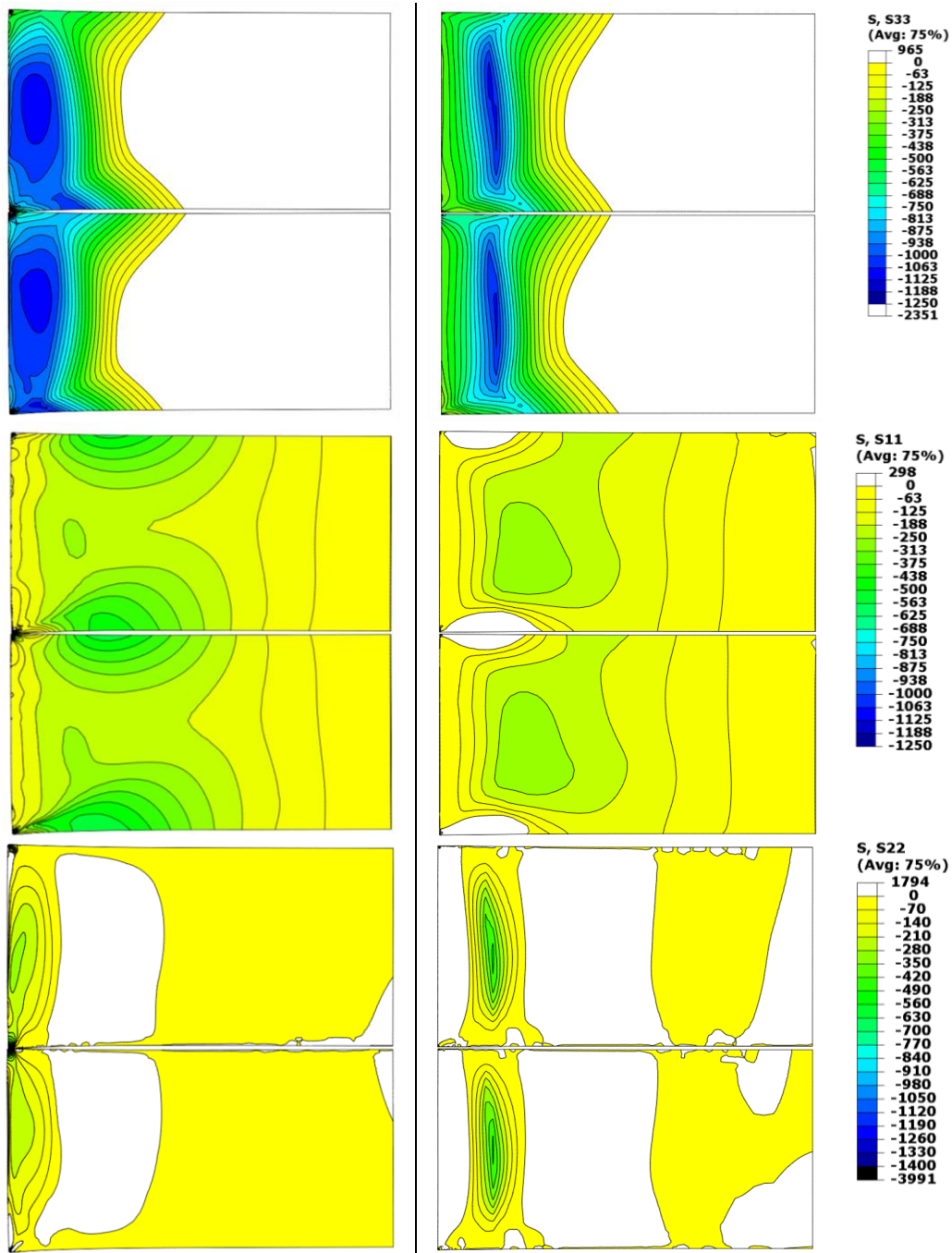


Figure A.10. Champs de contraintes résiduelles générées après expansion d'un empilage précontraint (gauche) et après réalésage des pièces (droite).

ANNEXE B : CARACTERISATION EXPERIMENTALE DES ALESAGES EXPANSES

- *Renseignement sur les matériaux testés*

L'alliage de titane Ti-6Al-4V recuit $\alpha\beta$ (AIMS 03-18-001) est le plus couramment employé pour les applications structurelles aéronautiques. Les tôles employées ont été laminées à chaud et recuites entre 700°C et 800°C. Cet alliage de titane contient des éléments α -gènes et β -gènes (Tableau B.1). Il présente une microstructure biphasée $\alpha+\beta$ équiaxe à température ambiante après recuit. La microstructure présentée en Figure B.1 est révélée par une attaque chimique par solution à l'acide fluorhydrique¹ (30sec). Les tôles utilisées dans cette étude expérimentale sont en conformité avec la norme NF L 00-015C.

L'alliage Ti-6Al-4V recuit β (ELI) (AIMS 03-18-007) utilise une composition chimique identique à celle de l'alliage précédent (Tableau B.1). Il a subi un traitement thermique modifiant fortement sa microstructure. Le traitement appliqué après laminage à chaude est un recuit à une température supérieure au transus β . Les micrographies révèlent une microstructure biphasée lamellaire composée de grains β de grandes dimensions (<2 mm), abritant des colonies de phase α lamellaires, d'orientations diverses. La microstructure présentée Figure B.2 est révélée par une attaque chimique par solution à l'acide fluorhydrique (15sec). Cette microstructure est aussi nommée « Widmanstätten ». Elle provient du refroidissement lent dans le domaine $\alpha+\beta$, permettant la nucléation et la croissance « en bande » de la phase α (en blanc sur les micrographies) aux joints de grains β . Les propriétés mécaniques de l'alliage « β » sont légèrement plus faibles que l'alliage $\alpha+\beta$. Cependant, il est très apprécié pour sa ténacité supérieure. Son K_{IC} est proche de 80 MPa√m (plan L-LT), soit environ le double de celui de l'alliage $\alpha+\beta$. La tôle utilisée dans cette étude expérimentale est en conformité avec la norme NF L 00-015C.

Le 15-5PH (E-Z5CNU15-05/AIMS 04-01-001) fait partie de la famille des aciers martensitiques à durcissement par précipitation. Du fait de ses très bonnes caractéristiques mécaniques et de sa haute résistance à la corrosion, cet acier est très utilisé dans la fabrication des composants aéronautiques. La tôle utilisée a subi un traitement de durcissement type H1025 (552°C – 4H) permettant d'atteindre une résistance en traction théorique proche de 1200 MPa dans le sens longitudinal. Sa composition, fournie par les standards aéronautiques, est présentée dans le Tableau B.2. Les micrographies présentées en Figure B.3 sont obtenues via une attaque chimique Caling N°2² (15sec) et révèlent une microstructure martensitique aiguillée.

Enfin, l'INCONEL 718 (NiCr19Fe19Nb5Mo3) est le superalliage le plus répandu pour les applications de pièces mécaniques soumises à des températures élevées (entre 540°C et 700°C). C'est un alliage à base nickel au chrome, très résistant à la corrosion et capable de maintenir des propriétés mécaniques élevées sur un large spectre de température. La composition chimique de cet alliage est fournie par les standards aéronautiques (Tableau B.3). La tôle utilisée dans cette étude est dans un état mise en solution et recuit, sans traitement de durcissement spécifique réalisé en aval (dureté de 300 HV en surface).

¹ 10% HF, 88% H₂O, 2% HNO₃.

² CuCl₂ (4g), acide chlorhydrique (80mL) et Méthanol (80mL).

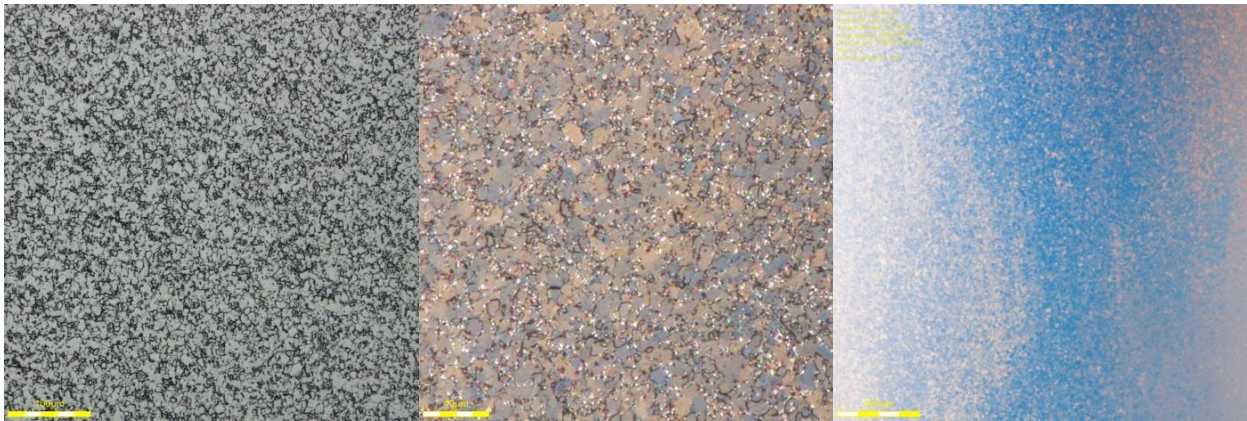


Figure B.1. Microstructure du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ équiaxe dans le plan L-LT. Echelle 100 μm (gauche), 40 μm (centre, lumière polarisée) et 400 μm (droite).



Figure B.2. Microstructure du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ équiaxe dans le plan L-LT. Echelle 100 μm (gauche), 500 μm (droite, lumière polarisée).

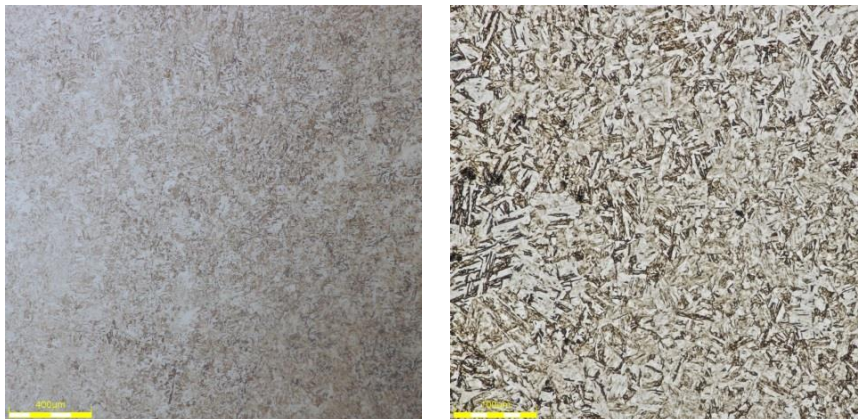


Figure B.3. Microstructure du Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ équiaxe dans le plan L-LT. Echelle L-LT 400 μm (gauche), 100 μm (droite).

%m	Ti	Al	V	Fe	O	C	H	N
Min	Base	5,5	3,5	-	-	-	-	-
Max	Base	6,75	4,5	0,3	0,2	0,08	0,015	0,05

Tableau B.1. Composition chimique du Ti-6Al-4V.

%m	Fe	Cr	Ni	Cu	Nb+Ta	C	Si	Mn	P	S	Mo
Min	Base	14,3	4,5	2,5	5.C	-	-	-	-	-	-
Max	Base	15,3	5,5	4,5	0,45	0,07	1	1	0,025	0,005	0,5

Tableau B.2. Composition chimique du 15-5PH.

%m	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	Co	Mn	Cu	Al	Ti	Si
Min	Base	17	3,5	2,8	4,75	-	-	-	0,2	0,65	-
Max	Base	21	4,5	3,3	5,5	1	0,35	0,3	0,8	1,15	0,35

Tableau B.3. Composition chimique de l'Inconel 718.

- Paramètres d'usinage

	VC (m/min)	Fz (mm/tr/dts)	Outil
Surfaçage ébauche	90	0,150	Fraise tourteau 2 tailles (6 dents) plaquette carbure ronde
Surfaçage finition	72	0,050	Fraise tourteau 2 tailles (7 dents) plaquette carbure 45°
Perçage orbital ébauche	50	0,030	Fraise 2 tailles (4 dents)
Perçage orbital finition	72	0,050	Fraise 2 tailles (4 dents)
Perçage axial ébauche	10	0,10	Foret hélicoïdal carbure
Perçage axial finition	15	0,025	Alésoir hélicoïdal carbure

Tableau B.4. Paramètres de coupe pour le Ti-6Al-4V.

	VC (m/min)	Fz (mm/tr/dts)	Outil
Surfaçage ébauche	90	0,15	Fraise tourteau 2 tailles (6 dents) plaquette carbure ronde
Surfaçage finition	72	0,05	Fraise tourteau 2 tailles (7 dents) plaquette carbure 45°
Perçage orbital ébauche	50	0,03	Fraise 2 tailles (4 dents)
Perçage orbital finition	72	0,05	Fraise 2 tailles (4 dents)

Tableau B.5. Paramètres de coupe pour l'acier 15-5PH et l'Inconel 718.

Résumé :

Ces travaux de thèse ont pour objectif de contribuer au développement de procédés innovants pour les assemblages contenant des métaux durs. Du fait de l'arrivée de nouveaux réacteurs toujours plus performants et de par la nécessité de l'augmentation de la durée en service des avions commerciaux, la conception et la justification en fatigue des structures en métaux durs est un challenge. Afin d'améliorer la durée de vie des zones d'assemblages, apparaissant comme les plus critiques, la recherche de procédés technologiques répondant à cette problématique apparaît comme une voie très intéressante. Le procédé d'expansion à froid, dont l'efficacité a été prouvée à de nombreuses reprises sur les alliages d'aluminium et dont les qualités sont nombreuses, a attiré notre attention. La revue de la littérature est peu explicite vis-à-vis des travaux dédiés à son utilisation sur les métaux durs. L'objectif de la thèse est d'apporter une réponse quant à l'intérêt de l'utilisation du procédé d'expansion au sein des métaux durs, mesuré notamment par son impact sur la performance en fatigue. Plus généralement, il s'agit de comprendre son fonctionnement et son mode d'action. Dans les travaux réalisés, les challenges scientifiques et techniques s'articulent autour de plusieurs thématiques d'étude. Des essais expérimentaux ont été effectués en vue de prouver la faisabilité du procédé mais aussi de mesurer de son impact sur la tenue fatigue d'alésages en alliages de titane (Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ et recuit β), en acier inoxydables à durcissement structural (15-5PH) mais aussi en superalliages à base Nickel (Inconel 718). L'efficacité du procédé a été prouvée et les gains apportés par la technologie sont importants. D'un autre côté, la problématique de la détermination des champs résiduels en bord de trou reste un réel défi pour la communauté intéressée par l'expansion à froid. La considération cette fois-ci des métaux durs apporte un degré supplémentaire de nouveauté et d'inconnu. La méthodologie générale employée réside dans la considération d'études numériques et expérimentales afin d'étudier la réponse des métaux durs à l'expansion à froid. Des modèles éléments finis axisymétriques ont été développés en vue de simuler le procédé complet d'expansion à froid réalisée au sein d'alésages et d'empilages de divers métaux durs. Les résultats numériques fournis ont été mis en parallèle avec ceux issus de mesures expérimentales, telles que la méthode du trou incrémental. Le but étant ainsi d'obtenir les cartographies les plus fiables possibles des contraintes résiduelles triaxiales générées en bord de trou mais aussi de rechercher de stratégies d'optimisations du procédé.

Mots clés :

Matériaux et procédés, Procédé d'expansion à froid, métaux durs, technologies d'assemblage, Performance en fatigue.

Abstract:

This thesis aims to contribute to the development of innovative processes for mechanical components made of hard metals (Titanium, steels and superalloys). In the aeronautical field, the design of ever more efficient and reliable structures remains a technical challenge. In mechanical assemblies, hole edges are the seats of high stress concentrations and are a major risk site for crack initiation. To fight against this damage, manufacturing technologies such as cold expansion are widespread for aluminium applications but not for hard metal. The objective of this study is to provide answers concerning the impact of the cold expansion on the fatigue performance of holes and understand the mechanisms of the process in these high performance alloys. In the present work, the methodology proposed is to carry out both experimental and numerical studies of the response of hard alloy holes subjected to cold expansion. An extensive experimental campaign has been set up. It includes several materials (Ti-6Al-4V $\alpha\beta$ and β annealed, 15-5PH & Inconel 718) and aims to test many parameters. The process has proved very effective on the fatigue performance in these high performance alloys. On the other hand, the main technical and scientific challenge lies in determining the stress fields generated within the material after cold expansion, especially in hard metals, the behaviour of which can be diverse and complex. The numerical modelling strategy chosen has led to the development of polyvalent axisymmetric models that are dedicated to simulation of the split sleeve process. Experimental and numerical results were compared using various methodologies, such as the incremental hole drilling technique. Measurements have validated the finite element simulations, with the purpose of mapping the residual fields in the expanded metallic section and the proposal of optimisation techniques.

Keywords:

Materials and processes, Cold expansion process, Hard metals, Assembly technologies, Fatigue performance.