

JEAN-PHILIPPE BOURGET

OPTIMISATION DU TRAITEMENT THERMIQUE DES TUBES D'ALUMINIUM 6063 ÉTIRÉS À FROID

Mémoire présenté
à la Faculté des études supérieures de l'Université Laval
dans le cadre du programme de maîtrise en génie civil
pour l'obtention du grade de *maître ès sciences* (M.SC.)

DÉPARTEMENT DE GÉNIE CIVIL
FACULTÉ DES SCIENCES ET DE GÉNIE
UNIVERSITÉ LAVAL
QUÉBEC

2007

Résumé

L'étirage à froid des tubes d'aluminium extrudés améliore leur fini de surface et augmente leur résistance ; cependant cela diminue leur ductilité. Pour atteindre la ductilité exigée lors des opérations subséquentes de pliage, les tubes sont traités thermiquement après l'étirage à froid. Pour résoudre un problème industriel, ce projet vise à déterminer les conditions de traitement thermique optimales (temps et température) pour obtenir des propriétés mécaniques (limite élastique, limite ultime et allongement à la rupture) exigées par la condition T832 de l'alliage 6063 spécifiée par la norme ASTM associée et éliminer les pertes dues à des ruptures lors du pliage des tubes. De plus, le projet expose l'influence de la quantité de déformation par étirage sur les propriétés après le traitement thermique. Enfin, il cherche à déterminer si le temps de montée en température du four peut contribuer au traitement thermique afin d'augmenter la productivité du procédé.

Mots clés : AA6063, étirage, ductilité, pliability, traitement thermique, tubes, vieillissement.

Abstract

Cold drawing of extruded aluminium tubes not only improves the surface quality but also increases their strength, however ductility of the tubes decreases. To improve the ductility required for the following bending operations, tubes are heat treated after the cold drawing operation. To resolve an industrial problem, this research aims to determine the optimal heat treatment conditions for obtaining the required mechanical properties (yield strength, ultimate tensile strength and elongation to fracture) based on the ASTM 6063-T832 temper and also avoiding scraps caused by failure during the bending operation. Moreover, this research investigates the effect of the amount of prestrain imposed by cold drawing on mechanical properties after the heat treatment. Finally, it is interesting to know if the heating period inside the furnace before reaching the targeted temperature could be exploited as part of the required heat treatment to increase the productivity of the process.

Keywords : AA6063, aging, bendability, drawing, ductility, heat treatment, tubes.

Avant-Propos

Ce projet de recherche est issu d'un partenariat entre divers regroupements reliés au domaine de l'aluminium et il constitue une première quant au contexte de participation de ces intervenants. Il est basé sur une problématique industrielle rattachée à l'entreprise Spectube (devenu Alfiniti en 2007) qui œuvre dans le domaine de l'étrirage des tubes d'aluminium.

Je tiens à remercier le Conseil de recherche en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG) qui m'a donné une bourse d'étude permettant de subvenir à mes besoins durant la maîtrise. Je tiens également à remercier le Centre des technologies de l'aluminium (CTA) localisé à Chicoutimi (une division de l'Institut des matériaux industriels du Conseil de recherches national du Canada) et son personnel pour avoir mis à ma disposition les équipements et les locaux nécessaires à cette recherche et donné du temps de formation fort utile lors de l'expérimentation. Le Centre de recherche sur l'aluminium - REGAL a, quant à lui, financé les frais de séjour et de déplacement ce qui fut fort apprécié. Les chercheurs du REGAL et du CTA ont contribué à définir dès le départ le projet de recherche de manière claire et ferme avec les dirigeants de Spectube. Leur participation a favorisé de façon indéniable la réussite du projet.

Cette expérience m'a permis d'interagir avec plusieurs personnes provenant de différents milieux. Concilier les intérêts de chacun et conserver en tête l'objectif initial visé n'a pas toujours été facile. Je crois personnellement que ce genre de contexte de recherche est des plus enrichissants et des plus prolifiques tant au niveau des résultats et du transfert de connaissance que du renforcement d'un réseau de recherche essentiel à notre société.

Enfin, je tiens à remercier sincèrement et spécialement tous ceux et celles qui ont à un moment ou à un autre pris le temps de m'écouter, de m'appuyer et de m'encourager dans mes démarches ; à tous ceux qui ont cru et continuent à croire en moi, je dis merci puisqu'ils ont permis de faire de moi quelqu'un de meilleur.

Jean-Philippe
Chicoutimi, octobre 2006

À Emilie ; ma précieuse rose, mon beau renard.

Table des matières

Résumé.....	ii
Abstract.....	iii
Avant-Propos.....	iv
Table des matières.....	viii
Liste des tableaux.....	x
Liste des figures.....	xi

1. Introduction **13**

1.1	Définition de la problématique.....	13
1.2	Caractéristiques recherchées découlant de la problématique.....	17
1.2.1	Résistance mécanique.....	17
1.2.2	Apparence et esthétique suite au pliage.....	17
1.2.3	Productivité du traitement thermique.....	18
1.3	Introduction au projet de recherche et intervenants.....	18
1.4	Objectifs et contenu du mémoire.....	18

2. Revue de littérature **20**

2.1	Les traitements thermiques de l'aluminium.....	20
2.2	La nature du traitement thermique actuel chez Spectube.....	23
2.3	Paramètres influençant la réponse au traitement thermique.....	23
2.3.1	Influence du pourcentage de déformation initiale.....	23
2.3.2	Influence de la température du traitement.....	29
2.3.3	Influence du temps de traitement.....	31
2.3.4	Influence du taux de chauffage.....	31
2.3.5	Influence de la condition de la matière première.....	32
2.4	Synthèse de la revue de littérature.....	34
2.5	Paramètres pris en compte dans l'étude.....	35

3. Protocole expérimental **36**

3.1	Tubes d'aluminium utilisés.....	36
3.2	Essais de traction.....	37
3.3	Chauffage des tubes.....	39
3.4	Mesure de dureté.....	40
3.5	Méthode de photo-déformation.....	41
3.6	Préparation des micrographies.....	41
3.7	Présentation du protocole.....	42
3.7.1	Partie A - Caractérisation de la matière première.....	42
3.7.2	Partie B - Caractérisation du four Spectube.....	42
3.7.3	Partie C - Détermination du traitement thermique optimal.....	42
3.7.4	Partie D - Détermination de l'influence du taux de chauffage.....	43
3.7.5	Partie E - Essais de pliage.....	44
3.7.6	Partie F - Caractérisation de la condition 6063-T4.....	44
3.7.7	Partie G - Caractérisation des raquettes pliées chez Spectube.....	45
3.7.8	Partie H - Influence du pourcentage de prédéformation.....	45

4. Résultats **48**

4.1	Partie A - Caractérisation de la matière première.....	48
-----	--	----

4.1.1	Essais expérimentaux	48
4.1.2	Observations microscopiques de la matière première	49
4.1.3	Compte-rendu de la visite industrielle	51
4.2	Partie B - Caractérisation du four Spectube	51
4.2.1	Caractérisation des tubes étirés sans TT	51
4.2.2	Caractérisation du four Spectube	52
4.3	Partie C - Détermination du traitement thermique optimal	54
4.3.1	Influence du temps de traitement	54
4.3.2	Influence de la température de traitement	55
4.4	Partie D - Détermination de l'influence du taux de chauffage	58
4.5	Partie E - Essais de pliage	58
4.5.1	Influence du traitement thermique	58
4.5.2	Influence du rayon de pliage	61
4.6	Partie F - Caractérisation de la condition 6063-T4	61
4.7	Partie G - Caractérisation des raquettes pliées chez Spectube	62
4.8	Partie H - Influence du pourcentage de prédéformation	69
4.9	Partie I - Observations métallographiques	71
5. Analyse		74
5.1	Caractérisation de la matière première	74
5.2	Caractérisation du four Spectube	75
5.3	Détermination de l'influence des paramètres de TT à l'étude	76
5.3.1	Influence du temps de traitement	76
5.3.2	Influence de la température de traitement	77
5.3.3	Influence du temps de montée en température	78
5.3.4	Influence de la condition de la matière première	78
5.3.5	Influence de la quantité de prédéformation	79
5.4	Identification des critères pour déterminer le traitement thermique optimal	81
5.4.1	Conformité à la norme ASTM B483M	81
5.4.2	Pliabilité	81
5.4.3	Productivité	83
5.5	Choix du traitement thermique optimal	86
5.5.1	Alliage 6063-T832 (F)	86
5.5.2	Alliage 6063-T832 (T4)	86
5.5.3	Alliage 6063-T831 (F)	87
5.6	Ruptures survenant lors du pliage	87
5.7	Cause de la problématique dans la production de Spectube	94
6. Conclusion		96
6.1	Conclusions et retombées concrètes du projet	96
6.2	Travaux futurs et recommandations	97
7. Bibliographie		99
Annexe A	Investigation sur le fonctionnement du montage de traction	102
Annexe B	Investigation de l'influence du positionnement de l'extensomètre ..	104
Annexe C	Compte rendu de la visite industrielle chez Indalex	107
Annexe D	Dureté des tubes en fonction du traitement thermique	109
D.1	Dureté macroscopique Rockwell	109
D.2	Dureté macroscopique Webster	109
D.3	Dureté microscopique Vickers	110

Liste des tableaux

Tableau 1.1 - Traitements thermiques utilisés par Spectube.....	14
Tableau 1.2 - Propriétés mécaniques minimales des conditions normalisées [ASTM B 483M] [1]..	17
Tableau 2.1 - Traitements thermiques usuels standardisés par l'ASTM [6]	22
Tableau 2.2 - Variation des propriétés mécaniques d'un tube étiré au cours d'un vieillissement pour différentes températures [16]	31
Tableau 2.3 - Variation des propriétés mécaniques d'un tube étiré au cours d'un vieillissement pour différents temps de traitement [16].....	31
Tableau 2.4 - Variation des propriétés mécaniques d'un tube étiré au cours d'un vieillissement pour différents temps de traitement avec matière première en condition T4 [16].....	33
Tableau 3.1 - Étendue des paramètres des tests de la partie D	43
Tableau 3.2 - Paramètres de l'étude de la partie H	46
Tableau 4.1 - Composition chimique de l'alliage 6063-F utilisé [ASTM B483] [1]	48
Tableau 4.2 - Propriétés mécaniques des tubes extrudés de 6063-F	50
Tableau 4.3 – Comparaison des propriétés mécaniques des autres lots de tubes extrudés utilisés dans le projet	50
Tableau 4.4 - Propriétés mécaniques minimales des tubes extrudés [ASTM B221M] [24].....	50
Tableau 4.5 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes de 25.4 mm étirés sans TT.....	51
Tableau 4.6 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes de 19.05 mm étirés sans TT.....	51
Tableau 4.7 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes de 19.05 mm 6063-T4 étirés sans TT	52
Tableau 4.8 - Autres détails du traitement thermique effectué chez Spectube	53
Tableau 4.9 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes après le TT chez Spectube lors de ce traitement thermique	53
Tableau 4.10 - Nombre de ruptures observées lors du pliage des tubes avec différents TT (9 tubes par essai).....	59
Tableau 4.11 - Allongement moyen de la fibre externe pour différents rayons de pliage	61
Tableau 4.12 - Propriétés mécaniques des tubes cassés chez Spectube selon la position des éprouvettes dans le tube	69
Tableau 4.13 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes suite à l'étirage	71
Tableau 5.1 – Limites de temps d'exposition à 160°C pour être conforme à la condition 6063-T832	80
Tableau 5.2 - Limites de temps pour respecter la condition T832 du 6063 selon différentes température de TT.....	81
Tableau 5.3 - Limites de temps pour un pliage conforme selon différentes températures de TT	81
Tableau 5.4 - Compilation des résultats pour le paramètre – Allongement à la rupture	85
Tableau 5.5 – Proportion des cas de pliage valides pour chaque paramètre et sa valeur limite associée.....	85
Tableau 5.6 - Traitement thermique optimal pour chacune des conditions considérées	86

Liste des figures

Figure 1.1 - Schéma du procédé d'étirage à froid.....	13
Figure 1.2 - Schéma du four utilisé par Spectube.....	14
Figure 1.3 - Tubes d'aluminium utilisés et exemples de raquettes produites par Spectube	15
Figure 1.4 - Tubes cassés lors du pliage	15
Figure 1.5 - Procédé de production utilisé par Spectube pour la fabrication de raquettes à neige..	15
Figure 1.6 - Schéma de l'étape de pliage par le procédé de pliage étirage	16
Figure 2.1 - Variation de la résistance d'un alliage de la série 6000 lors d'un traitement de vieillessement artificiel (inspiré de [9] à 165°C)	22
Figure 2.2- Variation de la dureté du 6061 lors d'un traitement de vieillissement artificiel à 175°C avec et sans prédéformation (prédéformation de 50% à 25°C) [8].....	27
Figure 2.3 - Influence de la prédéformation sur la réponse au vieillissement à 75°C du 6061 [8] ...	27
Figure 2.4 - Limite élastique et allongement à la rupture avant et après un TT de 1 heure à 200°C en fonction du pourcentage de déformation (6003) [11]	28
Figure 2.5 - Limite élastique et allongement à la rupture avant et après un TT de 1 heure à 185°C en fonction du pourcentage de déformation (6063) [16]	28
Figure 2.6 - Influence de la prédéformation sur la réponse au vieillissement à 165°C (6013) [9]....	29
Figure 2.7 - Propriétés mécaniques du 6063 pour un vieillissement de 5.5 heures à différentes températures [17]	30
Figure 2.8 - Propriétés mécaniques du 6063 pour un vieillissement à 175°C pour différentes durées [17]	30
Figure 3.3 - Positionnement de l'extensomètre sur le tube lors d'un essai de traction	38
Figure 3.4 - Four de traitement thermique utilisé et disposition des tubes lors des TT	40
Figure 3.5 - Illustration du scénario de traitement thermique de la partie D	44
Figure 3.6 - Tubes pliés lors de la partie E du protocole expérimental	45
Figure 4.1 - Micrographies attaquées des tubes extrudés fournis en condition F et T4	49
Figure 4.2- Température des échantillons placés dans le four Spectube.....	53
Figure 4.3 - Propriétés mécaniques des échantillons placés dans le four Spectube	54
Figure 4.4 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement à 160°C pour différents temps de chauffage.....	56
Figure 4.5 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique à 160, 180 et 200°C pour différents temps de chauffage	56
Figure 4.6 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique de 30 minutes pour différentes températures de chauffage	57
Figure 4.7 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique de 60 minutes pour différentes températures de chauffage	57
Figure 4.8 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique à 160°C avec un temps de montée de 10, 60 et 90 minutes.....	58
Figure 4.9 - Tubes de 6063-F traités à 160°C et pliés	60
Figure 4.10 - Tubes de 6063-F traités à 200°C et pliés	60
Figure 4.11 - Tubes de 6063-T4 traités à 160°C et pliés	60
Figure 4.12 - Propriétés mécaniques des tubes étirés de 6063-F et 6063-T4 après un traitement à 160°C.....	62
Figure 4.13 - Incrustation de copeaux à la deuxième passe d'étirage	63
Figure 4.14 -Retour élastique non uniforme d'une raquette selon la position angulaire de la paroi mince	63
Figure 4.15 - Rupture de tube lors du pliage	64
Figure 4.16 - Déchirement le long d'un segment d'extrusion lors du pliage	64
Figure 4.17 - Plissage de la paroi interne	65
Figure 4.19 - Tubes cassés lors du premier pli.....	67
Figure 4.20 - Ruptures des tubes survenant au dernier pli de la raquette.....	68
Figure 4.21 - Éprouvettes pliées prises à partir de tubes cassés	68

Figure 4.22 - Limites élastique et ultime des tubes de 6063-T4 traités thermiquement à 160°C en fonction du temps pour différents pourcentage de prédéformation	70
Figure 4.23 - Allongement à la rupture des tubes de 6063-T4 traités thermiquement à 160°C en fonction du temps pour différents pourcentage de prédéformation	70
Figure 4.25 - Présence de particules dans les cupules traversées par la fissure	72
Figure 4.26 - Détails de la pointe de la fissure comportant des porosités issues de la décohésion de particules	72
Figure 4.27 - Microfissures près des particules dans la région de déformation plastique devant la fissure principale (MEB)	73
Figure 4.28 - Détail d'une microfissure sous la surface polie près d'une particule (MEB)	73
Figure 5.1 - Nombre d'heures à 160°C ou plus pour chaque tube au cours de la journée instrumentée chez Spectube.....	75
Figure 5.2 - Variation du ratio [limite ultime/limite élastique] en fonction du TT	84
Figure 5.3 - Variation de l'allongement à la limite ultime et à la rupture en fonction du TT	84
Figure 5.4 - Tubes traités thermiquement pliés de 10 à 150° - l'essai comporte 5 ruptures sur 8 tubes testés	88
Figure 5.5 - Amorces de ruptures observées sur les tubes pliés.....	88
Figure 5.6 - Section d'une amorce de rupture observée à l'extrados d'un tube plié	89
Figure 5.7 - Section de l'amorce de rupture attaquée.....	90
Figure 5.8 - Détails des amorces de fissure présentes sur la surface extérieure de l'extrados de la Figure 5.6	90
Figure 5.9 – Schéma des composantes de la plieuse de tube	91
Figure 5.11 Déformation (de l'ingénieur) axiale ϕ_1 sur un tube plié [%].....	93
Figure 5.12 – Déformation (de l'ingénieur) circonférentielle ϕ_2 sur un tube plié [%].....	93
Figure 5.13 - Diagramme de formabilité comprenant les déformations du tube présentées à la Figure 5.11	94
Figure 5.14 - Température des tubes au cours du traitement thermique chez Spectube comprenant quatre paniers de tubes pour raquettes	95

1. Introduction

1.1 Définition de la problématique

La compagnie Spectube¹, située à Chicoutimi, se spécialise dans l'étirage à froid de tube d'aluminium. La matière première utilisée par Spectube est constituée de tubes d'alliage d'aluminium des séries 1100 et 6000 extrudés par des fournisseurs externes notamment *Indalex Aluminum Solutions* situé à Montréal. Pour certaines applications structurales, les tubes extrudés ne sont pas suffisamment résistants ou ont une épaisseur trop importante ; l'étirage à froid est un procédé qui permet de résoudre ces problèmes. Ce procédé est bien établi dans l'industrie et consiste à faire passer un tube d'aluminium à température ambiante entre un mandrin et une matrice d'acier en le tirant au moyen d'un système hydraulique ou mécanique comme l'illustre la Figure 1.1. De l'huile est aspergée sur la surface interne et externe du tube lors de l'opération afin de diminuer l'effort de traction et d'améliorer le fini de surface final.

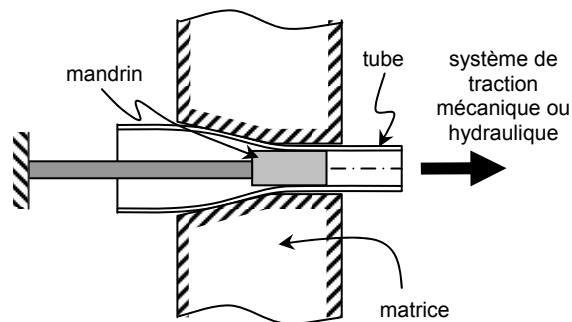


Figure 1.1 - Schéma du procédé d'étirage à froid

Lors de son passage dans la matrice, le tube voit sa section réduite afin d'atteindre le diamètre externe et l'épaisseur de paroi désirés par le client. Le tube peut subir plusieurs passes d'étirage

¹ Spectube est devenu Alfiniti en novembre 2006.

pour obtenir les dimensions finales. Les paramètres d'étirage tels que les diamètres des mandrins et des matrices utilisés, la vitesse d'étirage et la lubrification ont été déterminés et ajustés par Spectube pour chaque produit fini.

L'étirage à froid, tout comme n'importe quel travail à froid, amène une modification de la microstructure et des propriétés mécaniques de l'aluminium (soit la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture²) par le phénomène de l'écroutissage. Afin de pouvoir supporter une opération de pliage subséquente à l'étirage, un traitement thermique (ci-après TT) de 75 minutes à 160°C (320 °F) est effectué sur chaque lot de tubes pour augmenter leur ductilité. Les tubes doivent être maintenus à la température consignée pendant toute la durée du traitement thermique pour assurer leur formabilité. Les principaux traitements thermiques en vigueur dans l'entreprise pour les alliages de la série 6000 sont présentés au Tableau 1.1. Les tubes ainsi traités peuvent être vendus tel quel ou être pliés chez Spectube selon les spécifications particulières des clients.

Tableau 1.1 - Traitements thermiques utilisés par Spectube

Condition normalisée	Température		Temps min
	°C	°F	
6063-T831	235	455	70
6063-T832	160	320	75

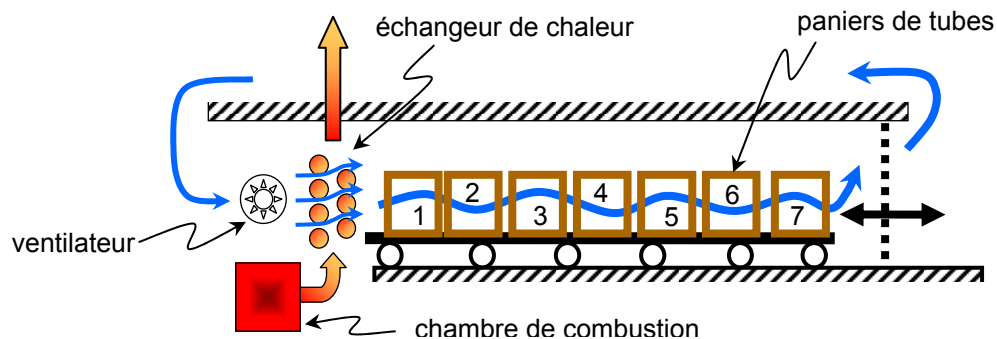


Figure 1.2 - Schéma du four utilisé par Spectube

Le traitement thermique est effectué par lot dans un four à convection forcée schématisé à la Figure 1.2. Par le passé, Spectube a observé des problèmes de répartition de température dans le four s'expliquant par la disposition de l'échangeur de chaleur. Les tubes placés à l'arrière du four (dans le panier 7) nécessitent beaucoup plus de temps pour atteindre la bonne température que les

² Au cours de ce projet, ces trois paramètres seront considérés comme étant à la base de la définition des propriétés mécaniques de l'alliage d'aluminium étudié.



Figure 1.3 - Tubes d'aluminium utilisés et exemples de raquettes produites par Spectube

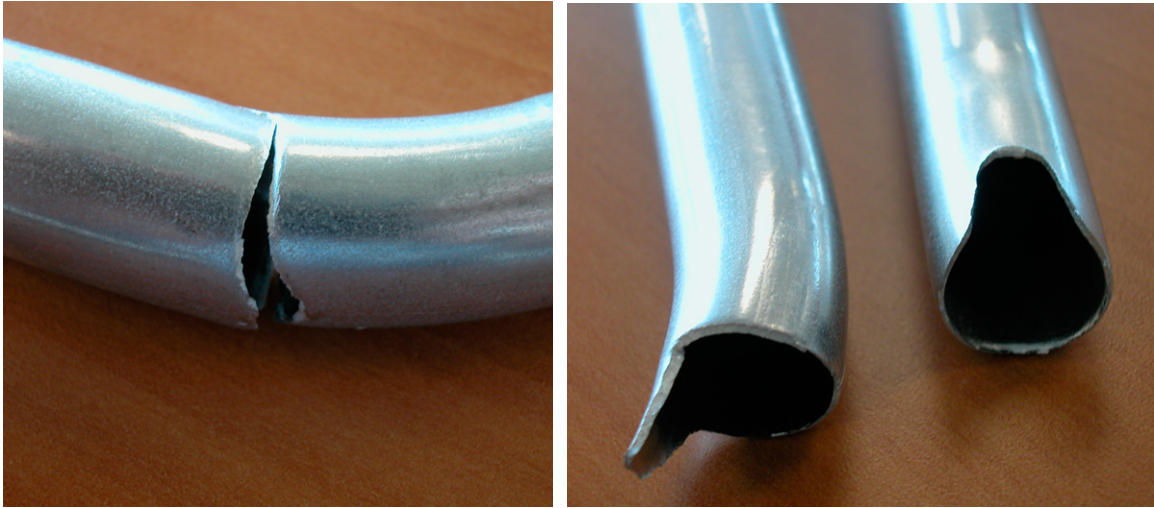


Figure 1.4 - Tubes cassés lors du pliage

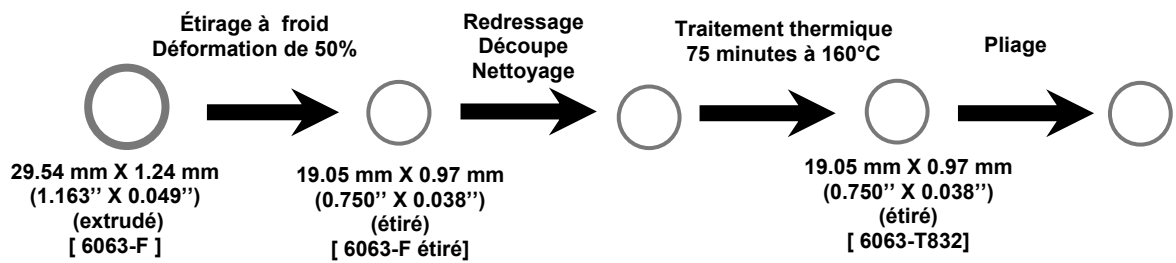


Figure 1.5 - Procédé de production utilisé par Spectube pour la fabrication de raquettes à neige

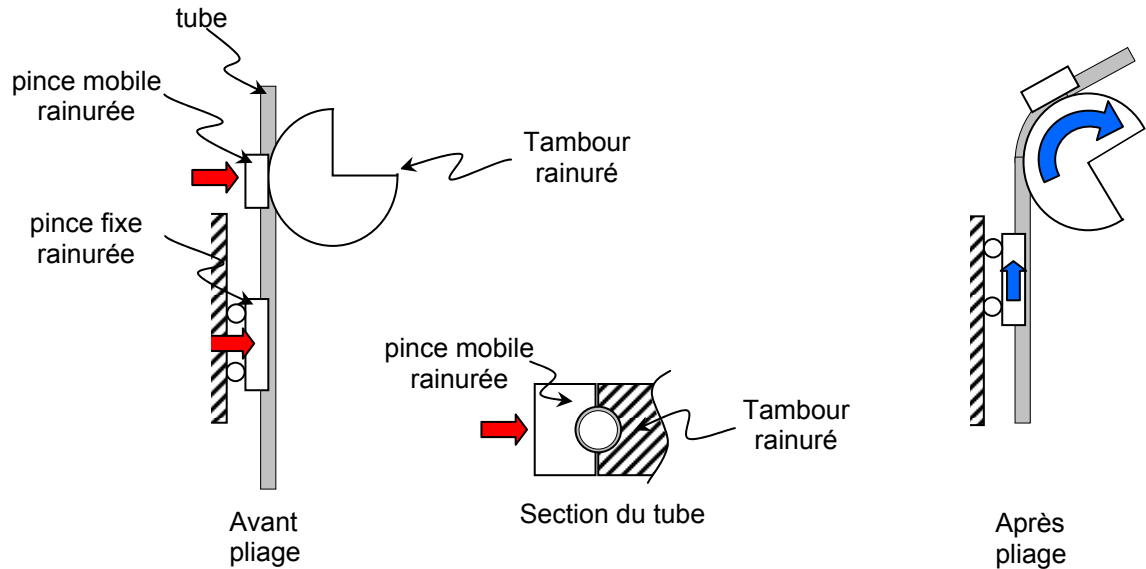


Figure 1.6 - Schéma de l'étape de pliage par le procédé de pliage étirage

tubes placés à l'avant (dans le panier 1). Ceci entraîne une variabilité des propriétés mécaniques des tubes après le TT. De plus, Spectube a observé que certains tubes ou certains lots issus d'une même fournée cassaient parfois de manière imprévisible lors de l'opération de pliage alors que d'autres se déformaient correctement. Les tubes cassés représentent une perte nette pour l'entreprise.

Par le passé, Spectube a observé un fort pourcentage de rejet pouvant être aussi élevé que 50% lors du pliage des tubes destinés à la fabrication de raquettes à neige en aluminium (voir Figure 1.3 et Figure 1.4). Le corps de la raquette est fabriqué à partir d'un tube d'alliage 6063 de 29.54 mm (1.163") de diamètre externe et 1.24 mm (0.049") d'épaisseur étiré à la dimension finale de 19.05 mm X 0.97 mm (0.750" X 0.038") ce qui représente une déformation de 50%^{3,4}. La Figure 1.5 résume le procédé de production des raquettes utilisé par la compagnie et la Figure 1.6 illustre un schéma des composants de la machine servant au procédé de pliage communément appelé en anglais *rotary-draw bending*. Le pliage se fait de manière semi-automatique et l'angle de pliage est contrôlé par la machine. Selon Spectube, ce produit est plus à risque à des problèmes de pliage étant donné son faible rayon de courbure et sa faible épaisseur de paroi. Les responsables du service de qualité chez Spectube ont identifié le traitement thermique non homogène ou inadéquat des tubes étirés comme étant la source première de ces rejets imprévisibles. La température étant

³ Le pourcentage de déformation ou réduction (R) utilisé par Spectube est égal à $R = \frac{A_i - A_f}{A_i}$ où A_i et A_f sont respectivement les aires des sections initiale et finale du tube. Voir la section 3.7.8 pour plus de détails sur ce paramètre.

⁴ L'usage des dimensions impériales entre parenthèses a pour but de faciliter l'utilisation du rapport par Spectube.

non uniforme dans le four, cela affecterait du même coup : la qualité, les propriétés mécaniques des tubes et l'uniformité du pliage des tubes provenant d'une même fournée.

1.2 Caractéristiques recherchées découlant de la problématique

Il existe des caractéristiques essentielles que le produit fini vendu par Spectube doit posséder afin de satisfaire aux exigences du client sans quoi il sera rejeté et constituera une perte nette pour l'entreprise. L'optimisation du traitement thermique des tubes d'aluminium a pour but de respecter ces exigences à un moindre coût et avec un minimum de temps et de ressources humaines. Cette section présente ces exigences.

1.2.1 Résistance mécanique

Afin de s'assurer de la qualité du matériau pour son application, le client exige que le produit respecte une résistance et un allongement à la rupture minimum définis par l'*American Society for Testing and Materials* (ASTM) [1]. Les conditions d'intérêt dans le cadre du projet sont présentées au Tableau 1.2.

Tableau 1.2 - Propriétés mécaniques minimales des conditions normalisées [ASTM B483M [1]

Condition normalisée	Épaisseur du tube		Limite élastique MPa	Limite ultime MPa	Allongement à la rupture (section complète) %
	mm	pouces			
6063-T831	0.63-6.3	0.025 - 0.259	170	195	5
6063-T832	0.63-1.20	0.025 - 0.049	250	285	8
	1.20-6.3	0.050 - 0.259	240	275	8

La norme ASTM B483M [1] mentionne que ces propriétés mécaniques sont les minimums à atteindre et ne mentionne pas de maximums. De plus, elle stipule que ces dernières doivent être atteintes par un travail à froid suite à la mise en solution et au besoin par un traitement de précipitation subséquent à l'opération de travail à froid.

1.2.2 Apparence et esthétique suite au pliage

Les tubes pliés doivent être exempts⁵ :

⁵ Des photos de ces défauts sont présentées à la section 4.7.

- de fissures ou de ruptures ;
- de plissage ;
- de bosses ou gonflements ;
- d'égratignures sévères.

De plus, les tubes doivent respecter les tolérances dimensionnelles du diamètre et de l'épaisseur de la paroi et les tolérances géométriques telles que la planéité de la pièce pliée toutes deux spécifiées par le client. Chez Spectube, ces dernières sont vérifiées à l'aide de gabarits normalisés alors que les défauts d'apparence sont relevés qualitativement par les opérateurs.

1.2.3 Productivité du traitement thermique

Le traitement thermique chez Spectube est une opération qui constitue un goulot d'étranglement qui limite le taux de production de l'entreprise. Le temps consacré à cette opération doit donc être minimal tout en respectant les deux premiers critères énoncés ci-haut.

1.3 Introduction au projet de recherche et intervenants

À la lumière de cette hypothèse, l'entreprise Spectube de paire avec le Centre de recherche sur l'Aluminium - **REGAL** et le Centre des technologies de l'aluminium (**CTA**) une division de l'Institut des matériaux industriels (**IMI**) du Conseil national de recherches du Canada (**CNRC**) a mis de l'avant un projet de recherche lié à l'optimisation du four de Spectube. Ce dernier contient une partie liée aux traitements thermiques des tubes d'aluminium étirés à froid cadrant dans la problématique évoquée par Spectube.

1.4 Objectifs et contenu du mémoire

La présente recherche est une portion du projet **Optimisation du four de traitement thermique de l'entreprise Spectube** dont les objectifs généraux sont les suivants :

1. S'assurer que tous les tubes produits aient les propriétés visées pour les différentes conditions métallurgiques produites ;
2. Éliminer à 100% les pertes au pliage dues à un mauvais traitement thermique ;
3. Augmenter la productivité du four en diminuant le temps du traitement thermique de 50% ;
4. Faire les modifications nécessaires au four pour atteindre les objectifs pour moins de 10 000\$.

Cette recherche à été divisée en deux parties soit une partie portant sur les modifications effectuées au four qui se déroule à l'Université du Québec à Chicoutimi (UQAC) et l'autre se

déroulant à l'Université Laval et au CTA. Cette dernière est axée sur les traitements thermiques et est intitulée **Optimisation du traitement thermique des tubes d'aluminium 6063 étirés à froid.** Elle comporte trois objectifs spécifiques qui ont été définis initialement par Spectube et les chercheurs du REGAL et du CTA. Par ordre de priorité on retrouve :

1. Déterminer l'impact du traitement thermique effectué chez Spectube sur les propriétés mécaniques des tubes de 6063 étirés à froid ;
2. Déterminer le traitement thermique optimal (temps et température) afin d'éliminer :
 - les propriétés mécaniques inadéquates ;
 - les ruptures lors de l'opération de pliage ;
3. Déterminer l'influence du temps de montée en température du four sur les propriétés mécaniques des tubes suite au traitement thermique.

Le projet se consacre à l'étude des tubes de l'alliage 6063 puisqu'il représente un volume important de la production de la compagnie Spectube.

Le chapitre 2 du mémoire présente une revue de littérature scientifique à propos des traitements thermiques pertinents à l'étude afin de mieux comprendre leurs influences sur les propriétés des tubes. Le chapitre 3 présente le protocole expérimental suivi et regroupe tous les paramètres techniques relatifs aux équipements et aux techniques utilisés au cours du protocole. Les chapitres 4 et 5 présentent respectivement les résultats et l'analyse de ces derniers. Il est à noter que certains résultats en marge des objectifs mentionnés ci-haut sont présentés en annexe. Enfin, le chapitre 6 résume les faits importants du projet, les conclusions à retenir pour Spectube de même que les orientations à prendre lors de la deuxième partie du projet qui débutera en septembre 2006. Cette deuxième partie vise la modification du four de Spectube afin d'appliquer le traitement thermique optimal déterminé dans le cadre du présent projet de recherche.

2. Revue de littérature

2.1 Les traitements thermiques de l'aluminium

Les alliages d'aluminium de la série 6000 sont des alliages traitables thermiquement et ils peuvent faire l'objet de plusieurs types de traitement thermique présentés ci-après [2].

Recuit : Chauffage à haute température (350-420°C) et refroidissement lent (10°C/heure) permettant d'éliminer la microstructure écrouie obtenue suite au travail à froid (laminage, étirage etc.) par la formation de nouveaux grains (phénomène de recristallisation). Ce traitement contribue à abaisser la limite d'élasticité et la limite ultime et à augmenter la ductilité de l'alliage.

Restauration : Chauffage à une température intermédiaire ($\approx 250^\circ\text{C}$) permettant le réarrangement des dislocations et une diminution de la densité des dislocations dans le métal en conservant la structure de grains d'origine. La restauration favorise l'état d'équilibre et est facilitée par une augmentation de la température puisqu'elle est basée sur la diffusion à l'état solide.

Mise en solution : Chauffage à haute température (500-560°C) afin de solubiliser les éléments d'alliage dans l'aluminium et former une phase unique (α) sans toutefois atteindre la température du liquidus. La solubilité des éléments d'alliage est généralement plus élevée à haute température. Dans le cas étudié, la période de chauffage avant l'extrusion et la phase d'extrusion elle-même constitue l'étape de mise en solution. Selon la norme ASTM B807 [3], la température à la sortie de la matrice doit être comprise entre 500 et 570°C.

Trempe : refroidissement de l'alliage plus ou moins rapide jusqu'à la température de la pièce suite à la mise en solution afin d'obtenir une solution sursaturée en éléments d'alliage (Mg et Si). La trempe peut être faite par immersion dans l'eau ou par convection forcée avec l'air ambiant ou une bruite. La vitesse de refroidissement influence les propriétés mécaniques de l'alliage. Un taux de refroidissement supérieur à 10°C/s permet généralement d'obtenir un alliage complètement sursaturé [4]. Une trempe trop sévère peut occasionner des contraintes résiduelles et la distorsion

des pièces. Selon la norme ASTM B807 [3], la température du métal doit être au-dessus de 440°C avant la trempe. Un taux de refroidissement moyen de 1.4°C/s (85°C/min) doit se faire jusqu'à ce que la pièce ait atteint 175°C. Le refroidissement peut alors se poursuivre à l'air ambiant.

Vieillessement : Chauffage à basse température (115-190°C) sur une longue période ou en périodes étagées permettant l'apparition de fins précipités d'éléments d'alliage suite à la trempe [7]. Ces derniers contribuent à augmenter substantiellement la résistance de l'alliage en ralentissant le déplacement des dislocations lors de la déformation du métal. Suite à la trempe, un chauffage provoque un vieillissement dit artificiel (T6) alors qu'un alliage laissé à la température ambiante subit un vieillissement naturel (T4). Les précipités d'équilibre des alliages de la série 6000 ont la composition chimique Mg_2Si . Par contre, le phénomène de précipitation étant basé sur la diffusion des atomes de soluté, des phases intermédiaires apparaissent lors du vieillissement. La séquence de précipitation reconnue jusqu'à maintenant dans la littérature pour les alliages de la série 6000 s'établit comme suit [2] :

Solution sursaturée (α) \Rightarrow amas de Mg et Si \Rightarrow Zones Guinier-Preston (GP) \Rightarrow β'' \Rightarrow β' \Rightarrow Mg_2Si (β)

Il est admis que la résistance d'un alliage vieilli est contrôlée par les interactions entre les dislocations et les précipités qui surviennent lors de la déformation de l'alliage. Selon la littérature [2], la phase β'' est celle qui permet d'atteindre la résistance maximale des alliages de la série 6000 ce qui en fait la phase d'intérêt qui doit être favorisée. La phase β'' est une phase semi-cohérente en forme d'aiguilles orientées dans la direction $\langle 100 \rangle$ [8]. Cette phase est suffisamment grosse et dense afin de ralentir efficacement la propagation des dislocations lors de la déformation du métal. Un chauffage trop court ou trop long ou s'il est effectué à une température trop haute ou trop basse favorise la présence d'autres phases de tailles et de formes différentes qui s'accompagne généralement d'une baisse de la résistance et de la dureté de l'alliage. La Figure 2.1 montre la variation générale de la résistance de l'aluminium traitable thermiquement lors d'un vieillissement artificiel.

Généralement, la résistance de l'alliage augmente au début du chauffage, atteint un maximum et diminue par la suite. Ce comportement dépend de la taille des précipités qui est fonction du temps d'exposition et de la température à laquelle se produit la diffusion des atomes de soluté. Les zones GP sont trop fines et peuvent facilement être coupées lors du passage des dislocations sur les plans de glissement et l'écrouissage résultant est faible. L'alliage est alors en condition sous-vieilli. Les précipités d'équilibre β sont grossiers et les dislocations peuvent facilement contourner ces derniers par le mécanisme d'Orowan. La limite d'élasticité est alors faible mais le taux d'écrouissage est élevé. On parle alors d'alliage survieilli. Enfin en présence de la phase β'' , une

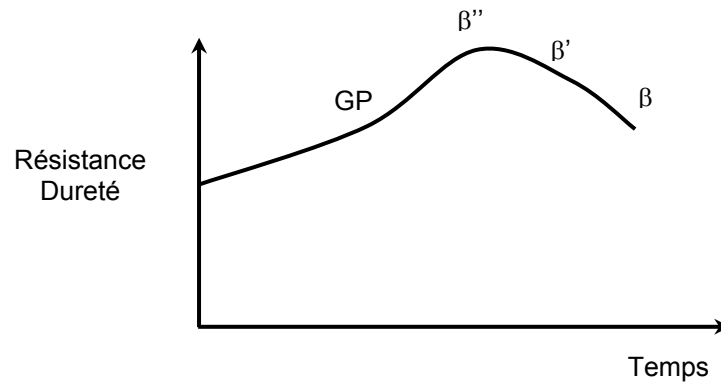


Figure 2.1 - Variation de la résistance d'un alliage de la série 6000 lors d'un traitement de vieillissement artificiel (inspiré de [9] à 165°C)

haute résistance et un fort taux d'écouissage sont observés au cours de la déformation.

Les conditions de chauffage favorisant la présence de la phase β'' favorisent aussi l'apparition de zones sans précipité le long des joints de grains (*precipitate-free zones*) (PFZ). Ces zones sans précipité existent parce que les lacunes et les atomes de soluté ont tendance à diffuser plus facilement dans les joints de grains que dans le grain. La taille de cette zone dépend de la nature de la microstructure, de la composition de l'alliage et surtout de l'historique thermique subi par l'aluminium. Cette répartition hétérogène des précipités dans le grain favorise un glissement accru autour des joints de grains lors de la déformation puisque les dislocations peuvent se déplacer plus facilement dans la PFZ. Ce glissement préférentiel peut mener à des concentrations de contraintes le long des joints de grains et provoquer une rupture intergranulaire prématurée lors de la déformation [2]. Les zones sans précipité sont habituellement observées grâce au microscope électronique à transmission (MET) [5].

Diverses combinaisons de traitements thermiques ont été standardisées par l'ASTM. Les traitements d'intérêt pour ce projet sont résumés dans le Tableau 2.1.

Tableau 2.1 - Traitements thermiques usuels standardisés par l'ASTM [6]

État	Traitements thermiques
O	recuit
F	tel que fabriqué à partir d'un procédé à chaud (pas de spécification)
T3	mise en solution, trempe, travail à froid, vieillissement naturel
T4	mise en solution, trempe, vieillissement naturel
T6	mise en solution, trempe, vieillissement artificiel
T7	mise en solution, trempe, vieillissement artificiel (surveillance)
T8	mise en solution, trempe, travail à froid, vieillissement artificiel

2.2 La nature du traitement thermique actuel chez Spectube

Les résultats des essais de traction dans le cadre du contrôle de qualité de l'entreprise effectués sur divers tubes étirés avant et après le traitement thermique ont montré que la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture augmentent suite au TT de 75 minutes à 160°C. Bien que ces résultats soient peu nombreux, ils ont permis de cibler les traitements thermiques pertinents à l'étude.

L'augmentation de résistance de l'alliage au cours du TT actuel est probablement due à la précipitation des éléments d'alliage. Par contre, un vieillissement artificiel amène généralement une diminution de l'allongement à la rupture. Or, ces mêmes essais ont montré une augmentation de l'allongement à la rupture suite au TT. Ce phénomène est probablement dû à un réarrangement des dislocations ou une diminution de la densité de dislocations comme lors d'une restauration d'un métal écroui.

La revue de littérature a donc été orientée de manière à identifier les paramètres qui influencent la précipitation et la restauration des alliages de la série 6000 aux températures observées dans le four chez Spectube.

2.3 Paramètres influençant la réponse au traitement thermique

2.3.1 Influence du pourcentage de déformation initiale

L'étirage à froid effectué avant le traitement thermique produit un écrouissage élevé de l'aluminium. Le pourcentage total de déformation lors de l'étirage varie entre 40 et 60%. Cette déformation à froid produit une microstructure avec une forte densité de dislocations.

Peu d'auteurs ont étudié le phénomène de précipitation des alliages de la série 6000 en fonction de la quantité de prédéformation (*prior strain* ou *prestrain*) effectuée grâce à un travail à froid sur le métal. Dans l'industrie, une prédéformation de 1 à 5% est parfois imposée aux pièces d'aluminium avant le vieillissement artificiel. Ceci a pour but d'éliminer les contraintes internes issues de la trempe qui pourraient affecter la stabilité dimensionnelle des pièces [10]. Leur condition normée correspond à T651 et T6511 [6]. De manière générale, selon [2], un faible travail à froid (par laminage ou étirage) après la trempe mais avant le vieillissement artificiel permet d'augmenter la densité de dislocations et le nombre de sites de nucléation potentiels où la précipitation de phases intermédiaires peut se produire. Les effets d'un tel procédé thermomécanique sur les propriétés mécaniques et métallurgiques des alliages ne font toutefois l'unanimité. Enfin, dans le cas présent, la prédéformation avant le vieillissement est 10 fois plus élevée soit près de 50%.

Selon la référence [8], l'effet de la prédéformation est minimal lorsque le vieillissement est effectué à basse température (75°C) et ce peu importe la densité de dislocations. Suite au vieillissement, les observations faites au MET sur ces échantillons ont montré une répartition homogène de précipités très fins et uniformes sans interaction avec le réseau de dislocations. Par contre, selon [8] et [9] lorsque le vieillissement est effectué à haute température (175°C), la répartition des précipités (identifiés dans ce cas comme β'') est hétérogène et une partie de ces derniers se retrouvent sur les dislocations [9]. De plus, d'après [9], la séquence de précipitation s'en trouve modifiée et la croissance de phases intermédiaires est favorisée par la présence de dislocations. La référence [8] mentionne que la présence de dislocations influence la taille, la concentration et la distribution des précipités β'' lors du vieillissement artificiel bien que cela n'est pas été observé directement. Ceci a pu être confirmé en [10] par des observations au MET. Selon [11], la prédéformation permet un raffinement de la structure des précipités et contribue à l'augmentation de la résistance de l'alliage après le vieillissement. Ces précipités seraient plus fins et en plus grand nombre que ceux formés dans un alliage en condition T6.

Le temps pour atteindre le durcissement maximal de l'alliage est substantiellement réduit en présence d'un réseau de dislocations. Ceci s'explique par la diminution de l'énergie d'activation nécessaire à la formation de précipités de dimensions critiques. On observe généralement que la formation de la phase β'' (identifiée grâce au patron de diffraction au MET) se produit à plus basse température dans le cas d'un alliage pré-déformé lors de tests de calorimétrie différentielle en [12] et [13]. Les dislocations présentes dans l'alliage favorisent la formation de sites à basse énergie permettant une précipitation plus précoce sur les dislocations. De plus, les dislocations augmentent l'efficacité de la diffusion des atomes de soluté lors de la formation des précipités. Dans le cadre d'une expérimentation sur le 6022 [12], la précipitation était à un point tel favorisée par la prédéformation que des phases subséquentes plus stable telles que β' et Q' apparaissaient en plus grande proportion au détriment de la phase métastable β'' . Ce phénomène a aussi été observé en [10].

Ainsi selon la référence [14], l'accélération de la précipitation en présence de prédéformation pourrait être due à deux mécanismes différents :

- l'augmentation du taux de diffusion des atomes de soluté à cause de la diffusion le long des lignes de dislocations ;
- l'augmentation du taux de nucléation à cause de sites favorables à la précipitation sur les dislocations.

Selon le raisonnement présenté en [14], au début de la période de vieillissement, la distance entre les précipités est beaucoup plus petite que celle entre les dislocations. Les dislocations devraient donc interagir très peu avec les atomes de soluté et ces dernières devraient avoir peu d'influence

sur la précipitation. Par contre, suite à l'atteinte du maximum de résistance, l'espacement entre les précipités et les dislocations devient similaire et les interactions entre les deux deviennent plus probables. De plus, en comparant le diamètre des dislocations et celui des précipités, on en conclut que bien que des précipités puissent être observés sur les lignes de dislocations, leur proportion s'avère être faible. Ainsi, il y a divergence d'opinion avec les faits mentionnés précédemment.

Une autre interprétation provenant de Russel en [8] mentionne que l'introduction d'un réseau de dislocations dans l'alliage devrait défavoriser la formation de zones GP. En posant que ces phases primaires servent d'amorce à la précipitation de la phase β'' dans un milieu sans dislocation, la présence de dislocations devrait diminuer le nombre de sites potentiels de précipitation pour les zones GP. Cependant, la présence de dislocations augmente la vitesse de diffusion des atomes. Ces deux phénomènes devraient s'équilibrer et, au bout du compte, une augmentation de la quantité de prédéformation devrait avoir une influence minimale sur le taux de nucléation. Ainsi, le durcissement de l'alliage devrait être influencé majoritairement par la densité de dislocations obtenue par l'érouissage de l'aluminium plutôt qu'une augmentation de la concentration des précipités due à la présence de dislocations.

Bien que ces raisonnements soient contradictoires à première vue, les essais expérimentaux permettent de tirer certaines conclusions à propos de l'effet de la prédéformation sur les TT. Selon [8], le maximum de dureté du 6061 atteint suite à un vieillissement en présence de prédéformation (T8) est légèrement supérieur à celui d'un alliage non déformé et vieilli artificiellement dans les mêmes conditions (T6). La Figure 2.2 illustre les résultats du travail réalisé en [8]. Le maximum est toutefois atteint en près de 15 minutes plutôt qu'en quatre heures. Au-delà de quatre heures de vieillissement, la dureté est équivalente dans les deux cas. Néanmoins, l'auteur n'a pas étudié l'influence de la prédéformation sur la résistance et la ductilité de l'alliage. Rappelons que dans le cas des alliages d'aluminium, il n'existe pas de corrélation validée entre la dureté et la résistance ultime comme dans le cas des aciers. Ces résultats peuvent seulement servir à illustrer la cinétique de la réaction ou le taux de durcissement de l'alliage.

Des essais expérimentaux faits sur des tubes préalablement étirés [15] montrent que la résistance et la ductilité de l'alliage augmentent suite au TT lorsqu'un travail à froid préliminaire est combiné à au vieillissement comparativement à un vieillissement seul fait dans les mêmes conditions thermiques. L'auteur en [15] ne mentionne toutefois pas la cause de cette variation des propriétés mécaniques.

Selon [8], une augmentation de la quantité de prédéformation a tendance à élever l'ensemble de la courbe de dureté en fonction du temps de vieillissement. La Figure 2.3 illustre les résultats obtenus dans cette étude. Des observations effectuées au MET ont confirmé que l'augmentation de la dureté de l'alliage prédéformé était majoritairement due à l'augmentation de la densité de

dislocations plutôt qu'à une augmentation significative de la quantité de précipités à cause de la présence de dislocations. Enfin, la Figure 2.3 pour 6061 et la Figure 2.6 pour 6013 montre que le maximum de dureté change en fonction du pourcentage de déformation initiale mais que le temps pour atteindre ce maximum reste sensiblement le même. La majorité des travaux liés à l'influence de la prédéformation sur le TT ne fournissent que des mesures de dureté. Ce type de mesure n'est pas directement utilisable par Spectube qui doit se conformer à la norme ASTM basée sur les propriétés mécaniques mesurées lors d'un essai de traction.

La Figure 2.4 [11] et la Figure 2.5 [16] montrent l'influence du pourcentage de déformation sur la limite élastique et l'allongement après la rupture pour deux études différentes effectuées respectivement à 200°C avec du 6003 et 185°C avec du 6063. Ces deux études ont des conclusions divergentes. D'une part, selon la Figure 2.4, on remarque qu'une augmentation du pourcentage de déformation peut avoir un effet négatif sur la limite élastique après le TT. En effet, la limite élastique avant le TT augmente constamment en fonction du pourcentage de déformation initiale. Par contre, la limite élastique après le TT atteint un maximum puis diminue. De plus, l'allongement après le TT est plus faible qu'avant le TT. L'auteur en [11] explique ceci par la présence d'un réseau de dislocations plus concentré grâce à une déformation initiale plus élevée. Cela favoriserait une restauration plus importante et une diffusion accrue des atomes d'alliage. Ceci entraînerait la présence de particules grossières diminuant la limite élastique et la ductilité après le TT.

D'autre part, selon la Figure 2.5, l'augmentation de l'érouissage avant le TT permet d'augmenter à la fois la limite élastique avant et après le TT. L'écart entre les deux limites élastiques diminue au fur à mesure que l'érouissage augmente. Ainsi, la contribution du TT à augmenter des propriétés mécaniques devient moins significative lorsque le pourcentage de déformation est plus important. Le pourcentage de déformation peut donc avoir des conséquences différentes sur les propriétés mécaniques après le TT dépendamment de l'alliage et de la température de traitement utilisés.

Peu d'auteurs se sont attardés au phénomène de restauration se produisant lors de la précipitation en présence prédéformation. Selon [16], il existe un pourcentage de réduction minimum de 30% nécessaire pour éviter la croissance des grains ou la formation de grains grossiers lors du traitement thermique lorsque la matière première est en condition F ou T4. De plus, selon [9], le phénomène de restauration a été observé lors d'un vieillissement de l'alliage 6111 à 165°C sans qu'il y ait présence de recristallisation. Cette observation a été faite par la comparaison du motif de la microstructure à différents temps de traitement. Ainsi la restauration est présente même si la température du métal est relativement basse.

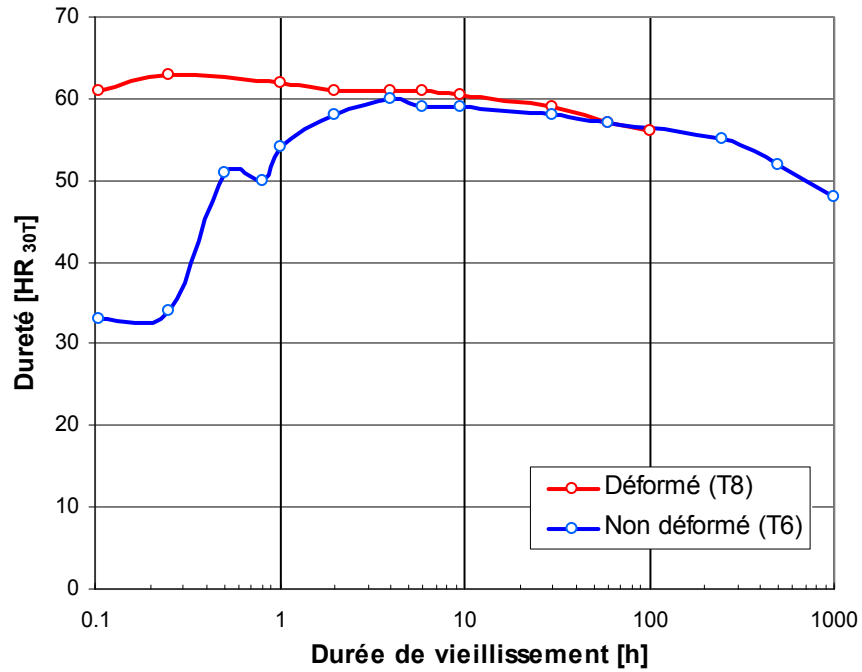


Figure 2.2- Variation de la dureté du 6061 lors d'un traitement de vieillissement artificiel à 175°C avec et sans prédéformation (prédéformation de 50% à 25°C) [8]

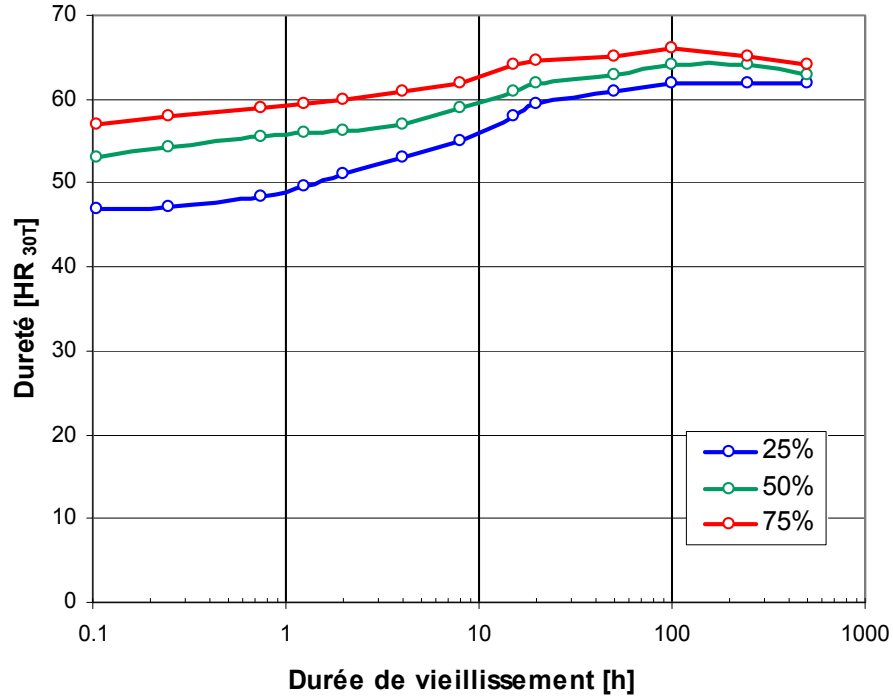


Figure 2.3 - Influence de la prédéformation sur la réponse au vieillissement à 75°C du 6061 [8]

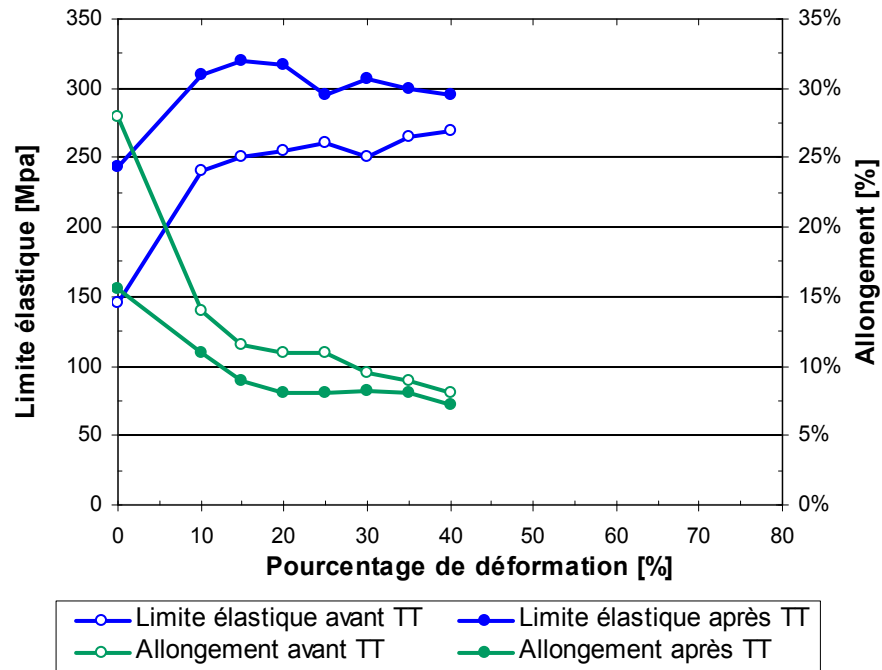


Figure 2.4 - Limite élastique et allongement à la rupture avant et après un TT de 1 heure à 200°C en fonction du pourcentage de déformation (6003) [11]

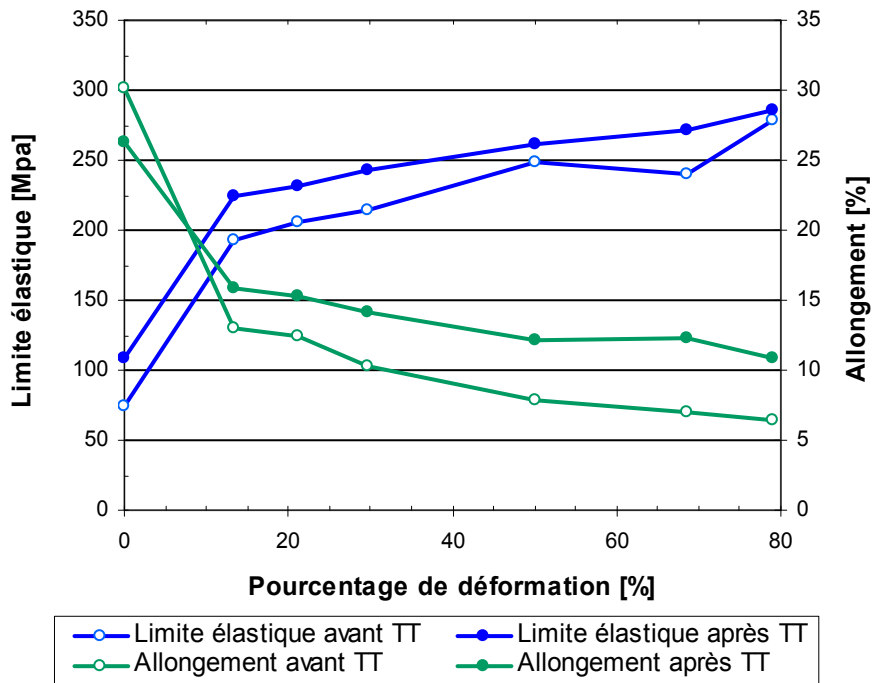


Figure 2.5 - Limite élastique et allongement à la rupture avant et après un TT de 1 heure à 185°C en fonction du pourcentage de déformation (6063) [16]

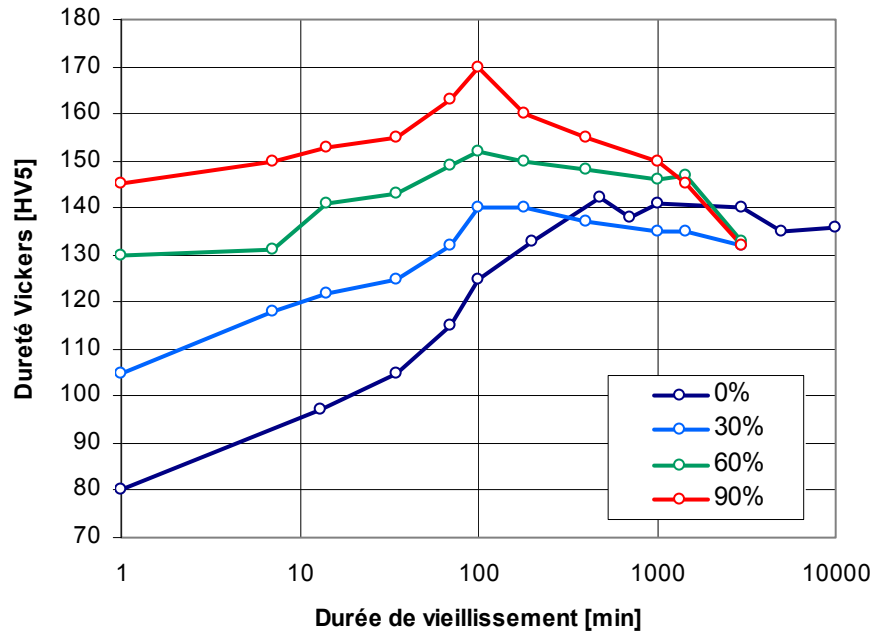


Figure 2.6 - Influence de la prédéformation sur la réponse au vieillissement à 165°C (6013) [9]

2.3.2 Influence de la température du traitement

Pour une durée de chauffage donnée, l'influence de la température est significative. La Figure 2.7 illustre la variation des propriétés mécaniques pour un TT de 5.5 heures pour le 6063 sans prédéformation. Si la température est trop basse ou trop élevée la résistance finale est plus faible. Il existe une température optimale qui permet d'atteindre la résistance maximale de alliage en favorisant la phase β'' [17]. Une augmentation de la température au-delà d'une certaine limite favorise la précipitation de phases grossières β ce qui mène à une diminution de la résistance de l'alliage.

Lorsque l'alliage subit un travail à froid avant le vieillissement, l'influence de la température est moins critique. Selon [16], un vieillissement artificiel à 160°C plutôt qu'à 185°C est préférable parce que cela permet d'obtenir un plus grand écart entre la limite d'élasticité et la limite ultime. Le Tableau 2.2 présente le rapport de la limite ultime sur la limite élastique (rapport S_u/S_y). Ce rapport est plus faible à 185°C comparativement à 160°C. Selon [16], un rapport plus élevé se traduit par une meilleure formabilité du tube et donc moins de rejet potentiel lors du pliage. Ainsi, lorsque

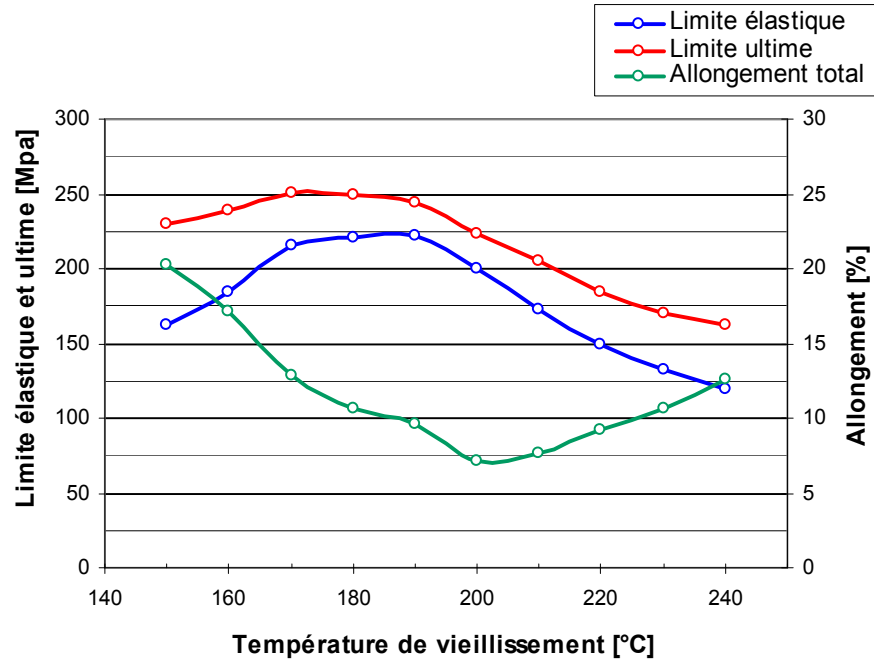


Figure 2.7 - Propriétés mécaniques du 6063 pour un vieillissement de 5.5 heures à différentes températures [17]

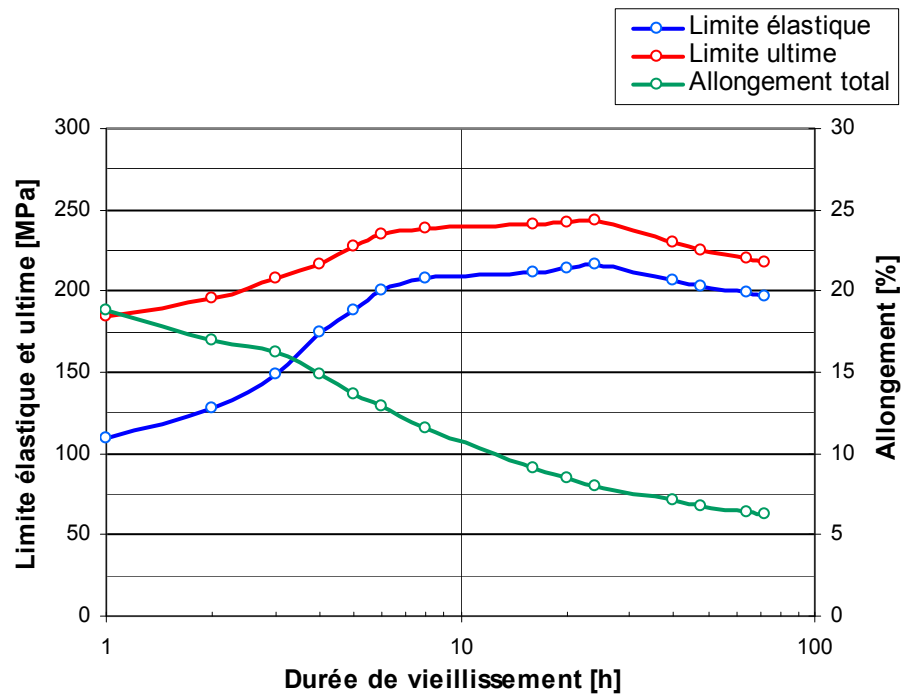


Figure 2.8 - Propriétés mécaniques du 6063 pour un vieillissement à 175°C pour différentes durées [17]

Tableau 2.2 - Variation des propriétés mécaniques d'un tube étiré au cours d'un vieillissement pour différentes températures [16]

Tube 6063-F (42.16 mm X 2.54 mm)	Limite élastique MPa	Limite ultime MPa	Allongement à la rupture %	<i>Rapport Su/Sy</i>
étiré (50.1%)	248.9	259.9	7.8	1.04
étiré + vieilli 1 heure à 160°C	262.4	300.2	13.5	1.14
étiré + vieilli 1 heure à 185°C	262.0	288.2	12.2	1.10

qu'une résistance minimale est souhaitée, une augmentation drastique de la température de traitement afin d'augmenter la productivité du procédé n'est pas souhaitable.

2.3.3 Influence du temps de traitement

Le temps de traitement a moins d'impact sur la variation des propriétés mécaniques que la température puisque le phénomène de précipitation est basé sur la diffusion des atomes de soluté dans la matrice. On utilise généralement une échelle logarithmique temporelle pour étudier la variation des propriétés. La Figure 2.8 montre que la résistance atteint un maximum puis diminue lors du surveillissement comme mentionné dans la section 2.3.2. L'allongement à la rupture diminue progressivement de 18.8 à 6.3% [17].

Selon le Tableau 2.3 tiré de [16], en présence de prédéformation, le temps de traitement a peu d'impact sur la limite ultime. Par contre, la limite d'élasticité augmente et l'allongement à la rupture diminue légèrement après trois heures de traitement. L'auteur en [16] n'apporte toutefois aucune explication à ce phénomène.

Tableau 2.3 - Variation des propriétés mécaniques d'un tube étiré au cours d'un vieillissement pour différents temps de traitement [16]

Tube 6063-F (63.50 mm X 2.92 mm)	Limite élastique MPa	Limite ultime MPa	Allongement à la rupture %
extrudé (F)	75.2	172.6	25.0
étiré (56.9%)	254.0	259.3	7.9
étiré + vieilli 1 heure à 160°C	272.6	304.5	14.1
étiré + vieilli 2 heures à 160°C	277.7	304.5	14.6
étiré + vieilli 3 heures à 160°C	282.3	306.8	13.1

2.3.4 Influence du taux de chauffage

Selon [7] et [10], le taux de chauffage peut avoir une influence déterminante sur le phénomène de précipitation. Lorsque le taux de chauffage est lent (30°C/heure dans le cas des fours industriels

pour TT) ou en présence d'une période de chauffage à basse température, les zones GP formées lors du vieillissement naturel continuent de croître et forment des sites propices à la précipitation de phases subséquentes. Ces dernières sont par conséquent plus fines et homogènes. Par contre, lors d'un chauffage rapide comme dans le cas de l'entrée des tubes dans une fournaise préchauffée (+300°C/heure), les zones GP se dissolvent puisqu'elles ne sont pas suffisamment grosses ce qui ralentit la précipitation et favorise l'apparition de précipités plus grossiers. Cela entraîne une diminution de la résistance de l'alliage [7]. Le taux de chauffage peut donc avoir une influence sur la taille des précipités au début du TT. Cependant, au-delà de 20 heures de chauffage à température constante, l'impact du taux de chauffage n'est plus significatif puisque la taille des précipités est semblable dans les deux cas [10].

2.3.5 Influence de la condition de la matière première

La condition de la matière première peut influencer la réponse au traitement thermique des tubes et particulièrement l'historique thermique subi par la matière dans tout le procédé antérieur de transformation. Les paramètres d'extrusion, le type de trempe, le temps et les conditions de stockage sont mentionnés.

2.3.5.1 Les paramètres d'extrusion

Certains alliages de la série 6000 peuvent être extrudés facilement et trempés à la sortie de la matrice sans nécessiter de traitement de mise en solution additionnel. Le 6063 est l'alliage le plus commun dans ce domaine. Comme mentionné précédemment, l'alliage développera son plein potentiel de durcissement si tout le magnésium et le silicium sont dilués dans l'aluminium avant le vieillissement [18]. Par contre, une telle structure est difficile à extruder parce que le magnésium et le silicium dissouts ont une grande influence sur écoulement du métal dans la matrice et cela augmente la résistance à l'extrusion. La présence de particules grossières de Mg_2Si avant l'extrusion diminue la contrainte d'écoulement. En revanche, ces particules ne se dissolvent pas complètement lors de l'extrusion et cela diminue les propriétés finales de l'alliage vieilli par la suite.

La séquence et la température de chauffage, la vitesse d'extrusion et la forme de la matrice sont des paramètres qui influencent les propriétés mécaniques de l'alliage suite à l'extrusion. L'influence de ces derniers a fait l'objet de multiples articles scientifiques. Par contre, étant donné que Spectube ne peut modifier ceux-ci, ces paramètres ne seront pas étudiés dans le cadre de ce projet de recherche.

2.3.5.2 La sévérité de la trempe

La sévérité de la trempe influence la proportion d'éléments d'alliage qui demeurent dans la solution suite au refroidissement. La vitesse à la laquelle se fait la trempe dépend du médium utilisé et des épaisseurs de la pièce. Une trempe à l'air (F) est lente et permet à une fraction des éléments d'alliage de former des précipités d'équilibre Mg_2Si grossiers généralement aux joints des grains. Selon [2], cela peut diminuer la ténacité de l'alliage et favoriser une rupture intergranulaire. Par contre, une trempe à l'eau (T4) permet de conserver le maximum d'éléments d'alliage en solution. Dans ce cas, les précipités apparaissant lors du vieillissement artificiel sont plus fins et mieux dispersés dans la matrice ce qui contribue à augmenter la résistance maximale pouvant être atteinte.

La référence [5] mentionne que les alliages d'aluminium refroidis à l'air (F) suite à la mise en solution (soit dans ce cas-ci suite à l'extrusion) ont des joints de grain plus grossiers que ceux des alliages trempés à l'eau (T4). Ceci explique la valeur de l'allongement à la rupture plus faible dans le cas des alliages refroidis à l'air. Lors du vieillissement artificiel, l'allongement à la rupture des alliages refroidis à l'air diminue, atteint un minimum, puis augmente en fonction du temps. Des observations au MEB [5] ont montré que le mode de rupture passe de transgranulaire à intergranulaire au cours du vieillissement. Le chauffage de longue durée contribue à former une zone sans précipité (PFZ) le long des joints de grain. La répartition hétérogène des précipités produit un écart entre la limite d'élasticité près des joints et celle à l'intérieur du grain. Il en résulte une déformation hétérogène. Ainsi, le type de trempe combiné à un vieillissement inadéquat peut contribuer à abaisser l'allongement à la rupture et donc la formabilité de l'alliage.

Selon [16], le refroidissement des tubes extrudés à l'eau (6063-T4) plutôt qu'à l'air (6063-F) a peu d'influence sur les propriétés mécaniques de l'alliage suite au traitement thermique après l'étirage. Le Tableau 2.4 présente les résultats et doit être comparé avec le Tableau 2.3 (p. 31). Suite au TT la résistance et l'allongement à la rupture sont légèrement plus faibles pour les tubes fournis en condition T4 comparativement à la condition F.

Tableau 2.4 - Variation des propriétés mécaniques d'un tube étiré au cours d'un vieillissement pour différents temps de traitement avec matière première en condition T4 [16]

Tube 6063-T4 (63.5 mm X 2.92 mm) Mise en solution : 30 min à 520°C	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture
	MPa	MPa	%
extrudé (T4)	75.8	162.6	27.0
étiré (56.9%)	248.6	252.3	6.0
étiré + vieilli 1 heure à 160°C	264.3	293.4	12.0
étiré + vieilli 2 heures à 160°C	273.6	298.0	15.0
étiré + vieilli 3 heures à 160°C	278.9	300.6	11.5

2.3.5.3 Vieillissement naturel, prévieillissement et délai de stockage

Bien que la majeure partie des changements des propriétés mécaniques de l'aluminium s'effectue lors du chauffage des tubes étirés, un vieillissement naturel (T4) est présent suite à l'extrusion particulièrement suite à une trempe à l'eau. La référence [13] mentionne que la résistance de l'aluminium 6111 augmente rapidement suite à la trempe et se stabilise après 200 heures à température de la pièce. Le temps de stockage et de transport entre le fournisseur et l'entreprise étant beaucoup plus long que ce délai, l'effet du vieillissement naturel sera négligé dans le cadre de ce projet.

La référence [19] mentionne que le prévieillissement peut diminuer ou augmenter la résistance maximale de l'alliage. La température de prévieillissement est le paramètre majeur à considérer. Dans le cas de l'alliage 6063 [19], un vieillissement (100-1000 minutes) à basse température (0-30°C) suite à une trempe à l'eau favorise de l'apparition de zones GP en proportion importante. La formation de ces amas cohérents supprime les lacunes nécessaires à la diffusion des atomes de soluté ce qui retarde la formation des autres phases intermédiaires (β'' et β') lors du vieillissement artificiel. Au bout du compte la résistance maximale de l'alliage suite au vieillissement artificiel s'en trouve diminuée. Par contre, un prévieillissement de plus de 1000 minutes à une température de 40-70°C contribue à la formation de phase β'' . Toujours d'après l'auteur en [19], contrairement aux zones GP, les précipités β'' sont incohérents et n'occupent pas l'espace des lacunes dans la matrice. De plus, ils sont suffisamment gros pour ne pas se dissoudre lors du vieillissement artificiel et la poursuite de leur croissance permet ainsi d'augmenter la résistance de l'alliage. Les paramètres de prévieillissement ne seront pas étudiés dans le cadre de ce projet de recherche.

2.4 Synthèse de la revue de littérature

Le domaine des traitements thermiques des alliages d'aluminium et les facteurs qui peuvent les influencer sont bien documentés dans la littérature. Les paragraphes suivants résument les faits pertinents à l'étude.

- La présence de déformation initiale dans le métal est bénéfique puisqu'elle permet d'accélérer le traitement de vieillissement artificiel, de même que la résistance du métal grâce à une combinaison d'érouissage et de précipitation de la phase β'' . La quantité de prédéformation influence les propriétés mécaniques finales du métal après le TT.
- En augmentant la température du TT, l'atteinte des maximums des propriétés mécaniques se fait plus rapidement mais ces derniers sont plus faibles à mesure que la température augmente. Pour un temps de traitement donné, les propriétés mécaniques ne sont pas toutes maximisées à la même température.

- Généralement, lorsque qu'un alliage subit un vieillissement artificiel, sa résistance augmente progressivement jusqu'à un maximum puis diminue. Le temps de traitement a moins d'impact sur les propriétés mécaniques que la température.
- La période de montée en température ou le taux de chauffage lors d'un TT peuvent contribuer à faire varier significativement les propriétés mécaniques d'un alliage dépendamment de sa composition et de sa condition initiale.
- La condition de la matière première peut être influencée par l'opération d'extrusion, le type de trempe et les conditions de stockage. Ces paramètres peuvent aussi avoir des répercussions sur les propriétés mécaniques du produit fini après le TT.

2.5 Paramètres pris en compte dans l'étude

Au cours cette étude, différents paramètres seront pris en compte :

- la température de chauffage ;
- le temps de chauffage ;
- le temps de montée en température ;
- la condition de la matière première (type de trempe demandé au fournisseur);
- le pourcentage de prédéformation.

Ces derniers ont été choisis parce qu'ils peuvent être ajustés facilement par Spectube afin d'améliorer son procédé de production. L'influence de ces paramètres lors du traitement thermique sera interprétée indirectement par la mesure des variations des propriétés mécaniques, de la dureté et de la formabilité. Cette avenue a été choisie parce que Spectube s'intéresse principalement aux propriétés macroscopiques de la matière étant donné que l'entreprise doit respecter des normes basées sur celles-ci. Ce projet délaisse donc l'aspect fondamental lié à l'observation directe de ce qui cause ces variations soit les précipités, les dislocations, les joints de grains, les impuretés et toutes les interactions entre ces divers éléments métallurgiques présents dans l'aluminium. Cet aspect sera plutôt couvert par des articles tirés de la littérature scientifique.

3. Protocole expérimental

3.1 Tubes d'aluminium utilisés

Les tubes d'aluminium ont été fournis par l'entreprise Spectube dans les dimensions suivantes :

Pour les grattoirs à couverture :

- 31.75 X 1.65 mm (1.250" X 0.065") (6063-F extrudé)
- 25.40 X 1.14 mm (1.000" X 0.045") (6063-F étiré selon la recette #128)

Pour les raquettes à neige :

- 29.54 X 1.24 mm (1.163" X 0.049") (6063-F extrudé)
- 29.54 X 1.24 mm (1.163" X 0.049") (6063-T4 extrudé)
- 19.05 X 0.97 mm (0.750" X 0.038") (6063-F étiré selon la recette #513)
- 19.05 X 0.97 mm (0.750" X 0.038") (6063-T4 étiré selon la recette #513)

Pour la partie H (complémentaire) :

- 22.22 X 2.11 mm (0.875" X 0.083") (6063-T4 extrudé)

Les tubes de 25.4 mm (1.000") de diamètre ont été choisis initialement parce qu'ils entrent dans la fabrication des grattoirs à couverture qui représentent un gros volume de production chez Spectube. Étant donné qu'il n'y a pas de problème de pliage avec les grattoirs, les superviseurs ont plutôt opté de travailler sur les tubes de 19.05 mm (0.750") pour le reste de l'étude soit les parties C et suivantes puisqu'ils constituent le produit destiné à la fabrication des corps de raquettes à neige. Ce produit s'est avéré être le plus problématique au niveau du pliage dans le passé selon Spectube pour les raisons mentionnées à la section 1.1.

Les tubes extrudés ont été fournis par l'usine Indalex de Montréal en condition F (refroidis à l'air par convection forcée) et en condition T4 (trempés à l'eau). Les tubes ont été étirés chez Spectube

selon les recettes #128 et 513⁶. Afin d'obtenir un échantillonnage représentatif, 15 tubes de matière première ont été choisis dans chacun des lots destiné au projet de recherche soit #4137-000-00 (pour les tubes de 1.000") ; #4043-000-00 (pour les tubes de 0.750") et #4432-000-00 (pour les tubes de 0.750" en condition T4). Ces tubes ont servi à préparer l'ensemble des échantillons utilisés dans le projet. Les échantillons ont été identifiés afin de connaître la matière première d'origine puis ils ont été répartis au hasard pour chaque partie du protocole expérimental.

La composition de l'aluminium utilisé de même que les limites de chacun des éléments de l'alliage 6063 sont présentées au Tableau 4.1.

3.2 Essais de traction

Les essais de traction ont été réalisés à température ambiante sur des tubes de 305 mm (12") de longueur. La configuration utilisée lors des essais est de type section complète (*full-section*) selon la norme ASTM B557 [20] ; c'est-à-dire que les tubes n'ont pas la forme d'une éprouvette standardisée. Des embouts d'acier usinés conformément à l'article 6.2.4 de cette même norme (voir Figure 3.1) ont été utilisés pour les tubes de 19.05 mm (0.750"). Par contre, étant donné les limites dimensionnelles de l'équipement de traction disponible au CTA et les coûts supplémentaires reliés à l'usinage d'éprouvette semi-circulaire pour les tubes possédant un diamètre supérieur à 25.4mm (1") comme le conseille la norme ASTM, les tubes de diamètre supérieur à 19 mm (0.750") ont été testés à l'aide d'un montage conique à prise interne conçu au CTA (voir Figure 3.2). Ce montage comporte toutefois certains désavantages qui sont présentés en Annexe A. Les tubes n'ont subi aucune modification ou altération dimensionnelle entre la phase d'étirage et l'essai de traction.

L'équipement de traction utilisé consistait en :

- une machine de traction à vis MTS™
- une cellule de charge de 100 kN MTS™
- un extensomètre de 50 mm MTS™

Lors de l'essai de traction, l'extensomètre est disposé au centre de l'éprouvette et est retenu à l'aide d'élastiques sans altérer la surface du tube (voir Figure 3.3). L'extensomètre demeure sur l'éprouvette jusqu'à la rupture et la valeur maximale donnée par ce dernier juste avant la baisse de

⁶ Ces numéros font référence aux recettes d'étirage qui comprennent tous les paramètres d'étirage utilisés pour la fabrication de ces tubes. Par souci de confidentialité, la description de ces recettes est disponible uniquement auprès de Spectube.

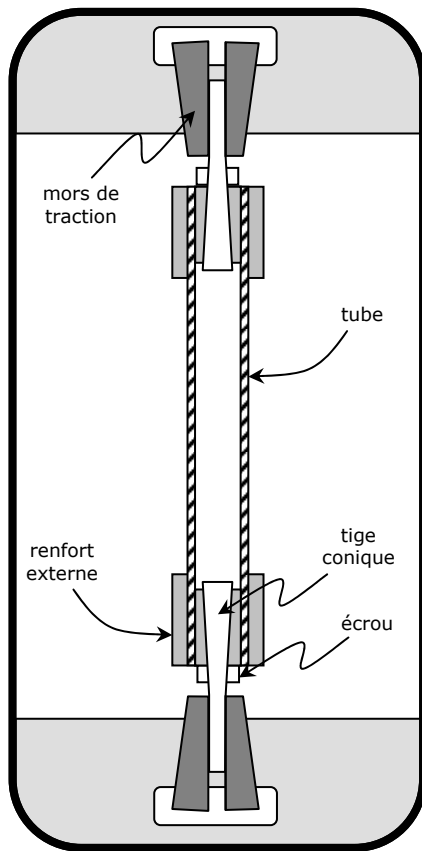


Figure 3.2 - Schéma du montage d'essai de traction pour les tubes de plus de 25.4 mm

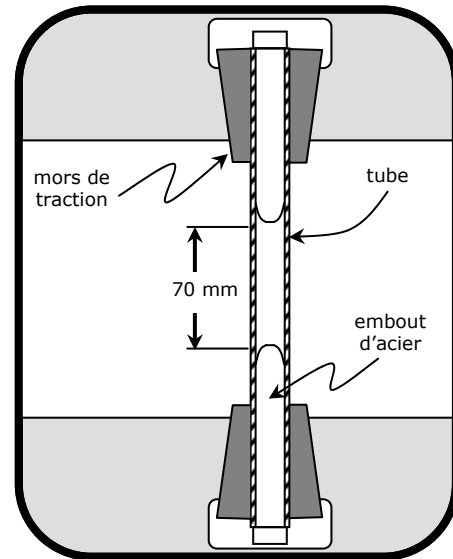


Figure 3.1 – Schéma du montage d'essai de traction pour les tubes de 19.05 mm

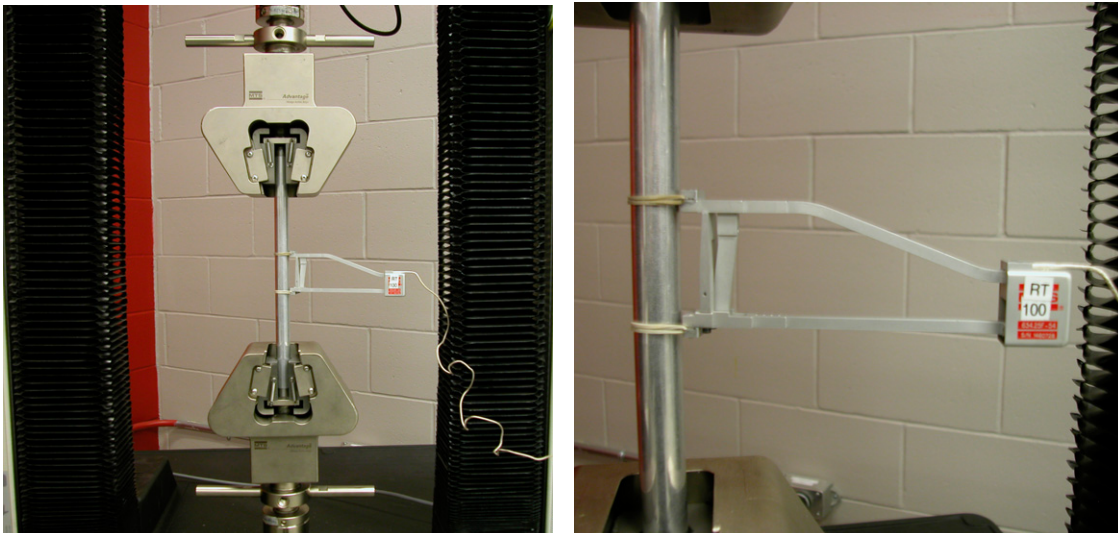


Figure 3.3 - Positionnement de l'extensomètre sur le tube lors d'un essai de traction

tension brutale est définie comme l'allongement à la rupture en pourcentage. Les essais de traction en section complète permettent de diminuer le temps de préparation des échantillons et d'augmenter le nombre de tests effectués. Par contre, étant donnée la section uniforme de l'éprouvette, la rupture peut survenir n'importe où le long du tube. Étant donné que la déformation n'est plus uniforme au-delà de la limite ultime, la valeur donnée par l'extensomètre dépend de sa

position par rapport au faciès de rupture. Une investigation sur cet aspect est présentée à l'Annexe B. Pour palier à cette variation, cinq essais de traction ont été faits pour chaque TT. La forme et l'endroit où s'est produite la rupture ont été notés à chaque essai. L'allongement après la rupture a aussi été calculé dans certaines parties du protocole expérimental grâce aux mesures de l'espacement entre des marques de référence. Les marques inscrites sur le tube étaient initialement distantes de 50.8 mm (2.000"). Tout essai comportant une rupture ayant lieu en dehors de l'extensomètre fut éliminée pour la compilation de l'allongement à rupture. Les valeurs de la limite élastique et de la limite ultime ont toutes été conservées. Les essais ont été effectués à une vitesse de 10 mm/s conformément à la norme ASTM E8 [22]. La limite d'élasticité a été déterminée grâce à la méthode du décalage de 0.2% comme il est habituellement fait dans le cas d'essai de traction sur de l'aluminium. Les limites élastique et ultime ont été calculées comme étant le rapport entre la charge mesurée sur l'aire de la section initiale du tube. Chaque tube a été mesuré manuellement au vernier par le même opérateur pour tous les essais. Le calcul de l'aire de la section est basé sur la mesure du plus petit diamètre externe et du plus grand diamètre interne.

Les diamètres sont mesurés en deux points à chaque bout du tube. Des mesures d'épaisseur ont aussi été effectuées dans certaines parties pour évaluer l'impact de l'excentricité du tube sur les résultats. Pour toute autre information supplémentaire relative aux essais de traction, le lecteur pourra se référer à la norme ASTM E8 [22].

La norme ASTM 483M mentionne que les valeurs de la limite élastique et ultime devraient être arrondies au 0.1 ksi (≈ 0.5 MPa) et l'allongement à la rupture à 0.5% [1]. D'après, la norme ASTM E29 [21], les moyennes des résultats devraient être arrondies à autant de chiffres significatifs que les résultats bruts (soit dans ce cas-ci au dixième de MPa et au dixième de pourcent) et les écarts-types devraient être arrondis à deux chiffres significatifs. Cette convention est aussi adoptée dans la section X annexée à la norme ASTM B557M⁷.

3.3 Chauffage des tubes

Le chauffage des tubes a été réalisé dans un four électrique à convection forcée de marque Cascade TEK™ disponible au CTA. Les dimensions internes du four (330 X 330 X 330 mm) limitent la longueur des échantillons à 305 mm (12"). Le four est muni d'un contrôleur de température Watlow™ série 982 servant à programmer la température de chauffage et le taux de chauffe si nécessaire (pour la partie D - étude de l'influence du taux de chauffage). La température du four a été mesurée grâce à un thermocouple de type K placé au centre du four durant tous les

⁷ Les valeurs en mesures impériales provenant de résultats d'autres références n'ont cependant pas été arrondies afin de ne pas biaiser les conclusions des auteurs (par exemple : Tableau 2.2 et suivants)

traitements thermiques afin d'assurer leur validité. La mesure donnée par le thermocouple est considérée comme la référence de température. La Figure 3.4 montre la disposition des tubes dans le four.

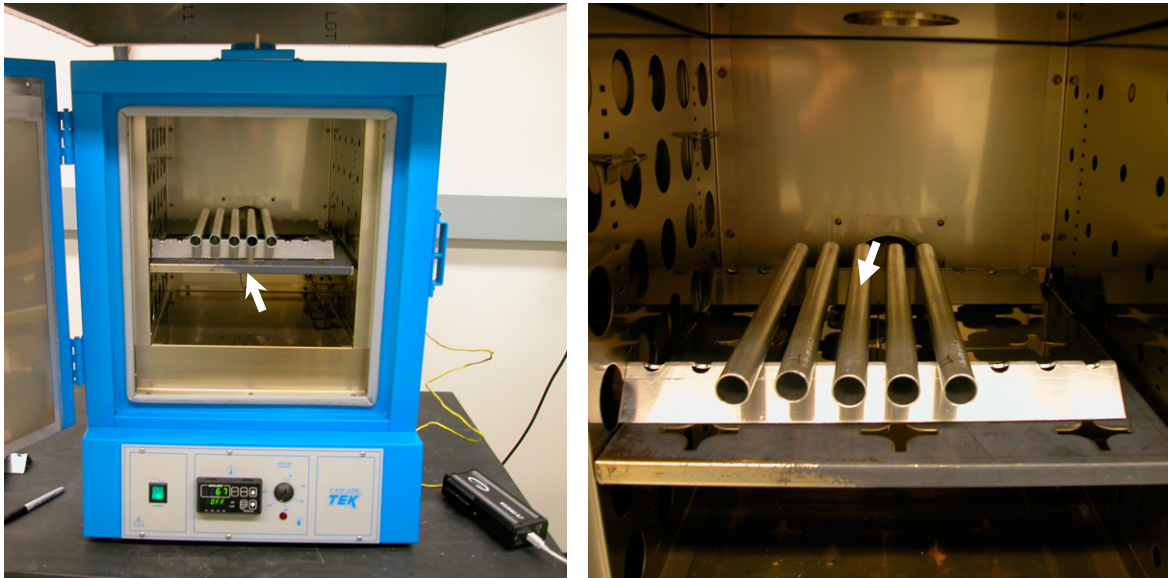


Figure 3.4 - Four de traitement thermique utilisé et disposition des tubes lors des TT⁸

3.4 Mesure de dureté

Des mesures de dureté Rockwell ont été réalisées directement sur les tubes grâce à une machine semi-automatisée comportant les échelles E, H et 30T disponible au Centre Professionnel d'Alma. Ces résultats sont présentés à l'Annexe D.1.

Des mesures de micro-dureté Vickers ont aussi été effectuées à l'aide d'une machine Clemex™ avec une charge de 100g disponible au CTA. Les mesures ont été faites sur des sections polies de tube de 6063-F de 19.05 mm X 0.97 mm traités thermiquement entre 0 et 1440 minutes à 160°C. Un essai comportait 18 mesures de dureté également réparties sur la section transversale du tube et trois essais ont été faits par tube. Les résultats sont disponibles à l'Annexe D.3.

3.5 Méthode de photo-déformation

L'équipement d'analyse par photo-déformation est disponible au CTA. Cette méthode consiste à graver un quadrillage sur le tube avant le pliage mais après le TT au moyen d'un procédé électrochimique. Le quadrillage utilisé était de 1 mm de côté. Une fois déformé, le tube est pris en

photo à l'aide de quatre caméras. Le logiciel AutoGrid™ permet d'identifier la position relative dans l'espace de chacune des intersections du quadrillage visible par au moins trois caméras. En comparant la longueur de chaque segment déformé avec la longueur initiale du quadrillage, les déformations du tube peuvent être calculées et affichées dans un logiciel de traitement. Il est à noter que les déformations principales ne sont pas nécessairement dans le sens du quadrillage.

Une fois les déformations mesurées, le logiciel permet de les afficher au moyen de contours de couleurs (voir les Figures 5.11 et 5.12). Les paramètres ϕ_1 et ϕ_2 expriment respectivement la déformation dans l'axe du tube et la déformation circonférentielle. Ce sont les déformations de l'ingénieur (ϕ) qui se calcule comme suit :

$$\phi_i = \frac{L_f - L_i}{L_i} [\%] \quad (1)$$

où

L_f = longueur finale d'un segment de quadrillage ;

L_i = longueur initiale d'un segment de quadrillage (1 mm dans ce cas-ci) ;

si $\phi < 0$ si le segment de quadrillage a subi une compression dans l'un ou l'autre des axes.

Ces paramètres permettent de tracer le diagramme de formabilité de l'alliage (*Formability Limit Diagram*) couramment utilisé dans l'analyse et l'interprétation de la mise en forme des métaux. Ce diagramme illustre les déformations ϕ_1 en fonction de ϕ_2 dans un plan cartésien. Il est illustré pour l'opération de pliage à la section 5.6 de ce document.

3.6 Préparation des micrographies

Les micrographies illustrées au chapitre 4 ont été produites à partir d'échantillons montés dans la résine et polis à l'aide d'une polisseuse automatique et d'une solution diamantée. La dernière passe de polissage est de 1 μm .

Les attaques chimiques ont été effectuées par trempe partielle dans une solution d'acide fluoridrique diluée à 1% avec de l'eau distillée à température de la pièce. Le temps de trempage est de 4.5 minutes et le rinçage s'effectue rapidement à l'eau tiède.

Les échantillons polis qui ont été observés au MEB ont été recouverts préalablement d'une mince couche de palladium.

⁸ La flèche blanche indique l'emplacement du thermocouple servant à la mesure de température du four.

3.7 Présentation du protocole

3.7.1 Partie A - Caractérisation de la matière première

Description

La partie A vise à caractériser la matière première soit les tubes de 31.75 mm X 1.65 mm (1.250" X 0.065") de 6063-F et à constater s'il existe des variations de propriétés mécaniques et chimiques notables dans le lot à l'étude. Ces variations pourraient entraîner des conclusions erronées en ce qui a trait à l'impact du traitement thermique imposé aux tubes étirés.

Tests à effectuer

- 15 essais de traction ;
- Analyse de la composition chimique de l'alliage.

3.7.2 Partie B - Caractérisation du four Spectube

Description

La partie B vise à caractériser l'ampleur du problème de répartition de température dans le four Spectube et la répercussion qui s'en suit sur les propriétés mécaniques des tubes traités thermiquement. Elle consiste à placer des échantillons (17) de tubes étirés de 25.4 mm (1.000") dans le four chez Spectube parmi les autres tubes de la fournée. Les échantillons ont été distribués dans tous les paniers et leur emplacement a été noté. Un thermocouple de type K était attaché à chaque tube afin de connaître la température de chaque échantillon au cours du TT. La température a été relevée manuellement à toutes de 5 minutes. Suite au traitement, les tubes ont été soumis à des essais de traction pour en connaître les propriétés mécaniques. Des essais de traction sur 40 autres tubes non traités thermiquement (20 de 25.4 mm et 20 de 19.05 mm) ont aussi été faits afin de déterminer la variabilité des propriétés mécaniques issue du procédé d'étirage avant le TT.

Tests à effectuer

- Essais de traction sur 40 tubes étirés non traités thermiquement ;
- Installation des 17 échantillons et des 17 thermocouples dans le four Spectube ;
- Relevé de température dans le four ;
- Essais de traction sur les 17 échantillons traités thermiquement.

3.7.3 Partie C - Détermination du traitement thermique optimal

Description

La partie C vise à déterminer le temps et la température permettant d'obtenir les propriétés mécaniques désirées au moyen d'essais de traction et de TT contrôlés. Le four Cascade TEK™ du CTA est utilisé à cette fin. La température est maintenue constante précisément (à l'intérieur d'un

degré Celsius) grâce au contrôleur de température et est enregistrée durant tous les traitements thermiques. Dans un premier temps, les traitements duraient entre 1 minute et 24 heures et les températures étaient fixées successivement à 160, 170, 180 et 200°C. Dans un second temps, des essais ont aussi été faits avec des durées constantes de 30 et 60 minutes et où la température était variée de 130 à 235°C.

Chaque essai contient 5 tubes. Le four est d'abord préchauffé à la bonne température puis les tubes sont placés rapidement dans le four. Le temps de traitement thermique débute lorsque le plateau de température est atteint soit environ 10 minutes après la fermeture de la porte. À la fin du traitement, les tubes sont retirés du four et refroidis à l'air ambiant. Les résultats analysés sont basés sur la moyenne des résultats des essais de traction valides.

3.7.4 Partie D - Détermination de l'influence du taux de chauffage

Description

La partie D vise à déterminer l'influence du taux de chauffage sur les propriétés mécaniques désirées. Connaissant la température optimale déterminée lors de la partie C, on veut déterminer si une partie de la montée en température du four peut contribuer à la modification des propriétés mécaniques des tubes afin de réduire le temps de traitement thermique à température constante. Les essais sont effectués dans le four Cascade TEK™ au CTA. Le Tableau 3.1 résume les températures et les temps d'exposition testés.

Tableau 3.1 - Étendue des paramètres des tests de la partie D

Température de traitement	Température de départ	Temps de montée en température	Temps de traitement après l'atteinte du plateau
°C	°C	min	min
160	25	60	0
		90	30
			60
			90
			120
			150
			180

Chaque fournée contient 5 tubes. Les tubes sont d'abord placés à température de la pièce dans le four et ce dernier est démarré avec un taux de chauffage indiqué. La régulation de la montée en température est assurée par le contrôleur du four. Le temps de traitement débute après l'atteinte du plateau de température. La durée du traitement varie entre 0 et 180 minutes comme l'illustre la

Figure 3.5. Au moment voulu, les tubes sont retirés du four et refroidis à l'air ambiant. Les résultats analysés sont basés sur la moyenne des résultats des essais de traction valides.

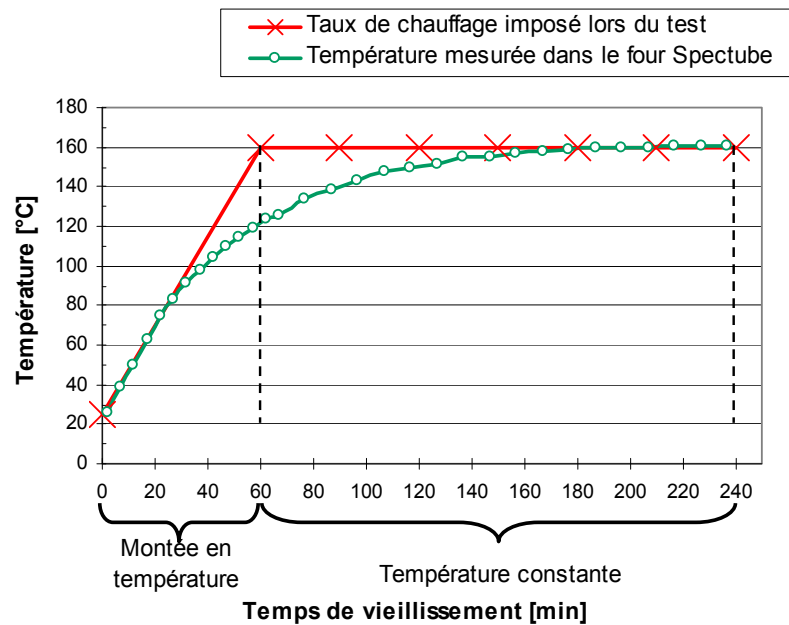


Figure 3.5 - Illustration du scénario de traitement thermique de la partie D

3.7.5 Partie E - Essais de pliage

Description

Des essais de pliage ont été effectués afin d'établir une corrélation entre le pliage des tubes et les essais de traction. Après avoir été traités thermiquement dans le four du CTA, les tubes ont été pliés chez Spectube avec un angle de 150° et un rayon de 57.2 mm (2.250") selon le principe illustré à la section 1.1. Cette configuration est le pli est le plus sévère de toutes les raquettes fabriquées en tube de 19.05 mm (0.750") à ce moment par Spectube. Il s'agit donc du cas le plus favorable aux ruptures lors du pliage. Les résultats se compilent en nombre de ruptures et d'amorces de ruptures observées sur 9 tubes pliés pour chaque traitement. La Figure 3.6 montre les tubes après le pliage.

3.7.6 Partie F - Caractérisation de la condition 6063-T4

Description

La partie F vise à déterminer si la matière première en condition 6063-T4 plutôt qu'en condition 6063-F permet de diminuer le temps de traitement thermique. La condition T4 est obtenue par une

trempe à l'eau suite à l'extrusion des tubes. Les essais de traction ont été faits sur les tubes traités à 160°C de 0 à 1440 minutes selon le même protocole que dans la partie C.



Figure 3.6 - Tubes pliés lors de la partie E du protocole expérimental ⁹

3.7.7 Partie G - Caractérisation des raquettes pliées chez Spectube

Description

La représentativité des essais de pliage avec TT fait au CTA étant limitée à cause de leur nombre réduit, des tubes cassés et non cassés lors de l'opération de pliage dans la production de Spectube ont été recueillis périodiquement au cours de l'été 2006. Les parties non pliées de ces tubes ont été découpées puis ont fait l'objet d'essai de traction afin de déterminer les propriétés mécaniques favorisant les ruptures de tubes. Un échantillonnage de 50 tubes cassés et 50 tubes non cassés a été compilé pour tenter de relever les tendances.

3.7.8 Partie H - Influence du pourcentage de prédéformation

Description

Afin de mieux comprendre l'influence du pourcentage de déformation sur la réponse de l'alliage au traitement thermique, des tubes ont été étirés avec différentes réductions variant entre 35 et 65% puis traités thermiquement à 160°C pour une durée variant entre 0 et 24 heures. Les essais de traction ont été effectués comme dans la partie C.

⁹ La précision du rayon de courbure mentionnée sur l'image est la même que celles des matrices.

La matière première utilisée était constituée de tubes de 6063-T4 de 22.2 mm de diamètre par 2.1 mm d'épaisseur (0.875" X 0.083"). Cette dimension a été choisie pour que les tubes réduits de 35% puissent être testés à l'aide de la machine de traction disponible au CTA. Le Tableau 3.2 résume les paramètres de cette étude.

Tableau 3.2 - Paramètres de l'étude de la partie H

Pourcentage de réduction	Angle d'étirage	Température	Temps
%	°	°C	min
35	65	160	0
40			30
45			60
50			90
55			120
60			150
65			180

La combinaison des matrices utilisées est disponible dans un rapport complémentaire remis à Spectube. Ce rapport comprend aussi une revue de littérature concernant l'étirage à froid des tubes et l'influence des paramètres d'étirage.

Le pourcentage de réduction¹⁰ R est égal à :

$$R = \left(\frac{A_i - A_f}{A_i} \right) [\%] \quad (2)$$

où A_i et A_f représentent respectivement l'aire de la section du tube avant et après l'étirage (initiale et finale). Dans la suite du texte (notamment la section 4.8), le travail à froid effectué sur les tubes au cours de l'étirage avant le TT est exprimé en pourcentage selon cette même définition.

L'angle d'étirage est un paramètre qui compare la réduction de diamètre et la réduction de l'épaisseur de la paroi du tube. Plus de détails sur l'origine de ce paramètre sont disponibles en [23]. L'angle d'étirage ψ se calcule comme suit :

$$\psi = \arctan \left(\frac{\ln \left(\frac{t_i}{t_f} \right)}{\ln \left(\frac{D_i}{D_f} \right)} \right) [^\circ] \quad (3)$$

¹⁰ Pour exprimer la quantité de travail à froid (i.e. de déformation) effectuée sur un tube lors de l'étirage, Spectube fait référence au pourcentage de réduction puisque le tube subit toujours une réduction de diamètre et/ou d'épaisseur de paroi. La littérature utilise plutôt le terme plus général de prédéformation (*prestrain or prior strain*).

où

t_i = épaisseur initiale du tube

t_f = épaisseur finale du tube

D_i = diamètre initial du tube

D_f = diamètre final du tube

Ainsi si $D_i = D_f$; $\psi = 90^\circ$ et si $t_i = t_f$; $\psi = 0^\circ$. Il est à noter que ce paramètre ne représente aucunement un paramètre géométrique de la matrice d'étirage mais il est plutôt un indicateur aidant à évaluer la performance de l'opération d'étirage et le choix des diamètres des matrices et des mandrins utilisés. Ce paramètre n'a pas d'influence dans le cadre de cette étude puisqu'il est fixé à 65° pour tous les essais.

4. Résultats

4.1 Partie A - Caractérisation de la matière première

4.1.1 Essais expérimentaux

Suite à l'identification du lot de tubes de 6063-F destiné au projet de recherche, 15 tubes extrudés de 31.75 mm (1.250") ont été choisis pour préparer les échantillons. La composition chimique de trois de ces tubes a été analysée et les résultats sont présentés dans le Tableau 4.1. Les données montrent que les trois tubes ont la même composition chimique.

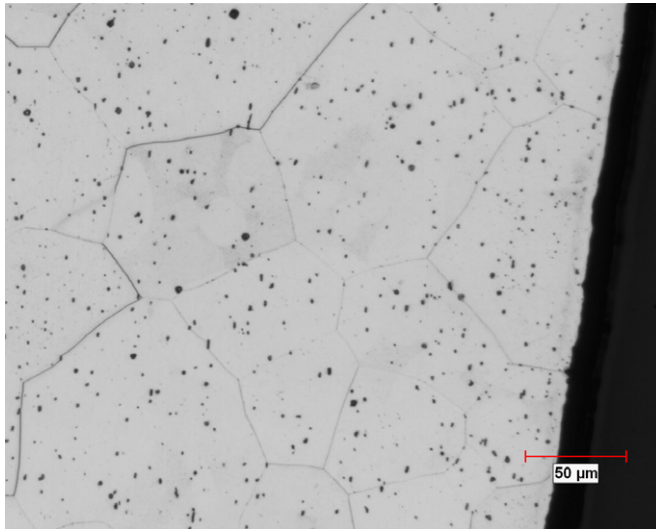
Tableau 4.1 - Composition chimique de l'alliage 6063-F utilisé [ASTM B483] [1]

6063 (% massique)	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Ti
max.	0.6	0.9	0.35	0.1	0.1	0.1	0.1
min.	0.2	0.45	-	-	-	-	-
Tube 1	0.47	0.48	0.15	0.015	0.035	0.009	0.006
Tube 3	0.47	0.47	0.15	0.015	0.035	0.008	0.006
Tube 13	0.47	0.48	0.15	0.015	0.035	0.008	0.006

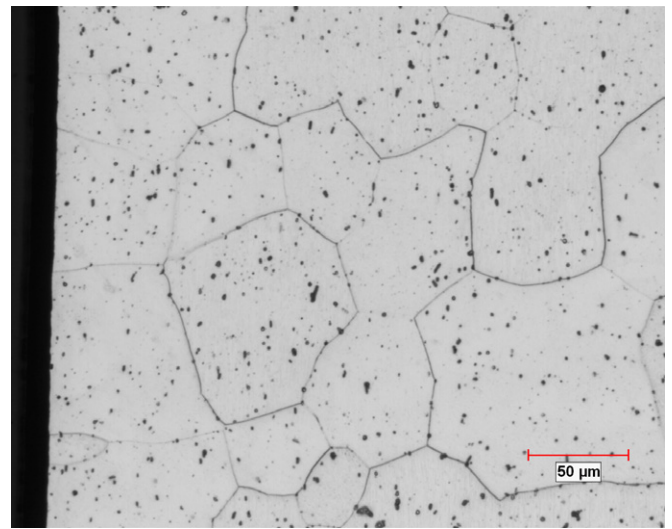
Un essai de traction a aussi été fait sur un échantillon prélevé à partir de chacun des tubes de matière première (15 essais au total) afin d'en déterminer les propriétés mécaniques et leur variabilité dans le lot de tubes. D'après le Tableau 4.2, les écart-types sont faibles ce qui démontre la constance des propriétés dans le lot choisi. Le Tableau 4.3 montre les propriétés mécaniques des tubes des autres lots utilisés dans le projet. Bien que les propriétés mécaniques soient répétitives dans un lot, il existe une différence significative entre les lots de 6063-T4 de juillet et novembre. Le lot de novembre a été produit dans une usine différente et possède une limite élastique et ultime inférieure de 16 et 8% respectivement par rapport au lot de 6063-F. Ce lot respecte toutefois la condition normalisée 6063-T4 pour laquelle il a été vendu à Spectube telle que spécifiée dans le Tableau 4.4.

4.1.2 Observations microscopiques de la matière première

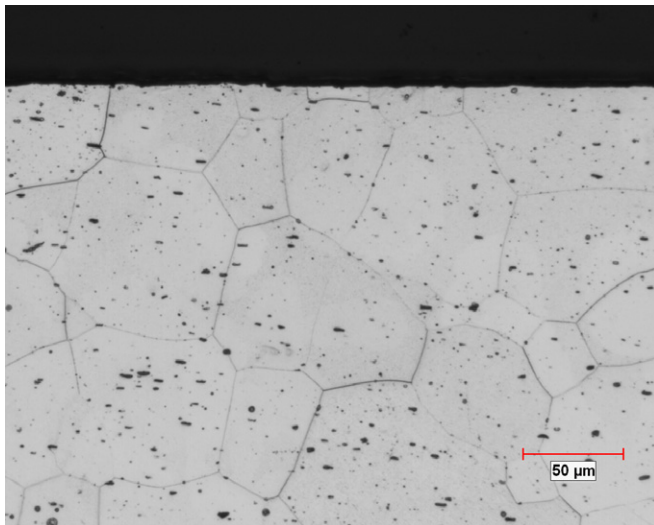
La Figure 4.1 montre des micrographies attaquées de tubes extrudés en condition T4 et F. Les particules de phase seconde sont des intermétalliques Al-Fe-Si (identifié grâce à une analyse diffractométrique (*Energy Dispersive X-Ray*)). D'après les micrographies, les particules sont allongées dans la direction de l'extrusion. Leur taille maximale est de 6 μm . Elles sont uniformément distribuées dans la matrice et certaines particules sont présentes sur les joints de grains. Suite à une évaluation qualitative, on peut affirmer que la distribution de la taille des grains est équivalente pour la condition F et T4.



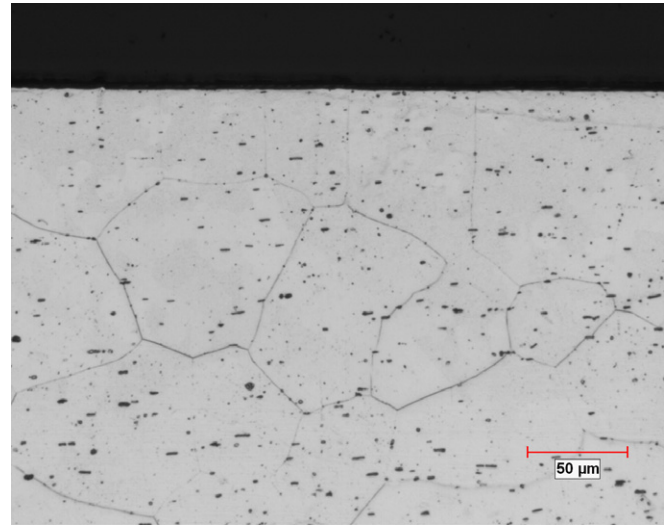
a) 6063-T4 coupe transversale



b) 6063-F coupe transversale



c) 6063-T4 coupe longitudinale



d) 6063-F coupe longitudinale

Figure 4.1 - Micrographies attaquées des tubes extrudés fournis en condition F et T4

Tableau 4.2 - Propriétés mécaniques des tubes extrudés de 6063-F

Tube extrudé	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture
#	MPa	MPa	%
1	83.0	171.0	19.0
2	85.5	177.5	20.0
3	86.0	177.5	19.5
4	83.5	176.5	20.5
5	87.0	183.5	21.5
6	81.0	171.0	18.5
7	85.0	176.0	20.0
8	86.5	181.5	21.0
9	82.0	170.0	20.0
10	85.5	174.5	19.5
11	84.0	179.5	22.0
12	83.0	175.0	20.5
13	84.5	178.5	19.5
14	84.5	177.0	18.0
15	87.0	181.0	18.5
Moyenne	84.5	176.7	19.9
Écart-type	1.8	3.9	1.1

Tableau 4.3 – Comparaison des propriétés mécaniques des autres lots de tubes extrudés utilisés dans le projet

		Diamètre	Épaisseur	Limite élastique	Limite ultime	
		mm	mm	MPa	MPa	
6063-F	étude sur les TT (juin 2006)	31.8	1.65	84.3	176.5	moyenne
6063-T4	étude sur les TT (juillet 2006)	29.5	1.24	89.5	173.0	
				88.0	183.5	
				88.8	178.3	moyenne
				5%	1%	écart
6063-T4	étude sur le pourcentage de réduction (novembre 2006)	22.2	2.11	72.5	164.0	
				72.5	162.0	
				72.5	163.0	moyenne
				-16%	-8%	écart

Tableau 4.4 - Propriétés mécaniques minimales des tubes extrudés [ASTM B221M] [24]

Condition normalisée des tubes	Épaisseur du tube		Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture (section complète)
	mm	pouces	MPa	MPa	%
6063-T4	0 - 12.5	0 - 0.5	70.0	130.0	14
	12.5 - 25.0	0.5 - 1.0	60.0	125.0	12

4.1.3 Compte-rendu de la visite industrielle

Une visite chez le fournisseur *Indalex Aluminum Solutions* à Montréal en février 2006 a permis de conclure que l'aluminium ne subit pas de véritable étape de mise en solution. La séquence de préchauffage (30 minutes à 470°C) et celle de l'extrusion (moins de 10 minutes à 500°C) permettent, selon le fournisseur, que tous les éléments d'alliage soient en solution homogène lors de la mise en forme du tube. La température de l'aluminium à la sortie de la matrice dépend de la vitesse d'extrusion, de l'alliage et de la température de la matrice. Une température d'extrusion inadéquate diminue la proportion de précipités pouvant être formés lors du vieillissement artificiel. Cela diminue la résistance maximale de l'alliage une fois vieilli même s'il y a présence d'étapes de mise en forme intermédiaires entre l'extrusion et le vieillissement. Enfin, l'observation des opérations du fournisseur et du suivi de qualité fait dans l'entreprise ont permis de constater que la matière première vendue à Spectube devait être généralement constante et prévisible. Un document plus complet sur la visite industrielle effectuée est disponible en Annexe C.

4.2 Partie B - Caractérisation du four Spectube

4.2.1 Caractérisation des tubes étirés sans TT

Dans un premier temps, afin d'évaluer la variabilité induite par le procédé d'étirage des tubes, des essais de traction ont été faits sur des tubes étirés de 25.4 mm (1.000") et 19.05 mm (0.750") sans TT. Les Tableaux 4.5 à 4.7 présentent les propriétés mécaniques moyennes obtenues.

Tableau 4.5 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes de 25.4 mm étirés sans TT

20 tubes étirés 6063-F 25.4 mm	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture
	MPa	MPa	%
Moyenne	250.0	261.9	5.5
Écart-type	7.5	6.2	1.2

Tableau 4.6 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes de 19.05 mm étirés sans TT

20 tubes étirés 6063-F 19.05 mm	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture
	MPa	MPa	%
Moyenne	246.8	259.1	5.6
Écart-type	5.4	5.9	0.6

Tableau 4.7 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes de 19.05 mm 6063-T4 étirés sans TT

10 tubes étirés 6063-T4 19.05 mm	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture
	MPa	MPa	%
Moyenne	270.1	278.4	4.4
Écart-type	5.86	6.07	1.11

Dans le cas des tubes de 25.4 mm, l'écart-type de la limite élastique est plus élevé que celui associé à la matière première (7.50 versus 1.77) ce qui signifie que l'étirage comporte une certaine variabilité qui peut influencer la réaction au TT ou à l'opération de pliage. Les tubes trempés à l'eau (6063-T4) ont une limite élastique et une limite ultime plus élevées de 9 et 7 % respectivement par rapport aux tubes trempés à l'air (6063-F) après l'étirage comme le démontre le Tableau 4.7. L'allongement à la rupture est cependant plus faible en condition T4.

4.2.2 Caractérisation du four Spectube

Dans un deuxième temps, des mesures de température ont été effectuées dans le four Spectube lors d'une journée afin de constater l'ampleur de l'hétérogénéité de température et son impact sur les propriétés mécaniques des tubes après le TT. La Figure 4.2 illustre les mesures de température recueillies à l'aide de 17 thermocouples répartis dans chaque panier. Le Tableau 4.8 présente d'autres détails relatifs à ce traitement thermique. L'emplacement de chacun des thermocouples dans leur panier de tubes est désigné comme suit (en regardant vers les éléments chauffants) :

numéro de panier (1 à l'avant) - position latérale (Droite ; Gauche) - élévation (Bas ; Milieu ; Haut)

La Figure 4.2 démontre que les tubes placés près des éléments chauffants sont exposés à la température de consigne beaucoup plus longtemps que les tubes placés dans les paniers arrière. De plus, les tubes à l'avant du four subissent un dépassement de température significatif. Ceci est causé par l'opérateur du four qui corrige volontairement à la hausse la consigne au début du traitement afin d'augmenter le taux de montée en température. Dans ce cas-ci, l'opérateur a réglé la température de consigne à 160°C (320°F) 12 minutes après la fermeture de la porte. L'opérateur dispose de trois thermocouples qu'il place dans trois paniers différents. Lorsque les trois thermocouples ont atteint une température de 160°C, le TT débute même si les paniers à l'arrière du four n'ont pas atteint la température de consigne. L'opérateur effectue ses relevés manuelle-

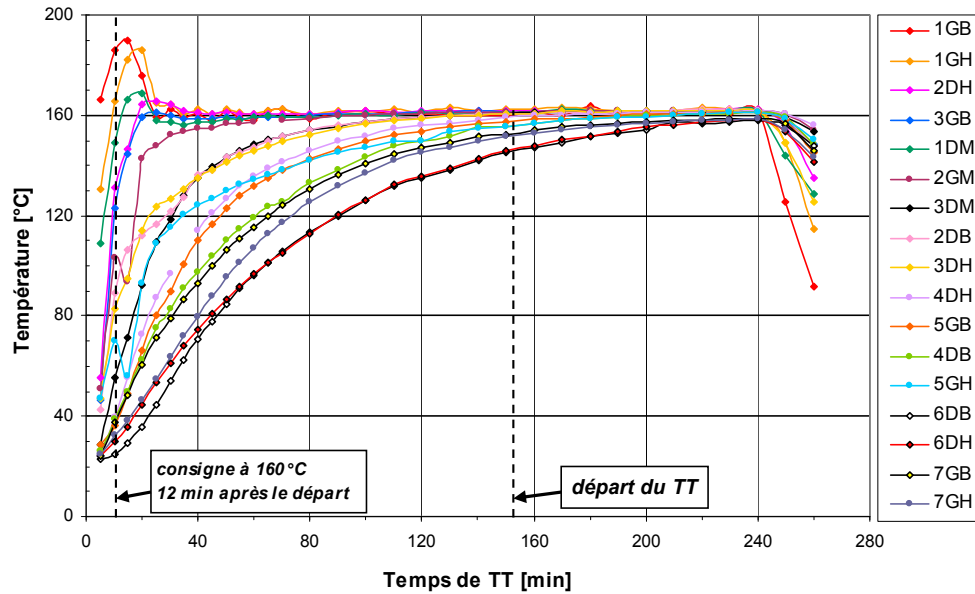


Figure 4.2- Température des échantillons placés dans le four Spectube

Tableau 4.8 - Autres détails du traitement thermique effectué chez Spectube

Évènements	heure	Nombre de tubes	2786 unités
Fermeture de la porte	10h06	Diamètre externe	25.4 mm
Consigne	210°C 10h06	Épaisseur	2.11 mm
	160°C 10h20	Longueur	831 mm
Départ du TT	12h48 (après 148 min)	Densité de l'aluminium	2.70E-06 kg/mm ³
Ouverture de la porte	14h01 (73 min de TT)	Aire de la section	154.26 mm ²
		masse totale	964 kg

Tableau 4.9 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes après le TT chez Spectube lors de ce traitement thermique¹¹

17 tubes avec TT 6063-T832 25.4 mm	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture
	MPa	MPa	%
Moyenne	261.7	296.3	12.0
Écart-type	7.5	5.5	0.5

¹¹ Comparer ce tableau avec le Tableau 4.5.

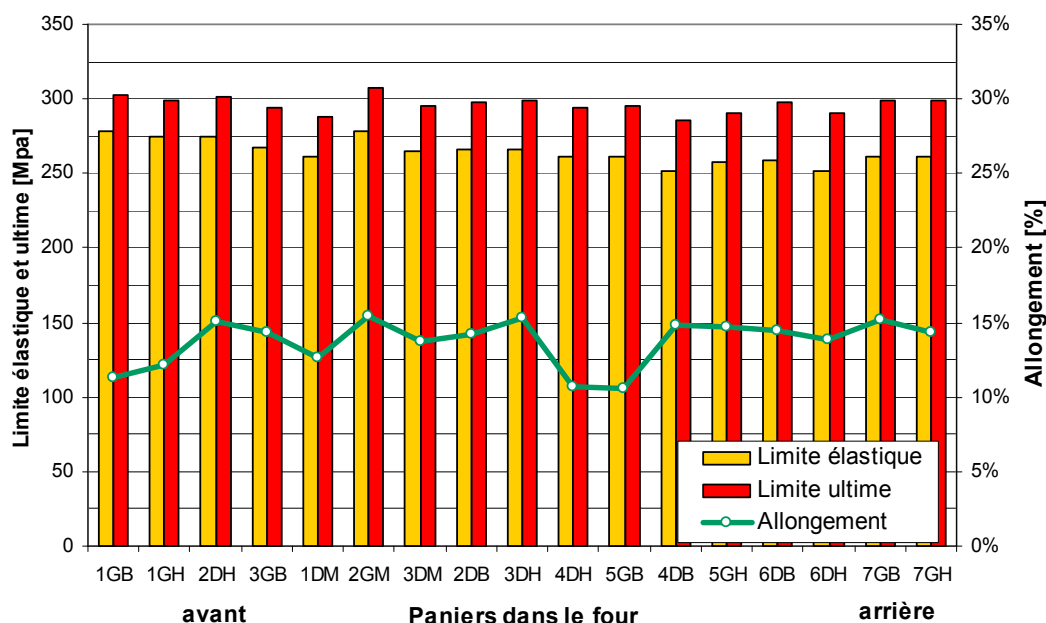


Figure 4.3 - Propriétés mécaniques des échantillons placés dans le four Spectube

ment à toutes les 15 minutes. Dans ce cas-ci, 148 minutes ont été nécessaires pour démarrer le TT. Suite au TT, chacun des tubes instrumentés a subi un essai traction. La Figure 4.3 présente les résultats obtenus par ordre décroissant de temps d'exposition à la température de consigne. Bien que les tubes aient vu des historiques de température très différents, tous les tubes respectent la condition 6063-T832. Le résumé des propriétés au Tableau 4.9 montre que le TT dans le four Spectube contribue à maintenir l'écart-type de la limite élastique et à diminuer celui de la limite ultime par rapport aux tubes étirés sans TT (voir Tableau 4.5). L'écart-type de l'allongement à la rupture est quant à lui plus bas après le TT.

4.3 Partie C - Détermination du traitement thermique optimal

4.3.1 Influence du temps de traitement

La Figure 4.4 illustre la variation des propriétés mécaniques des tubes traités à 160°C en fonction du temps sur une échelle logarithmique. Cette figure constitue le cas de base à laquelle tous les autres résultats seront comparés. Sur cette figure, pour chaque propriété mécanique, les lignes pointillées représentent les limites inférieures de la condition 6063-T832.

Comme mentionné dans la revue de littérature [9, 17, 25, 26], la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture augmentent en fonction du temps, atteignent un maximum puis diminuent pour un temps de traitement prolongé. Le traitement actuellement utilisé par Spectube (75 minutes

à 160°C) permet de respecter la condition T832 avec une marge de sécurité. Enfin, un traitement de seulement 30 minutes permet de répondre à cette même condition.

4.3.2 Influence de la température de traitement

Les Figures 4.5 à 4.7 présentent les propriétés mécaniques des tubes après un traitement thermique à différentes températures. Les résultats sont d'abord présentés à la Figure 4.5 en fonction du temps. On remarque que plus la température de traitement augmente, plus les maximums sont atteints rapidement et plus ils sont faibles. Cela va dans le même sens que les conclusions mentionnées dans les études portant sur les alliages sans prédéformation [9, 17, 25, 26]. Par exemple, le maximum d'allongement à la rupture est atteint en 90 minutes à 160°C alors que ce dernier est atteint en 10 minutes à 200°C. La diminution des propriétés mécaniques après le maximum accélère à mesure que la température augmente. En effet, l'allongement à la rupture passe de 11.4 à 10.0% en 20 minutes à 200°C ; alors qu'à 160°C, une diminution équivalente nécessite plus de 350 minutes.

Lors de l'étude, le temps minimum de traitement thermique pouvant être effectué dans le four de Spectube n'était pas connu. Néanmoins, afin de diminuer le temps de traitement de 50% d'après les objectifs imposés, une deuxième approche a été réalisée. Le temps de traitement a été fixé à 30 puis à 60 minutes et la température a été variée successivement de 130 à 235°C.

À la Figure 4.7, avec 60 minutes de chauffage, la limite élastique et la limite ultime varient peu entre 130 et 160°C. Par contre, l'allongement à la rupture augmente significativement et un maximum de 12.3% est atteint à 160°C. À haute température (> 190°C), les propriétés mécaniques chutent et atteignent un niveau comparable à celui des tubes étirés sans TT.

Avec 30 minutes de chauffage (voir Figure 4.6), les résultats sont similaires à une exposition de 60 minutes. L'allongement à la rupture atteint un maximum de 13.2% à 170°C. En général, le comportement des propriétés mécaniques au cours du vieillissement à une certaine température pour différentes périodes est similaire au comportement du même alliage pour un temps de chauffage constant à différentes températures [17].

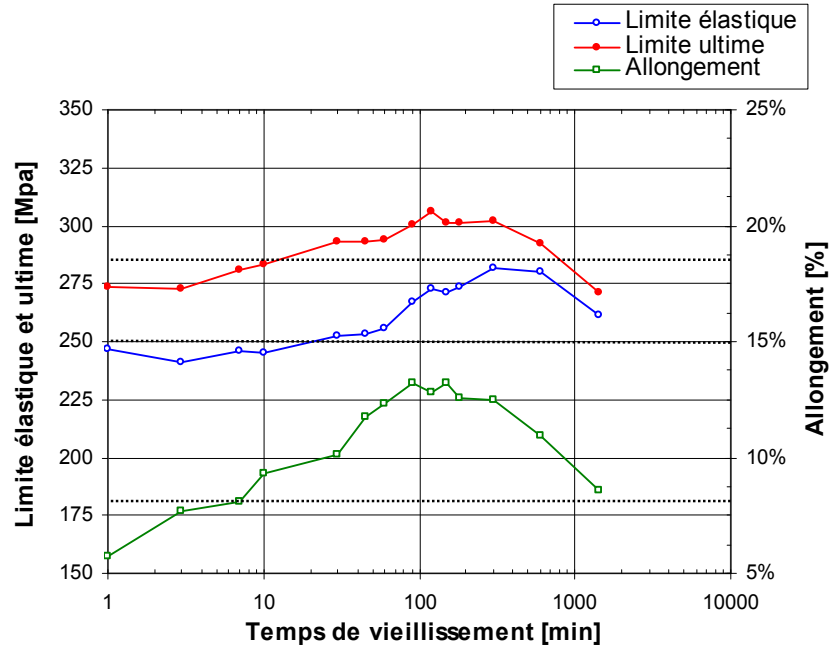


Figure 4.4 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement à 160°C pour différents temps de chauffage¹²

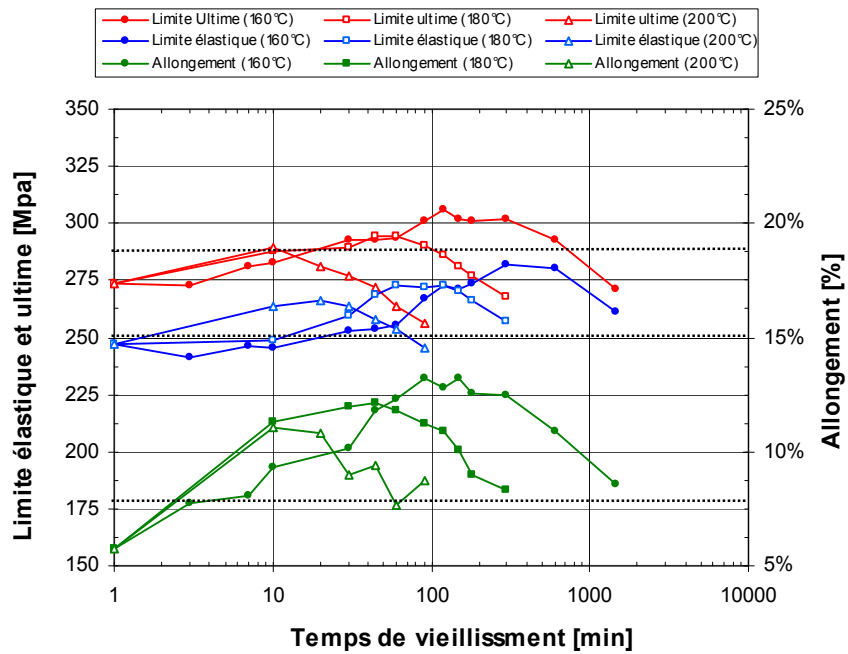


Figure 4.5 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique à 160, 180 et 200°C pour différents temps de chauffage¹²

¹² Les lignes pointillées représentent les limites inférieures de la condition 6063-T832

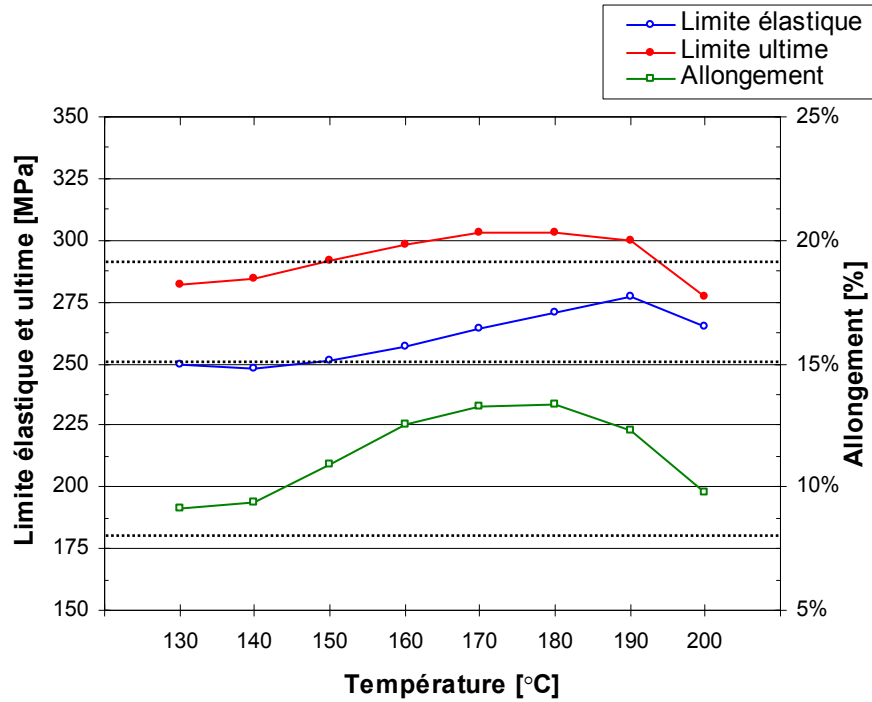


Figure 4.6 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique de 30 minutes pour différentes températures de chauffage¹²

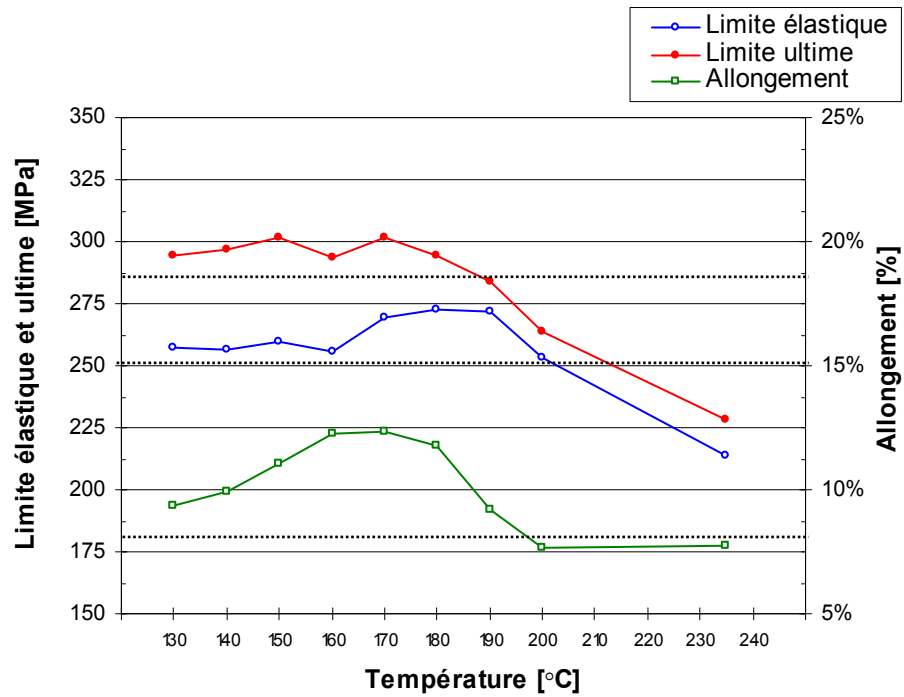


Figure 4.7 - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique de 60 minutes pour différentes températures de chauffage¹²

4.4 Partie D - Détermination de l'influence du taux de chauffage

Compte tenu des dimensions du four Spectube et de la méthode de chauffage utilisée, deux temps réalistes de montée en température ont été testés ; soit 60 et 90 minutes pour atteindre la température de consigne de 160°C. La Figure 4.8 montre qu'un temps de montée de 60 minutes a une faible influence sur les propriétés mécaniques des tubes. Par contre, dans le cas d'un temps de montée de 90 minutes, les valeurs sont légèrement à la hausse par rapport à une immersion dans une fournaise préchauffée (soit une montée de 10 minutes).

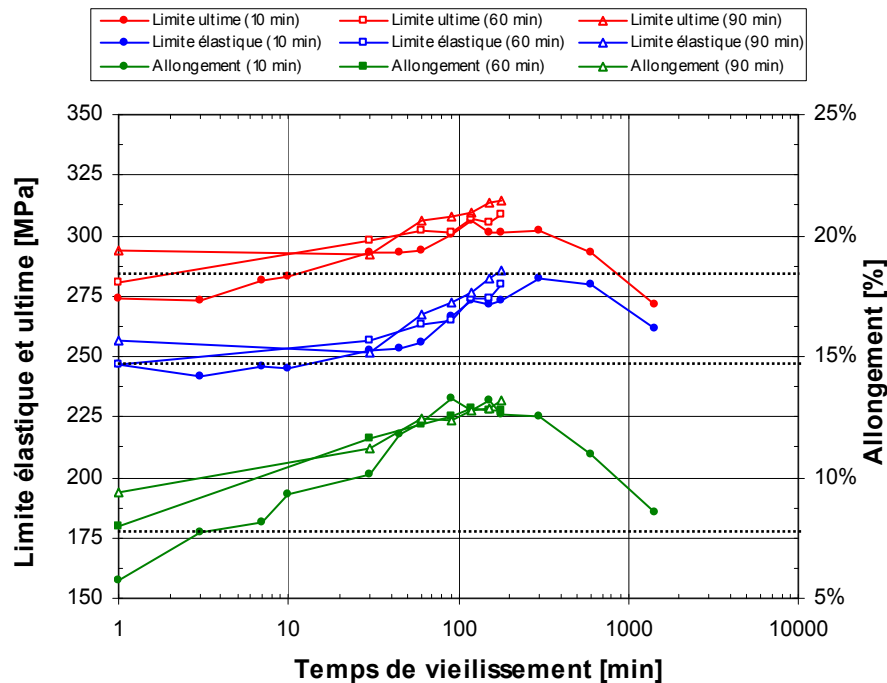


Figure 4.8 - - Propriétés mécaniques des tubes étirés après un traitement thermique à 160°C avec un temps de montée de 10, 60 et 90 minutes¹²

4.5 Partie E - Essais de pliage

4.5.1 Influence du traitement thermique

Après avoir été traités thermiquement dans le four contrôlé, les tubes ont été pliés chez Spectube. Les Figures 4.9 à 4.11 montrent les tubes pliés pour chaque température par ordre croissant de temps de chauffage. Les flèches sur les tubes désignent les défauts problématiques répertoriés. Étant donné la subjectivité de cette identification, le personnel de Spectube a participé à cette sélection pour s'assurer d'un critère de qualité en accord avec l'entreprise. Celui-ci est rattaché aux aspects suivants :

- le fini de surface sur le pli (peau d'orange) ;
- la présence d'amorces de rupture (distinctes au toucher) ;
- la symétrie de la section du tube plié.

Le Tableau 4.10 présente la compilation des résultats. Aucune rupture n'a été observée lors d'un traitement à 160°C entre 10 et 600 minutes pour le 6063-F. La même constatation a été faite dans le cas des tubes de 6063-T4. Par contre, des amorces de rupture sont présentes avec 10 minutes de chauffage pour les deux types de tubes. Ainsi, le temps de TT minimal pour assurer une bonne pliabilité à 160°C est de 30 minutes. À 200°C, un chauffage de plus de 10 minutes favorise l'apparition de rupture et d'amorce de rupture comme le montre la Figure 4.10. Au-delà de 10 minutes, plus le temps de chauffage augmente et plus les ruptures sont nombreuses.

Tableau 4.10 - Nombre de ruptures observées lors du pliage des tubes avec différents TT (9 tubes par essai)

Traitement thermique		Nombre de ruptures	Nombre d'amorces apparentes	Nombres de plis conformes
température °C	durée min			
160	0	9	0	0
160	3	3	4	2
160	7	3	3	3
160	10	0	3	6
160	30	0	0	9
160	60	0	0	9
160	75	0	0	9
160	120	0	0	9
160	180	0	0	9
160	300	0	0	9
160	600	0	1	8
160	1440	7	1	1
180	10	0	0	9
180	30	0	0	9
180	60	0	0	9
180	90	0	0	9
180	120	0	1	8
200	10	0	0	9
200	20	0	6	3
200	30	1	4	4
200	60	4	2	3
200	90	4	5	0
T4 160	0	9	0	0
T4 160	10	0	3	6
T4 160	30	0	0	9
T4 160	300	0	1	8



Figure 4.9 - Tubes de 6063-F traités à 160°C et pliés



Figure 4.10 - Tubes de 6063-F traités à 200°C et pliés



Figure 4.11 - Tubes de 6063-T4 traités à 160°C et pliés

4.5.2 Influence du rayon de pliage

L'analyse par photo-déformation à l'aide du logiciel AutoGrid™ a permis de déterminer le pourcentage de déformation à l'extérieur du tube plié pour différents rayons de pliage. Le Tableau 4.11 résume les résultats obtenus. Ces valeurs permettent de quantifier la déformation maximale subie par le tube durant le pliage et de le comparer à un essai de traction uniaxiale. Seules les matrices de 57.2 et 63.5 mm de rayon de courbure étaient disponibles lors de l'étude. Comme attendu *a priori*, plus le rayon de pliage est faible, plus le pourcentage de déformation à la fibre externe est important et plus la rupture du tube est favorisée. Plus de détails concernant l'analyse de la déformation au pliage sont présentés à la section 5.6.

Tableau 4.11 - Allongement moyen de la fibre externe pour différents rayons de pliage

Rayon de pliage	Allongement moyen à la fibre externe
mm	%
57.2	17
63.5	15

4.6 Partie F - Caractérisation de la condition 6063-T4

La Figure 4.12 illustre les propriétés mécaniques des tubes de 6063-T4 en fonction du temps de vieillissement à 160°C. La limite élastique et la limite ultime des tubes de 6063-T4 sont supérieures à celles des tubes de 6063-F. L'écart peut atteindre plus de 10 % après 60 minutes de chauffage. L'allongement à la rupture atteint un maximum équivalent dans les deux cas à 13%, mais plus rapidement dans le cas du 6063-T4 soit en près de 60 minutes. Enfin, les tubes de 6063-T4 respectent la condition T832 après seulement 10 minutes de chauffage à 160°C contrairement à 30 minutes pour le 6063-F.

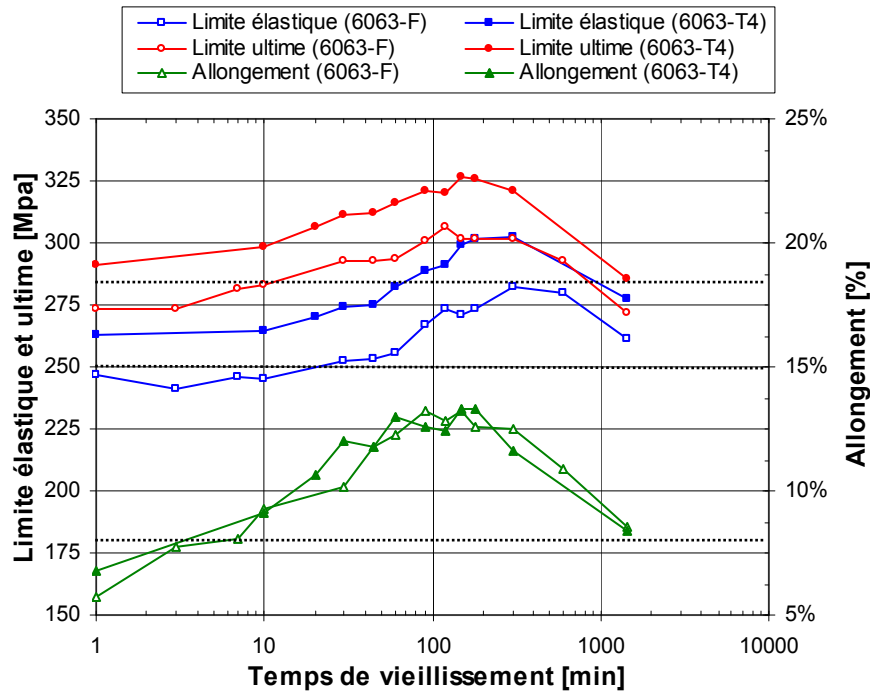


Figure 4.12 - Propriétés mécaniques des tubes étirés de 6063-F et 6063-T4 après un traitement à 160°C¹²

4.7 Partie G - Caractérisation des raquettes pliées chez Spectube

Différentes causes de rupture ont été identifiées lors de la collecte des raquettes cassées ou non conformes. Celles-ci se résument comme suit et sont illustrées dans les Figures 4.13 à 4.17 :

- rupture et déchirement de la paroi externe (*cracking*) ;
- plissage de la surface interne (*wrinkling*) ;
- retour élastique non uniforme - tolérances géométriques non respectées (*springback*) ;
- gauchissement - tolérances géométriques non respectées (*3D shift*) ;
- déchirement lié à l'extrusion ;
- porosités, inclusions et défauts de surface ;
- fini de surface inacceptable.

Sur le faciès de rupture de certains tubes cassés, on retrouve des défauts ponctuels qui servent vraisemblablement d'amorce de rupture. Ceux-ci peuvent être dus à :

- des problèmes d'extrusion ;
- des copeaux incrustés dans la paroi lors de la deuxième passe d'étirage ;
- des encoches provenant de la manutention des tubes.



Figure 4.13 - Incrustation de copeaux à la deuxième passe d'étirage



Figure 4.14 -Retour élastique non uniforme d'une raquette selon la position angulaire de la paroi mince



Figure 4.15 - Rupture de tube lors du pliage



Figure 4.16 - Déchirement le long d'un segment d'extrusion lors du pliage



Figure 4.17 - Plissage de la paroi interne

Les Figures 4.18a à 4.18h illustrent des macrographies de défauts ayant favorisé une rupture lors du pliage sur des tubes prélevés dans la production de Spectube. Les Figures 4.18a à 4.18f montrent des marques dans le tube effectuées probablement durant la manutention entre les étapes de formage. Elles pourraient aussi être provoquées par l'incrustation de copeaux entre le tube et la matrice lors de la deuxième passe d'étirage. Les Figures 4.18g et 4.18h montrent, quant à elles, un segment de rupture parallèle à l'axe du tube. Il est probable qu'il s'agisse d'une décohésion de la soudure faite lors de l'extrusion. Ce problème serait donc lié à une extrusion en conditions défavorables. Ces ruptures constituent des cas isolés (< 1%). Suite à une inspection sommaire, ils ne semblent pas liés à un mauvais traitement thermique. Ils n'ont donc pas fait l'objet de plus d'investigation, mais Spectube aurait avantage à améliorer la manutention des tubes afin de ne pas endommager inutilement leur surface.

La partie G du protocole projetait la cueillette et la mesure des propriétés mécaniques des parties non pliées des raquettes cassées pigées au hasard dans la production de Spectube. Cette investigation n'a pas permis de tirer de conclusions. Par contre, à certaines occasions au cours de l'été 2006, certains lots de tubes avaient un pourcentage de rupture au pliage de plus de 50%. Visiblement affecté par un problème majeur, ces lots ont fait l'objet d'une étude attentive. Les tubes cassaient généralement au premier pli comme l'illustre la Figure 4.19. Dans d'autres cas, les raquettes cassaient au dernier pli (Figure 4.20). Cette similarité de ruptures devait sûrement être causée par des propriétés mécaniques défavorables au pliage issues d'un TT inadéquat. En effet,

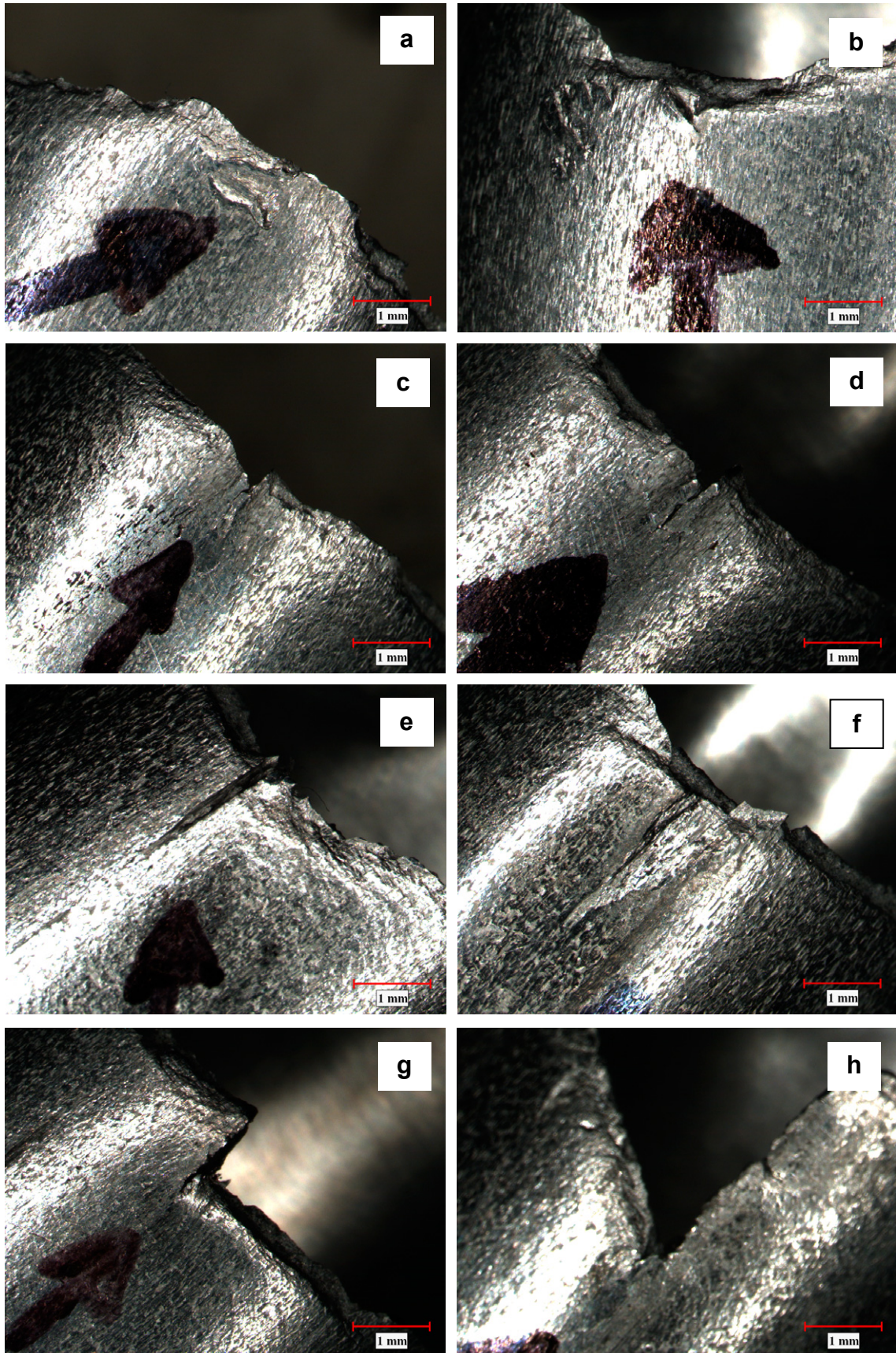


Figure 4.1 - Ensemble des types de défauts ponctuels observés sur les tubes

ces tubes ne comportaient pas de défauts comme ceux illustrés à la Figure 4.18. Les paniers qui contenaient ces lots étaient toujours positionnés à l'avant du four (panier #1). De plus, dans ces cas, les relevés de température du four montraient l'atteinte de température relativement élevée ($>190^{\circ}\text{C}$) au début du TT à cause du dépassement volontaire imposé par l'opérateur.

Afin d'identifier les propriétés mécaniques favorisant ce type de rupture lors du pliage, la partie non pliée de chaque tube cassé au premier pli (voir la Figure 4.19) a été coupée en quatre échantillons de 305 mm (identifiés A à D) pour effectuer des essais de traction. L'échantillon A est le plus près la rupture et était orienté vers l'avant du four dans le panier #1. Les propriétés mécaniques de trois tubes sont présentées au Tableau 4.12. La plupart des ruptures lors de l'essai de traction se sont produites à l'extérieur de l'extensomètre. Les données du Tableau 4.12 montrent que les propriétés changent selon la position le long du tube. La ductilité semble plus grande pour les échantillons extraits de la portion arrière des tubes. En effet, le bout placé vers l'avant du four cassait au pliage tandis que la portion arrière des tubes possédait suffisamment de ductilité pour être pliée dans la majorité des cas comme le démontre la Figure 4.21. Les propriétés mécaniques ne sont donc pas uniformes le long du tube suite au TT effectué dans le four chez Spectube. La Figure 4.21 montre aussi que certains tubes possèdent des amorces de ruptures au même endroit qu'observé précédemment. La surface externe de l'extrados de certains tubes montre une texture hétérogène non présente dans le cas des tubes possédant une plus grande ductilité.



Figure 4.19 - Tubes cassés lors du premier pli



Figure 4.20 - Ruptures des tubes survenant au dernier pli de la raquette



Figure 4.21 - Éprouvettes pliées prises à partir de tubes cassés¹³

¹³ L'échantillon A est le plus près de la rupture et l'échantillon D le plus loin

Tableau 4.12 - Propriétés mécaniques des tubes cassés chez Spectube selon la position des éprouvettes dans le tube

Tubes T832 19.05mm	Portion du tube	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture	Rupture en dehors de l'extensometre
		MPa	MPa	%	
1	A	284.5	297.5	7.5	X
	B	286.5	301.0	9.5	X
	C	289.5	305.5	11.0	X
	D	289.5	307.0	12.5	
2	A	274.0	284.5	10.5	X
	B	276.0	286.5	8.5	X
	C	279.5	291.0	10.0	
	D	279.5	292.0	10.0	
3	A	278.0	288.0	7.0	X
	B	280.0	291.0	8.0	X
	C	283.5	295.5	8.0	X
	D	284.5	297.5	11.5	
Moyenne		282.1	294.8	9.5	
Écart-type		5.0	7.2	1.7	

4.8 Partie H - Influence du pourcentage de prédéformation

Le Tableau 4.13 présente les propriétés mécaniques moyennes des tubes suite à étirage avec trois réduction différentes. La Figure 4.22 illustre la variation de la limite élastique et de la limite ultime moyenne en fonction du temps de vieillissement à 160°C pour un pourcentage de déformation initiale de 40, 50, et 60%. La Figure 4.23 montre l'allongement à la rupture moyen associé à ces essais. Pour chaque pourcentage de déformation la limite élastique, la limite ultime et l'allongement à la rupture augmentent en fonction du temps, atteignent un maximum puis diminuent pour un temps de chauffage prolongé comme mentionné précédemment à la section 4.3.1. Plus la prédéformation est importante, plus la limite élastique et la limite ultime sont élevées pour un temps de vieillissement donné. Selon, la Figure 4.22, la limite ultime maximale est atteinte plus rapidement lorsque la prédéformation est augmentée. Avec 40 % de prédéformation, il faut 240 minutes pour atteindre 285 MPa alors qu'il faut seulement 130 minutes pour atteindre le maximum de 300 MPa lorsque d'alliage est déformé de 60%. Selon la Figure 4.23, l'allongement à la rupture maximal varie entre 12.6% et 13.4% selon la prédéformation. L'allongement à la rupture en fonction du temps de vieillissement est moins influencé par la quantité de prédéformation que la résistance.

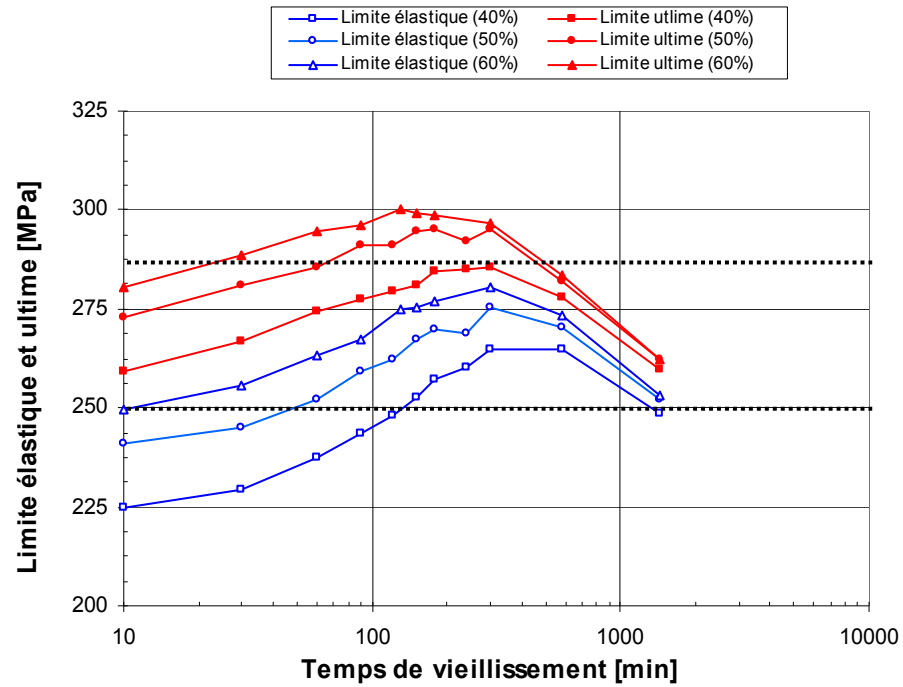


Figure 4.22 - Limites élastique et ultime des tubes de 6063-T4 traités thermiquement à 160°C en fonction du temps pour différents pourcentage de prédéformation¹²

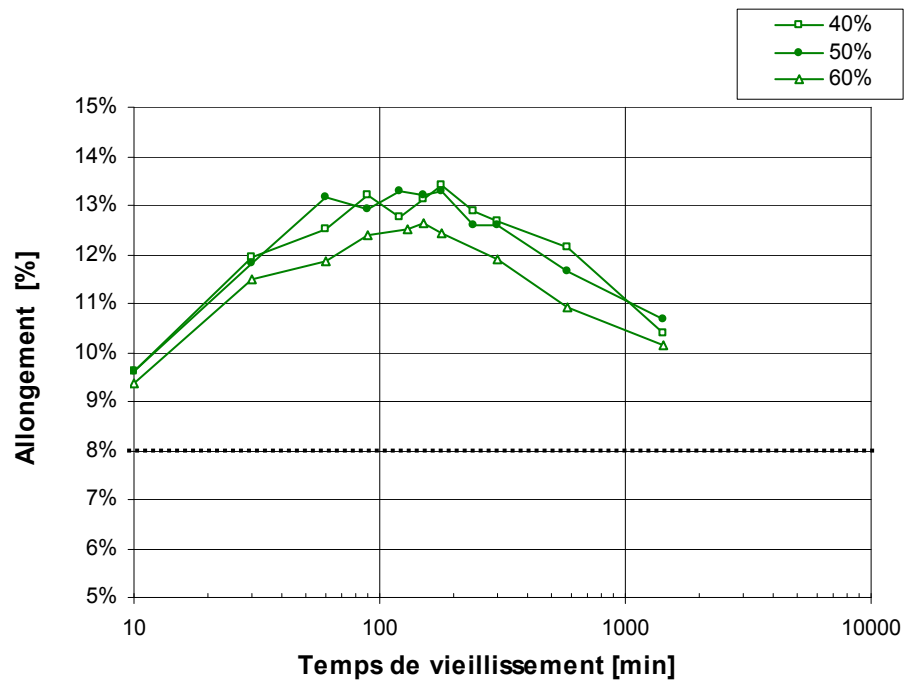


Figure 4.23 - Allongement à la rupture des tubes de 6063-T4 traités thermiquement à 160°C en fonction du temps pour différents pourcentage de prédéformation¹²

Tableau 4.13 - Propriétés mécaniques moyennes des tubes suite à l'étréage

Pourcentage de prédéformation	Limite élastique	Limite ultime	Allongement à la rupture
%	MPa	MPa	%
40	224.0	228.5	5.7%
50	241.0	246.2	5.0%
60	244.9	249.8	4.5%

4.9 Partie I - Observations métallographiques

Il a été démontré grâce à un logiciel d'analyse d'image disponible au CTA que la proportion des particules observables au microscope optique (1-9 μm) ne change pas significativement en fonction des traitements thermiques imposés dans le cadre de cette étude (0-1440 minutes à 160°C). La proportion de particules demeure aux alentours de 1.5% dans tout le matériau. L'initiation et la propagation d'une fissure dans l'extrados d'un tube plié n'a pas pu être observée pour des raisons pratiques. Cependant la Figure 4.24 présente une fissure se propageant dans la paroi d'un tube aux environs de l'axe neutre. La propagation se fait de l'extérieur vers l'intérieur du tube. Les Figures 4.25 à 4.28 montrent différents détails de cette fracture. Toutes les micrographies portent à croire que la rupture est de type ductile. De plus, on observe que certaines particules d'intermétalliques traversées par la fissure sont positionnées dans le fond de cavités qui devaient être à l'origine des cupules. La Figure 4.26 montre la formation de deux cupules devant la pointe de la fissure. On peut voir qu'une particule est présente dans l'une d'entre-elle. Les Figures 4.27 et 4.28 prises à l'aide du MEB montre qu'il existe des microfissures sous la surface polie qui coïncident avec la présence de particules. Ces microfissures se forment devant la pointe de la fissure principale et elle participe vraisemblablement à la formation de cupules sur le faciès de rupture.

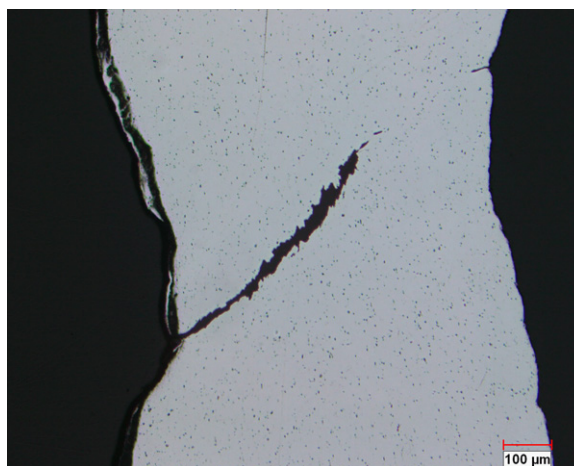


Figure 4.2 Propagation d'une fissure dans la paroi du tube dans la région de l'axe neutre

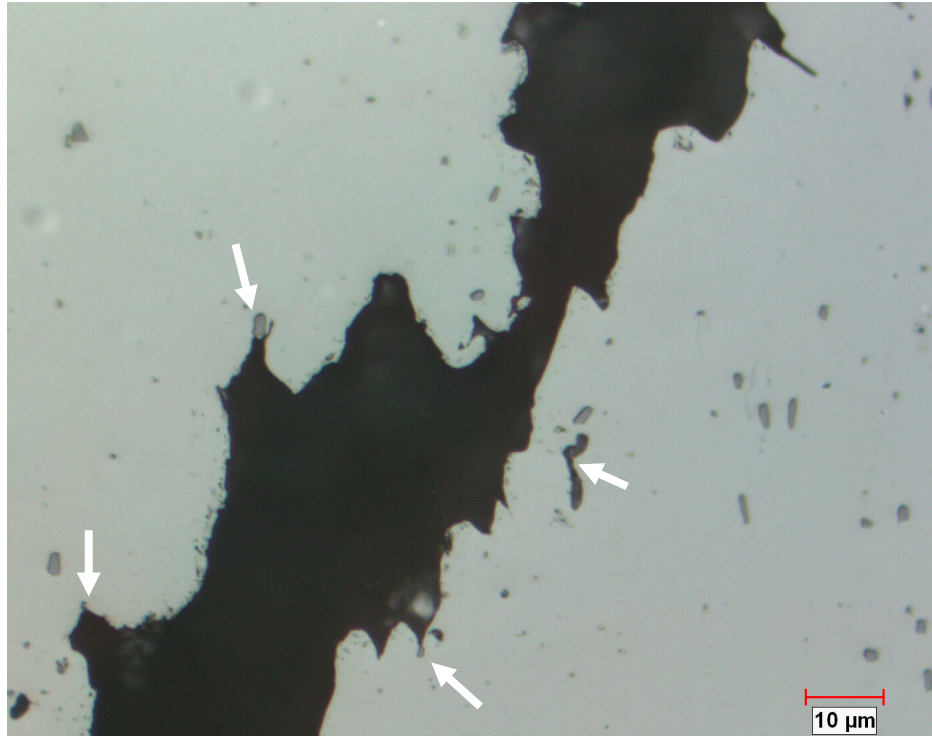


Figure 4.25 - Présence de particules dans les cupules traversées par la fissure



Figure 4.26 - Détails de la pointe de la fissure comportant des porosités issues de la décohésion de particules

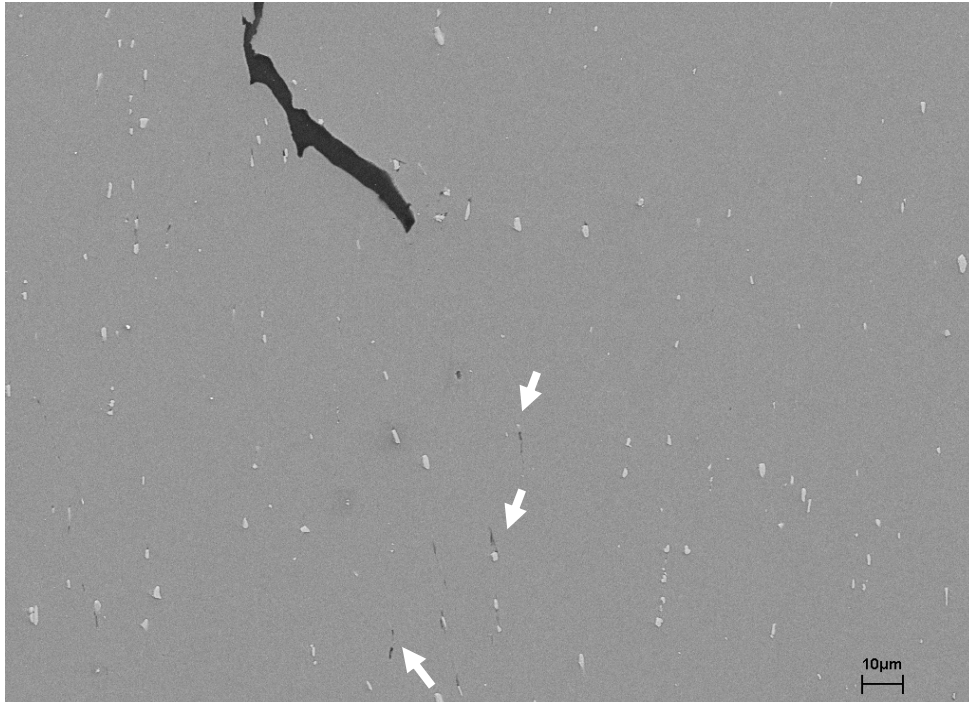


Figure 4.27 - Microfissures près des particules dans la région de déformation plastique devant la fissure principale (MEB)

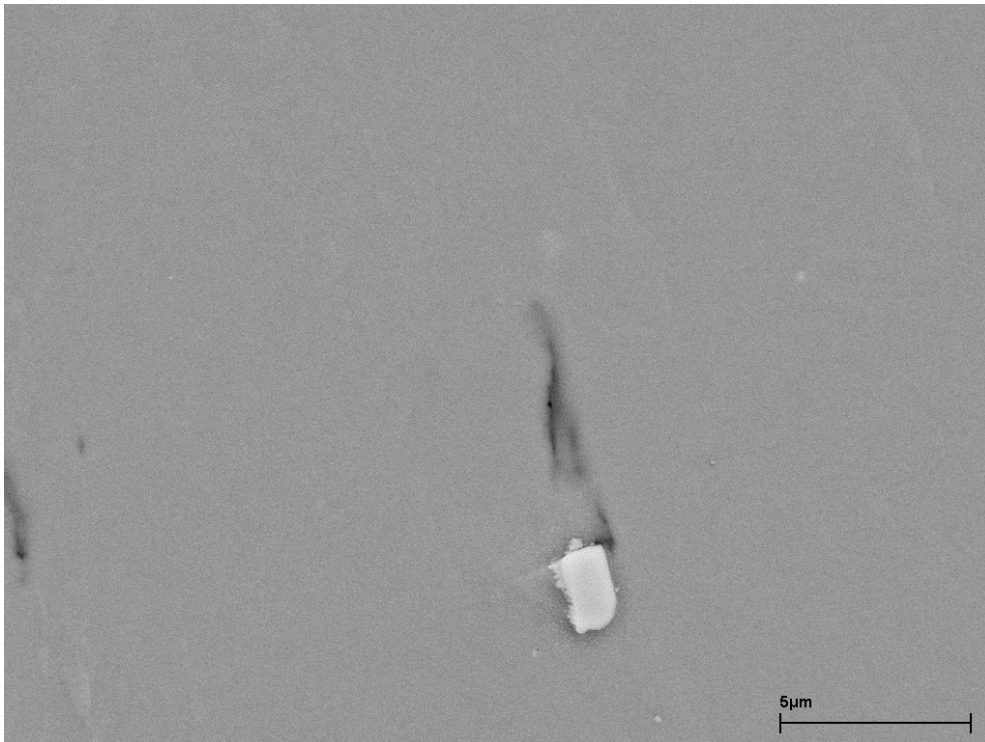


Figure 4.28 - Détail d'une microfissure sous la surface polie près d'une particule (MEB)

5. Analyse

5.1 Caractérisation de la matière première

Les relevés de la composition chimique et des propriétés mécaniques des tubes extrudés de 31.75 mm (1.250") ont permis de constater que la matière première était suffisamment homogène dans un même lot pour écarter son influence sur les variations des propriétés mécaniques suite au traitement thermique. En effet, les écart-types de la limite élastique et de la limite ultime sont de 2.0 et 2.2 % par rapport à leur moyenne respective. Ces valeurs sont du même ordre de grandeur que les coefficients de répétitivité des essais de traction à l'intérieur d'un laboratoire pour un même matériau publiés dans la norme ASTM B557 [20]. La rupture de tous les échantillons s'est produite dans les mors de traction et on ne peut conclure sur les valeurs de l'allongement mesuré. Les ruptures dans les mors sont attribuées au type de montage utilisé pour les tubes de 31.75 mm (1.250") de diamètre (voir l'Annexe A).

Par contre, des variations entre les lots sont forts probables puisque l'écart de résistance présenté au Tableau 4.3 est significatif. Il pourrait exister une différence notable entre les tubes extrudés en hiver et en été. Les conditions de stockage selon la saison pourraient aussi avoir une influence. Enfin, l'épaisseur des tubes extrudés pourrait avoir une influence sur le taux de refroidissement au cours de la trempe et affecter les propriétés mécaniques. C'est pourquoi un contrôle de qualité appliqué à la matière première au niveau des propriétés mécaniques, des cotes dimensionnelles et de la composition chimique devrait être implanté dans l'entreprise du moins pour la condition T4 et s'assurer de sa conformité à la norme ASTM B491 [24]. La condition F n'est pas normée mais un registre interne pourrait être tenu chez Spectube.

La visite industrielle chez *Indalex* a permis de montrer que le procédé de fabrication de formes simples comme les tubes de diamètre moyen était bien contrôlé et éprouvé depuis plusieurs années (voir l'Annexe B).

5.2 Caractérisation du four Spectube

La partie B visait à déterminer l'ampleur du problème d'hétérogénéité de température dans le four Spectube. Les mesures de température ont permis de relever le temps passé par chaque échantillon à la température de consigne comme l'illustre la Figure 5.1. Il est clair que le mode de chauffage favorise l'hétérogénéité de température : les tubes à l'avant du four ont passé beaucoup plus de temps à la bonne température que les tubes placés à l'arrière. Cependant, la Figure 4.3 montre que tous les tubes respectent la condition T832. Ainsi, une plage de temps de chauffage relativement grande (en occurrence jusqu'à 4 heures à 160°C) permet d'atteindre les propriétés mécaniques voulues. Enfin, les tubes placés à l'arrière n'ont pas atteint la température de 160°C mais ils respectent les valeurs mentionnées par la norme ASTM B483M pour la condition 6063-T832. La période de montée en température du four peut donc influencer les propriétés mécaniques des tubes si elle est suffisamment longue.

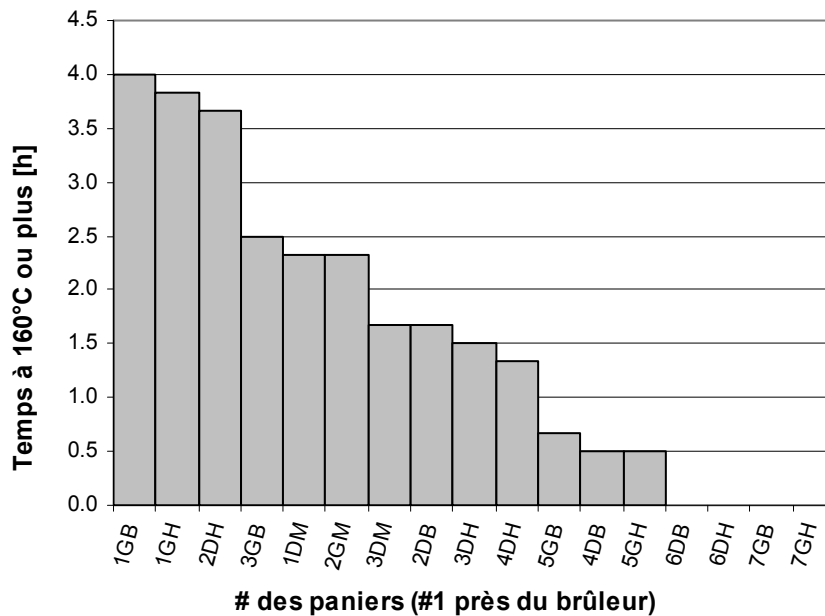


Figure 5.1 - Nombre d'heures à 160°C ou plus pour chaque tube au cours de la journée instrumentée chez Spectube

La Figure 4.2 montre clairement que certains tubes ont atteint un maximum de 190°C au début du traitement pendant 5 à 10 minutes. Un meilleur suivi des TT faits en entreprise a permis de constater que les tubes qui cassaient au pliage provenaient généralement du panier #1 placé près des éléments chauffants. Le dépassement de température au début du chauffage est une source de problème puisque les propriétés changent rapidement lorsque la température dépasse 200°C comme le démontre les résultats de la partie C. Ayant dépassé leur maximum d'allongement à la rupture au bout de quelques minutes, les tubes continuent de perdre progressivement de la ductilité

lors de la suite du TT même si la température se stabilise à un niveau inférieur. L'atteinte de la température de consigne du TT devrait donc se faire sans ou avec très peu de dépassement.

Les mesures de températures dressent un portrait global de la répartition de température dans le four. Outre, le manque d'homogénéité entre l'avant et l'arrière, certains échantillons placés à l'arrière se sont réchauffés plus rapidement que ceux placés dans les paniers plus à l'avant. C'est le cas des échantillons 7GH versus 6DH et 5GH versus 4DB (voir Figure 4.2). Ce fait laisse croire que les tubes ne se réchauffent pas uniformément dans les paniers. Ce type de mesure ne permet toutefois pas d'identifier une tendance claire au niveau de la répartition de température haut versus bas et droite versus gauche.

Ces résultats sommaires ont permis de conclure que le fonctionnement du four est déficient et peu productif mais qu'il permet aux tubes d'être conformes à la norme ASTM B483M pour la condition T832 de l'alliage 6063.

5.3 Détermination de l'influence des paramètres de TT à l'étude

5.3.1 Influence du temps de traitement

La Figure 4.4 montre l'évolution des propriétés mécaniques des tubes en fonction du temps de traitement à 160°C. Les courbes obtenues sont semblables à celles du vieillissement d'un alliage d'aluminium traitable thermiquement avec une augmentation, un maximum et une diminution de chacune des propriétés mécaniques. Tel que mentionné dans la littérature [9, 17, 25, 26], la limite élastique et la limite ultime augmentent progressivement à cause de l'augmentation de la taille des précipités qui ralentissent le déplacement des dislocations. Lorsque les précipités deviennent plus grossiers, cela entraîne une diminution de la limite élastique et de la limite ultime : l'alliage est alors en condition survieilliée. Les maximums 306 et 300 MPa sont atteints respectivement en 120 et 300 minutes ce qui est plus rapide que les huit heures habituellement utilisées dans l'industrie pour obtenir le 6063-T6. Les maximums sont aussi plus élevés qu'en condition T6 (limite élastique et ultime de 215 et 245 MPa respectivement pour le 6063-T6 [2]). Cette rapidité est probablement causée par la densité de dislocations initialement présentes dans le matériau due à l'étape d'étirage à froid. Comme mentionné dans la revue de littérature [8, 14], la présence de dislocations peut soit augmenter la vitesse de diffusion des atomes et/ou augmenter le nombre de sites à basse énergie où la précipitation des atomes est plus favorable. Une augmentation du taux de précipitation favorise donc l'atteinte des maximums plus rapidement que dans le cas d'un alliage vieilli artificiellement sans prédéformation.

L'allongement à la rupture augmente en fonction du temps de chauffage jusqu'à un maximum puis diminue pour un chauffage prolongé. L'augmentation de l'allongement semble attribuable à la restauration partielle du matériau suite à l'étirage à froid. Dans le cas d'un alliage non déformé, on observe habituellement une diminution continue et progressive de l'allongement à la rupture en fonction du temps de vieillissement comme l'illustre la Figure 2.8. La Figure 4.4 montre que l'allongement à la rupture varie très rapidement au début du traitement alors que la limite élastique est presque constante ce qui signifierait que la restauration est dominante au début du traitement. Ce TT consiste donc en une restauration du matériau combinée à un vieillissement artificiel.

La Figure 4.4 montre que la condition T832 est respectée pour un chauffage variant entre 30 et 1440 minutes ; cela laisse beaucoup de marge de manœuvre à l'application du procédé. Le traitement actuel de Spectube coïncide avec le maximum d'allongement à la rupture. Il permet de conserver une marge de sécurité par rapport aux trois propriétés mécaniques minimales spécifiées par la norme ASTM B483M.

5.3.2 Influence de la température de traitement

La Figure 4.5 montre que la température contrairement au temps de traitement a une influence significative sur les propriétés mécaniques. Une température élevée permet d'atteindre le maximum de chacune des propriétés mécaniques plus rapidement. Par contre, ces derniers deviennent plus faibles à mesure que la température augmente. Tel que mentionné dans la littérature [2, 25], l'augmentation de la température permet d'accélérer la diffusion des atomes en solution (Mg, Si) qui forment les précipités, mais ces derniers seront plus grossiers et moins homogènes que ceux formés en présence d'une température plus faible. Les Figures 4.6 et 4.7 montrent clairement qu'il existe une température optimale pour un temps de traitement donné qui permet d'obtenir l'une ou l'autre des propriétés à l'état maximal.

D'un point vu productivité, il peut être avantageux d'augmenter la température pour diminuer le temps de traitement thermique. Par contre, comme le démontre la Figure 4.5, un chauffage à 200°C peut rapidement détériorer les propriétés de l'aluminium : les propriétés mécaniques diminuent au-delà de 10 minutes de chauffage. Cette diminution est aussi beaucoup plus rapide que celle à 160°C. Dans un four avec une température non homogène, lorsque les tubes placés à l'arrière auront atteint les propriétés adéquates, les tubes à l'avant auront perdu beaucoup de ductilité et seront plus propices aux ruptures lors du pliage. Cette constatation va dans le même sens que la problématique néfaste de dépassement de température au début du chauffage énoncé précédemment. Ainsi, l'usage d'une température plus élevée laisse moins de marge de manœuvre à l'opération de traitement thermique et nécessite un meilleur contrôle de la répartition de température dans le four.

5.3.3 Influence du temps de montée en température

D'après les observations faites lors de la caractérisation du four Spectube, le temps de montée s'il est suffisamment long peut contribuer au TT et modifier significativement les propriétés mécaniques. Cependant, pour des temps relativement court, son influence peut être négligée.

La Figure 4.8 montre que pour un temps de montée de 25 à 160°C durant 60 minutes, les écarts sont faibles comparativement à l'immersion dans un four préchauffé. La principale différence se situe au niveau d'une légère augmentation de l'allongement à la rupture et de la limite ultime pour un temps de TT inférieur ou égal à 60 minutes. Le gain additionnel procuré par la période de montée en température est rapidement minimisé au delà de 60 minutes de chauffage.

Le même constat est fait avec un temps de montée de 90 minutes : pour les TT de courte durée, les trois propriétés mécaniques sont plus élevées comparativement au cas de base. L'allongement à la rupture subit la plus grande augmentation. Par contre, cet écart devient nul après un plateau de 60 minutes de chauffage. Les résultats observés ne montrent pas de tendance claire pour les temps de TT d'une durée supérieure à 60 minutes.

Ces conclusions sont similaires à celles évoquées par Deschamps et al. [10] mais l'influence du taux de chauffage est moindre dans cette étude. Selon cette référence, un chauffage lent contribue à conserver les zones GP de petites tailles qui auraient été dissoutes lors d'une entrée dans le four préchauffé. Ces zones GP sont fines et distribuées de manière homogène ce qui contribue à augmenter la résistance de l'alliage après le TT. Cependant, seule l'évolution des propriétés mécaniques a été investiguée dans le cadre de cette étude et on ne pas conclure quant à la pertinence des explications avancées en [10] pour le cas de l'alliage 6063 prédéformé.

Du point de vue productivité, le temps de montée en température pourrait être considéré s'il devait s'avérer suffisamment long (≥ 90 minutes). Sa contribution à modifier les propriétés mécaniques serait toutefois petite surtout si le TT choisi est de plus de 60 minutes. Le temps de montée en température est affecté par la dimension et le nombre de pièces dans le four, par la température de préchauffage et les conditions d'opération du four. Ces facteurs varient d'une fournée à l'autre et cela fait en sorte que la considération du temps de montée change aussi selon la fournée ce qui la rend difficilement applicable en production.

5.3.4 Influence de la condition de la matière première

Le Tableau 4.3 et la Figure 4.12 montrent clairement que les propriétés mécaniques des tubes de 6063-T4 sont supérieures à celles du 6063-F. De plus, les tubes en condition T4 respectent la condition T832 après seulement 10 minutes de chauffage à 160°C. Ceci peut s'avérer très

avantageux d'un point vu de la production puisque cette température de chauffage permet une grande marge de manœuvre comme mentionné précédemment. Selon, la revue de littérature [2, 4], une trempe plus sévère contribue à conserver une plus grande proportion d'éléments d'alliage en solution. Ces atomes d'alliage contribuent à former de fins précipités en plus grande concentration, ce qui permet de ralentir plus efficacement le déplacement des dislocations lors de la déformation du métal. Néanmoins, contrairement à certaines références mentionnées [2, 5, 25], l'allongement à la rupture maximal mesuré est comparable dans les deux cas. Enfin, contrairement à la condition T4, la condition F n'est pas standardisée ou garantie et peut présenter des variabilités au niveau de ses propriétés mécaniques selon la saison puisque l'air qui sert à la trempe n'est pas conditionné. L'usage de la condition F peut donc amener des variabilités supplémentaires dans la production.

5.3.5 Influence de la quantité de prédéformation

Selon le Tableau 4.13, plus la prédéformation est importante plus la limite élastique et la limite ultime augmentent à cause de l'écroutissage du métal. Il en va de même après le TT d'après la Figure 4.22. D'autre part, la différence entre la limite ultime sans TT et la limite ultime maximale après le TT soit le gain maximal de résistance procuré par le TT est équivalent dans les trois cas. La variation est d'environ 50 MPa pour la limite ultime et 35 MPa pour la limite élastique. L'augmentation de la résistance des tubes est donc attribuable à la densité de dislocation croissante en fonction de la quantité de prédéformation imposée lors de l'étirage plutôt qu'à l'augmentation du nombre de précipités favorisés par la présence de dislocations. Cette conclusion va dans le même sens que Russel [8] et Poole [14].

Par contre, le temps pour atteindre la limite ultime maximale change en fonction de la quantité de déformation. Il est de 240, 180 et 130 minutes pour des tubes déformés respectivement de 40, 50 et 60%. La limite élastique maximale est toutefois atteinte après 300 minutes dans les trois cas. Selon Quainoo [31], pour des prédéformations variant entre 0 et 10%, le temps pour atteindre la limite ultime et la limite élastique maximale est toujours le même lors d'un TT à 180°C. Les conclusions de la présente étude contredisent cette affirmation. Cependant comme le rappelle Rack [8], l'influence de la quantité de prédéformation est affectée par la température du traitement. De plus, les observations faites pour des déformations variant entre 40 et 60% ne sont pas nécessairement garantes du comportement de l'alliage en présence de faible (0-10%) ou très forte (> 60%) déformation. La plage de valeur étudiée est toutefois la plus pertinente pour Spectube d'un point de vue de la productivité du procédé.

L'allongement à la rupture maximal présenté à la Figure 4.23 varie entre 12.6 et 13.4% selon le pourcentage de déformation. Considérant l'analyse présentée ci-après à la section 5.4.2 et 5.6, il

est probable que des tubes étirés avec un pourcentage de réduction inférieur ou égal à 60% et traités thermiquement dans des conditions optimales puissent être pliés sans problème de rupture.

Les limites de temps d'exposition où la condition T832 est respectée pour l'alliage 6063 lors d'un vieillissement à 160°C sont présentées au Tableau 5.1. Les trois cas de déformation étudiés permettent d'atteindre les valeurs minimales de conformité. Par contre, lorsque le pourcentage de déformation n'est pas suffisamment élevé, le temps de traitement thermique pour atteindre les valeurs minimales augmente significativement. Ainsi, avec 40% de déformation, il faut plus de 180 minutes pour respecter la condition T832 contrairement à un temps de 30 minutes lorsque la déformation est de 60%. D'un point de vue productivité, l'allongement du TT nécessite une plus longue utilisation du four déjà considéré comme un goulot d'étranglement. Par contre, un pourcentage de déformation plus élevé nécessite deux ou trois passes d'étirage afin d'éviter que le tube ne casse lors de l'opération ce qui augmente le coût de main d'œuvre. Par conséquent, pour conforme à la certification T832 de l'alliage 6063, une déformation inférieure à 40% et supérieure à 60% n'est pas bénéfique pour les productions de grande série. Ces conclusions sont similaires à celles présentées par Paré en [23].

Tableau 5.1 – Limites de temps d'exposition à 160°C pour être conforme à la condition 6063-T832

Pourcentage de prédéformation %	Limites de temps	
	min.	max.
40	180	300
50	60	300
60	30	300

Enfin, si on compare les Figures 4.12 et 4.22, on remarque que les propriétés mécaniques des tubes de 6063-T4 déformés de 50% et traités thermiquement diffèrent significativement. La limite ultime et la limite élastique maximales diffèrent respectivement de 9.5 et 8.9%. Cet écart est attribuable à la variabilité des propriétés mécaniques entre les lots de matière première mentionnée à la section 5.1. Par conséquent, la variabilité de la matière première 6063-T4 entre les lots fournis à Spectube influence le temps de traitement thermique nécessaire pour atteindre la condition désirée. Comme mentionné précédemment, Spectube devrait établir un registre exhaustif des propriétés la matière première utilisée sur une période de plusieurs mois afin d'évaluer l'ampleur de la variabilité des propriétés mécaniques entre les lots de tubes extrudés.

5.4 Identification des critères pour déterminer le traitement thermique optimal

5.4.1 Conformité à la norme ASTM B483M

La norme ASTM B483M [1] définit les propriétés mécaniques minimales visées des tubes étirés et traités thermiquement. Le respect de cette dernière est évalué grâce aux résultats des essais de traction. Le Tableau 5.2 résume les limites de temps à l'intérieur desquelles la condition T832 est respectée pour chaque température étudiée.

Tableau 5.2 - Limites de temps pour respecter la condition T832 du 6063 selon différentes température de TT

condition métallurgique	température °C	paramètres du TT temps	
		min. min	max. min
6063-F	160	30	1440
	170	10	>90
	180	10	300
	200	<10	10
6063-T4	160	10	>300

5.4.2 Pliabilité

Suite à l'évaluation du four Spectube, il a été constaté que des tubes cassaient parfois au pliage même s'ils étaient conformes à la condition T832. Cette partie a permis de conclure que les tubes respectant la condition 6063-T832 ne sont pas nécessairement pliables et que les tubes pliés avec succès ne respectent pas nécessairement cette même condition métallurgique.

Le Tableau 4.10 montre le résumé des observations faites sur les tubes pliés avec différents TT. De ceci, on peut déduire que le pliage s'effectue correctement si le TT est inclus dans les limites présentées au Tableau 5.3.

Tableau 5.3 - Limites de temps pour un pliage conforme selon différentes températures de TT

condition métallurgique	température °C	paramètres du TT temps	
		min. min	max. min
6063-F	160	30	300
	180	10	90
	200	-	10
6063-T4	160	30	300

Selon Krajewski et al. [35], un essai de traction peut être utilisé pour prédire la performance du pliage des tôles d'aluminium en fonction du traitement thermique imposé. La dureté, la limite ultime, l'allongement à la rupture [35] et la réduction d'aire [29] sont bien corrélés avec la pliabilité (*bendability*). Le pliage s'effectue avec succès si le critère demeure au-delà d'une certaine valeur déterminée.

Pour affirmer qu'un TT est adéquat à partir d'un seul essai de traction, un critère permettant corréler la pliabilité des tubes à leurs propriétés mécaniques doit être identifié. Dans le cadre de cette étude, différents critères ont été évalués :

- l'allongement à la rupture ;
- l'allongement à la limite ultime (l'allongement uniforme);
- la réduction d'aire à la rupture ;
- le ratio [limite ultime / limite élastique] ;

La réduction d'aire à la rupture est un paramètre difficile à mesurer étant donné que le faciès de rupture du tube est oblique. Ce critère est habituellement utilisé pour les éprouvettes plates et a été écarté pour les tubes. Le ratio [limite ultime/limite élastique] a d'abord été considéré étant donné qu'il n'est pas influencé par la position de la rupture de l'éprouvette comme dans le cas de l'allongement à la rupture. Plus le temps de chauffage augmente, plus l'écart entre la limite ultime et la limite élastique diminue. Le ratio change donc en fonction du temps de chauffage comme l'illustre la Figure 5.2.

La valeur de l'allongement total est habituellement utilisée lors de la conception pour évaluer la limite de pliabilité maximale d'un tube [36]. L'allongement uniforme (mesuré à la limite ultime) et l'allongement à la rupture sont deux paramètres qui varient en fonction du traitement thermique comme l'illustre la Figure 5.3. L'allongement uniforme n'est pas influencé par la position de l'extensomètre sur le tube lors d'un essai de traction ce qui explique son évolution moins saccadée en fonction du temps de vieillissement. L'analyse d'image de photo-déformation avec différents rayons de pliage a montré que le rayon de pliage utilisé au cours des tests était le plus sévère parce qu'il engendrait un maximum de déformation à l'extrados soit 17%. Cette limite est plus élevée que l'allongement à la rupture maximum mesuré lors d'un essai de traction uniaxial. Il y a donc des effets biaxiaux lors du pliage des tubes qui permettent d'augmenter la formabilité du métal. La méthode de design proposée en [36] est donc très conservatrice.

Afin de quantifier la performance des paramètres entre eux, la validité de leur corrélation avec la pliabilité a été évaluée quantitativement au moyen des essais de pliage effectués dans la partie E. Les résultats sont exposés dans le Tableau 5.4 pour le cas de l'allongement à la rupture. La corrélation entre la pliabilité et le paramètre est bonne ($= 1$) lorsque les tubes issus d'un même TT se sont pliés correctement et que la valeur du paramètre mesurée au cours d'un essai de traction est au-dessus de la valeur limite choisie. La corrélation est aussi vraie ($= 1$) si les tubes pliés pour

un même TT comportent des défauts suite au pliage et que le paramètre est en dessous de la valeur limite. Cette évaluation est réalisée pour chacun des 31 TT effectués dans la partie E. Par la suite, on calcule la proportion de cas où la corrélation est valide sur le nombre de cas total. Une valeur limite optimale a été déterminée par itération pour chacun des quatre paramètres investigués en tentant d'obtenir la proportion la plus élevée. Le Tableau 5.5 montre la valeur limite optimale de chaque paramètre déterminée suite au processus d'itératif et la proportion de tests où la corrélation est valide qui lui est associée.

L'allongement à la rupture obtient la meilleure corrélation avec 97%. Ainsi, lorsque des tubes provenant d'un lot possèdent un allongement à la rupture moyen de plus de 11% lors d'un essai de traction, il est très probable que la majorité des tubes contenus dans ce lot se pliera correctement suite à un TT homogène.

Ainsi, la pliabilité des tubes change en fonction du TT imposé. Les photos des tubes fissurés et les métallographies à fort grossissement présentées à la section 4.9 ont cependant permis de conclure que la taille des particules observables au microscope optique n'était pas influencée par le TT. D'après [27], ces grosses particules n'affectent pas la résistance de l'alliage mais plus tôt sa ténacité en présence de fissures.

Selon [28], les pièces trempées à l'air ambiant après la mise en solution (comme dans le cas du 6063-F) contiennent de plus grosses particules que les alliages trempés à l'eau (6063-T4) et ces particules ont tendance à s'accumuler aux joints de grain ce qui diminue la pliabilité des pièces comparativement aux pièces trempées à l'eau. Contrairement aux résultats obtenus dans les références [5] et [28], la pliabilité des tubes ne semble pas influencée par la trempe imposée aux tubes suite à l'extrusion. En effet, l'allongement à la rupture maximal est le même dans les deux cas. Par contre, l'allongement des tubes trempés à l'eau augmente plus rapidement que ceux trempés à l'air pour une température de vieillissement donnée.

5.4.3 Productivité

Le temps de traitement thermique doit être réduit d'au moins 50% selon les objectifs initiaux.

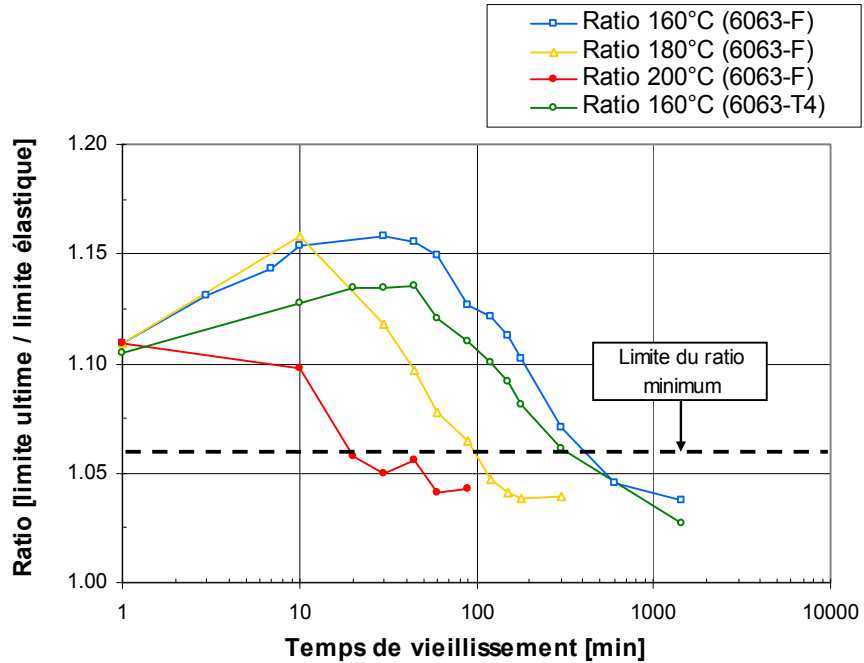


Figure 5.2 - Variation du ratio [limite ultime/limite élastique] en fonction du TT

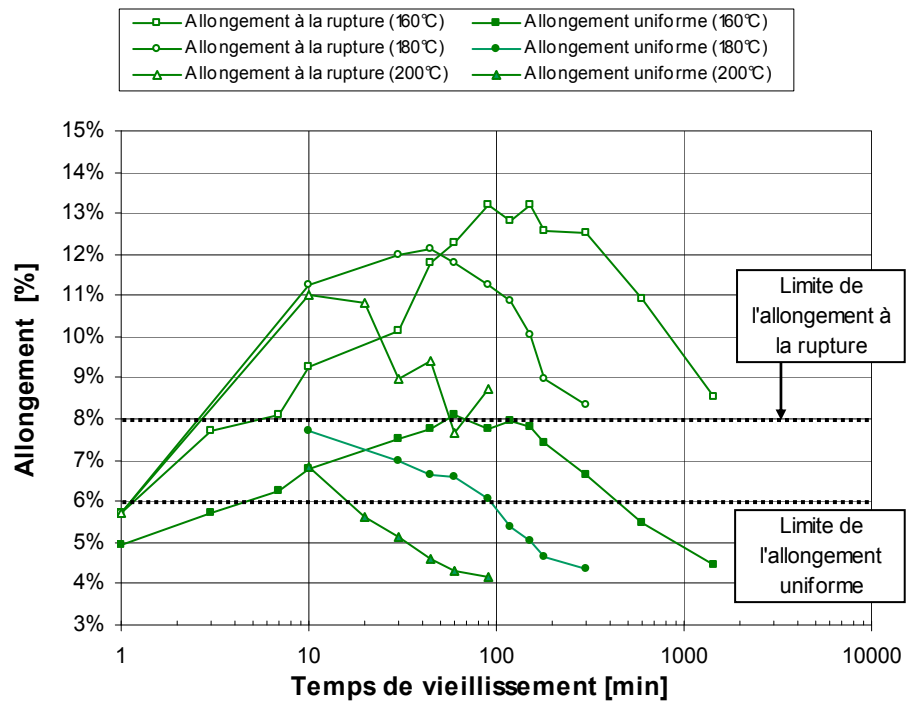


Figure 5.3 - Variation de l'allongement à la limite ultime et à la rupture en fonction du TT

Tableau 5.4 - Compilation des résultats pour le paramètre – Allongement à la rupture

Traitement thermique		Pliage		Calcul de la force de la corrélation				
température	temps	pliable (B) ou non pliable (N)	Allongement à la rupture (moyen)	1 = corrélation vraie 0 = corrélation fausse				
°C	min	N ou B	%	Valeur limite				
				10.0%	10.5%	11.0%	11.5%	12.0%
160	1	N	5.7%	1	1	1	1	1
	3	N	7.7%	1	1	1	1	1
	7	N	8.1%	1	1	1	1	1
	10	N	9.3%	1	1	1	1	1
	30	B	10.2%	1	0	0	0	0
	45	B	11.8%	1	1	1	1	0
	60	B	12.3%	1	1	1	1	1
	90	B	13.2%	1	1	1	1	1
	120	B	12.8%	1	1	1	1	1
	150	B	13.2%	1	1	1	1	1
	180	B	12.6%	1	1	1	1	1
	300	B	12.5%	1	1	1	1	1
	600	N	10.9%	0	0	1	1	1
	1440	N	8.6%	1	1	1	1	1
180	1	N	5.7%	1	1	1	1	1
	10	B	11.3%	1	1	1	0	0
	30	B	12.0%	1	1	1	1	1
	45	B	12.2%	1	1	1	1	1
	60	B	11.8%	1	1	1	1	0
	90	B	11.3%	1	1	1	0	0
	120	N	10.9%	0	0	1	1	1
	150	N	10.0%	0	1	1	1	1
	180	N	9.0%	1	1	1	1	1
300	N	8.3%	1	1	1	1	1	
200	1	N	5.7%	1	1	1	1	1
	10	B	11.0%	1	1	1	0	0
	20	N	10.8%	0	0	1	1	1
	30	N	9.0%	1	1	1	1	1
	45	N	9.4%	1	1	1	1	1
	60	N	7.7%	1	1	1	1	1
	90	N	8.7%	1	1	1	1	1
Nombre total de TT	31	Somme		27	27	30	27	25
		Proportion de cas valides		87%	87%	97%	87%	81%

Tableau 5.5 – Proportion des cas de pliage valides pour chaque paramètre et sa valeur limite associée

Paramètres	Valeur Limite	Proportion de cas valides
Allongement à la rupture	11.0%	97%
Allongement uniforme	6.5%	94%
Ratio limite élastique/limite ultime	1.06	81%
Limite ultime	250 MPa	55%

5.5 Choix du traitement thermique optimal

5.5.1 Alliage 6063-T832 (F)

Le Tableau 5.6 montre les traitements thermiques à utiliser ainsi que les écarts en pourcentage par rapport aux valeurs minimales mentionnées dans la norme ASTM. Le projet de la modification du four n'ayant pas encore débuté lors de la réalisation des essais de traction, il a été convenu avec Spectube qu'un temps de TT de 30 au lieu de 75 minutes permettait une diminution de plus 50% du temps pour la portion traitement thermique proprement dit et demeurerait applicable dans l'entreprise. Pour un temps constant de 30 minutes de traitement, la Figure 4.6 montre qu'une température de 170°C permet d'atteindre le maximum d'allongement à la rupture (13 %). Ce maximum est au-delà de la limite inférieure de pliabilité identifiée auparavant. Ce traitement permet aussi une marge de sécurité pour la limite élastique et la limite ultime de 6.3 et 7.4 % respectivement par rapport à la condition 6063-T832. Un traitement de 30 minutes à 170°C serait donc optimal.

5.5.2 Alliage 6063-T832 (T4)

L'observation des résultats sur la Figure 4.12 montre que cette condition est respectée après 10 minutes de chauffage à 160°C lorsque la matière première est en condition T4. La pliabilité, quant à elle, est assurée à partir 30 minutes selon la Figure 4.8. Le TT optimal pourrait donc être de 30 minutes à 160°C. Ce TT permet de respecter un écart considérable pour la limite élastique et la limite ultime soit 10.6 et 10.3% respectivement par rapport aux valeurs minimales de la norme ASTM.

Tableau 5.6 - Traitement thermique optimal¹⁴ pour chacune des conditions considérées¹⁵

condition métallurgique	température	temps	limite élastique		limite ultime		allongement à la rupture	
	°C		MPa	-	MPa	-	%	-
6063-T832 (F)	170	30	263.8 (+ 6.3%)	-	302.9 (+ 7.4%)	-	13.2 (+ 65%)	-
6063-T832 (T4)	160	30	274.3 (+ 10.6%)	-	311.1 (+ 10.3%)	-	12.0 (+ 50%)	-
6063-T831 (F)	160	30	-	-	-	-	-	-

5.5.3 Alliage 6063-T831 (F)

Comme la norme ASTM B483M ne spécifie pas de maximum, la condition T831 est incluse dans la certification T832. La recette d'étirage utilisée pour les tubes destinés à être pliés en raquette à

¹⁴ Ces temps n'incluent pas le temps de montée en température du four.

¹⁵ Les écarts par rapport à la norme ASTM associée sont exprimés en pourcentage entre parenthèses.

neige permet d'atteindre des limites élastique et ultime au delà de la condition T831 avant le TT comme le démontre le Tableau 4.6. Pour ramener, les propriétés mécaniques des tubes aux alentours de celles spécifiées par la condition T831 mentionnées dans le Tableau 1.2, Spectube utilise généralement un TT de 70 minutes à 235°C [37]. La Figure 4.7 démontre effectivement que la limite élastique et la limite ultime suite à un TT de 60 minutes à 235°C sont plus basses qu'avant le TT. Cependant l'allongement la rupture est aussi très faible (7.7%) ce qui favorise la rupture des tubes au pliage.

D'après les résultats de la section 4.8, un étirage avec un pourcentage de réduction inférieur à 40% suivi d'un TT de 30 minutes à 160°C permettrait d'être conforme tout en conservant suffisamment de ductilité pour être plié. Des essais de traction supplémentaires sont toutefois nécessaires pour l'affirmer.

5.6 Ruptures survenant lors du pliage

Lors des essais de pliage présentés à la section 4.5, les tubes ont été pliés dans les mêmes conditions et à l'aide de la même plieuse.

Afin de mieux comprendre le phénomène de rupture survenant au pliage, des tubes ont été traités à 200°C pendant 90 minutes. Selon le Tableau 4.10, ce TT favorise la rupture des tubes. Lors du pliage, des ruptures ont été observées sur la majorité des tubes comme le montre la Figure 5.4. Comme le pliage se fait à grande vitesse, l'angle de pliage a du être diminué progressivement de 150 à 10° pour tenter d'observer la propagation des fissures dans la paroi de l'extrados. Ceci a toutefois été impossible à cause de la grande vitesse de propagation de la fissure dans la paroi due à la libération de l'énergie élastique accumulée dans le tube lors du pliage. Certains tubes pliés avec un angle de 10° montrent une amorce de rupture (*necking*) ou une rupture (voir Figure 5.5). Ces défauts apparaissent de 15 à 20 mm plus loin que la pince mobile. L'apparition des ruptures et des amorces de ruptures survient donc dès le début du pliage.

Au mieux, les Figures 5.6 et 5.7 montre la section d'une amorce de rupture observée sur un tube plié avant que la fissure ne commence à se propager dans la paroi de l'extrados. Lorsque le tube subit un certain TT non favorable, il se déforme de manière hétérogène laissant apparaître un fini mat sur l'extrados, puis une texture striée de bandes diagonales puis finalement des zones où se produit la majorité de la déformation plastique. Celles-ci prennent la forme de strictions obliques et elliptiques (voir Figure 5.5). Elles sont habituellement moins profondes à l'intérieur du tube. Ces strictions peuvent mener dans certains cas à une rupture qui se propage vers l'intrados.

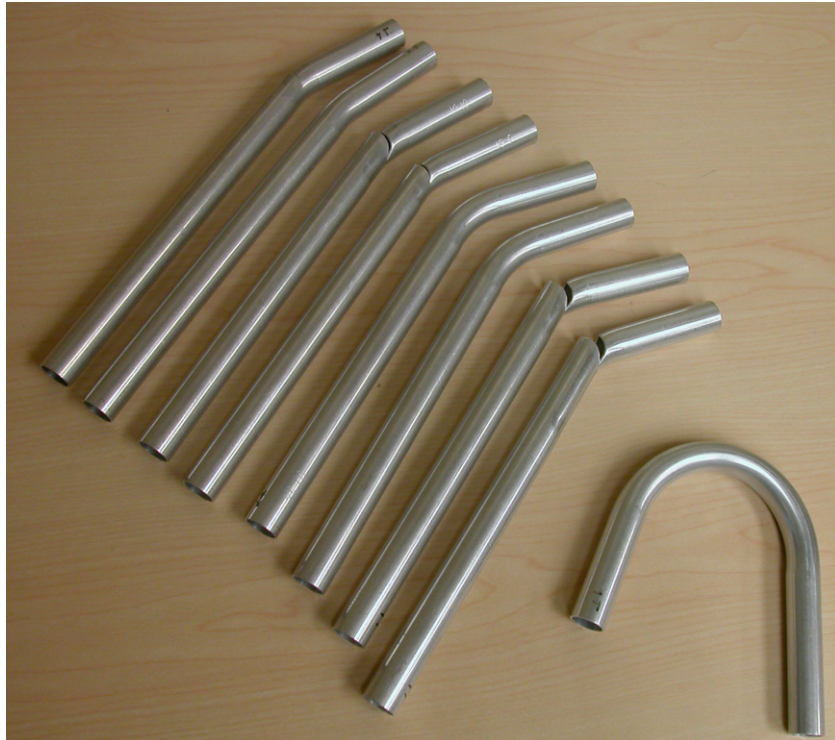


Figure 5.4 - Tubes traités thermiquement pliés de 10 à 150° - l'essai comporte 5 ruptures sur 8 tubes testés

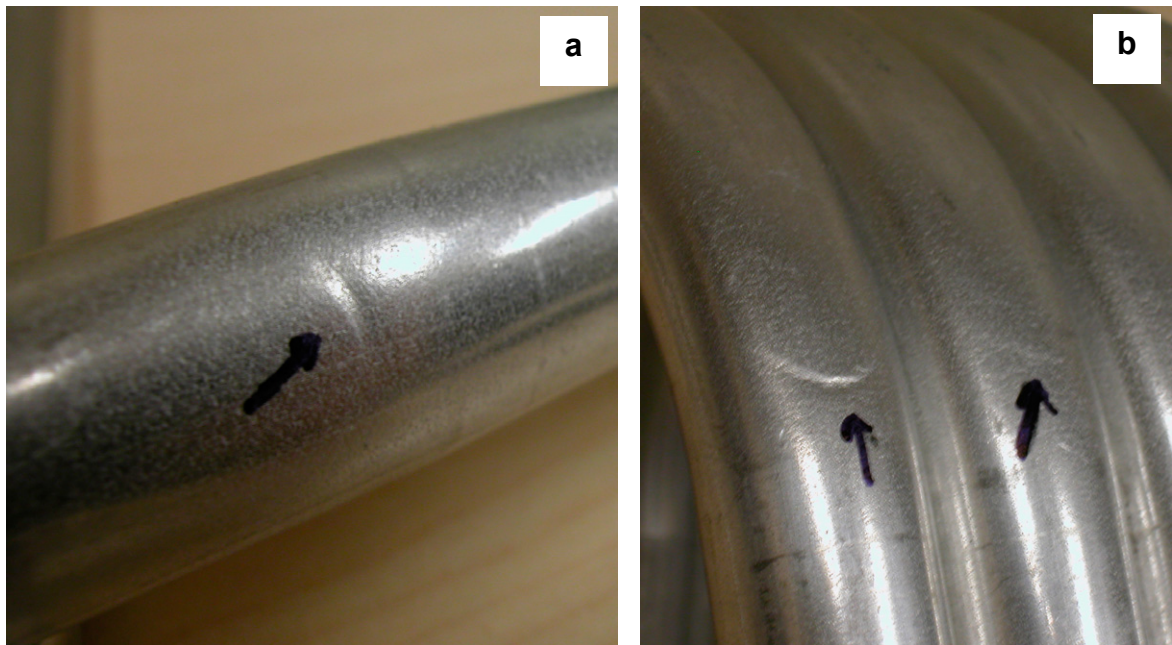


Figure 5.5 - Amorces de ruptures observées sur les tubes pliés

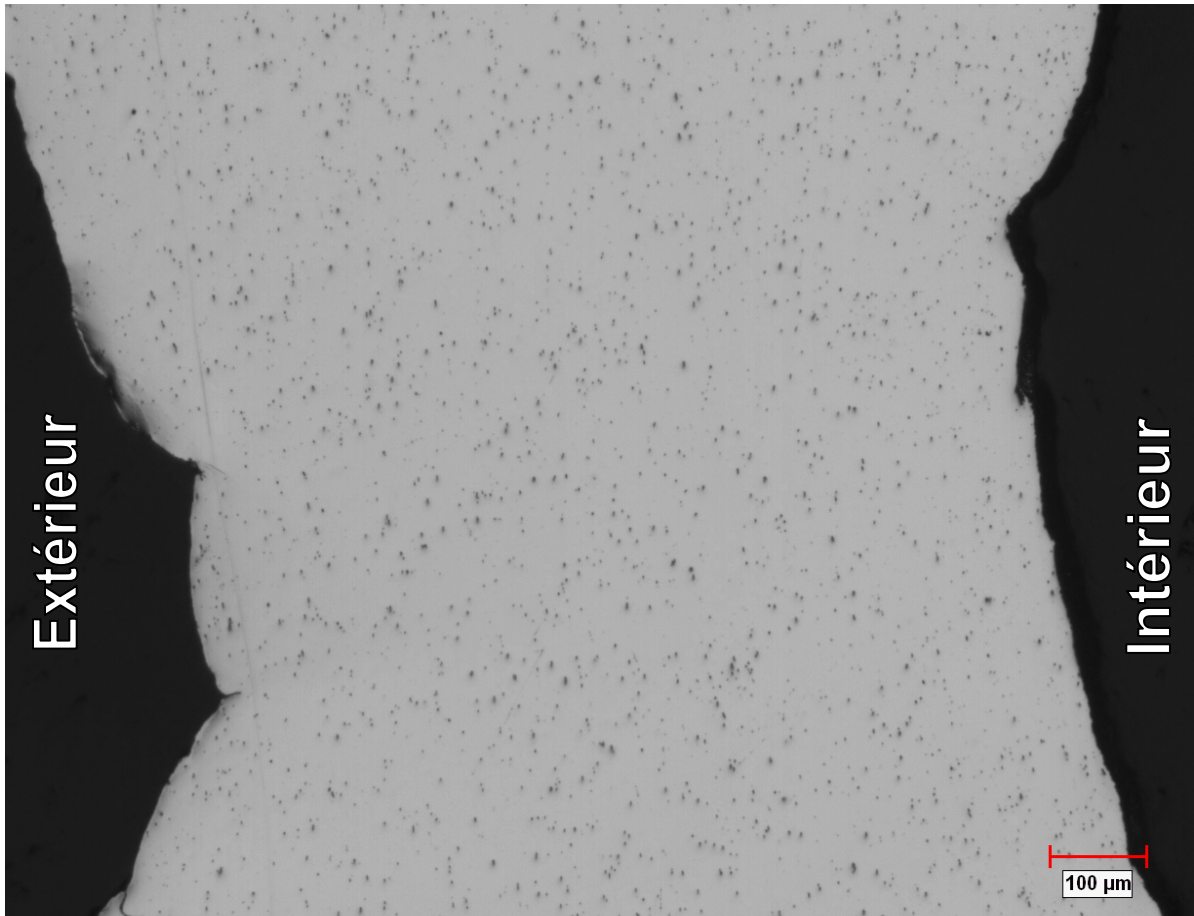


Figure 5.6 - Section d'une amorce de rupture observée à l'extrados d'un tube plié

La Figure 5.8 montre que deux fissures sont présentes aux limites de la striction sur la surface externe de l'extrados. Cependant, l'appariation de la fissure ne semble pas liée à la présence d'une particule de seconde phase en surface ou en dessous de la surface du tube. Dans les alliages contenant un haut pourcentage de fer ($> 0.5\%$), les particules d'intermétalliques Al-Fe-Si sont en grande proportion. Dans le cas de l'alliage 6111 coulé en continu, Sarkar et al. [30] a montré que les particules d'intermétallique pouvaient favoriser l'initiation de fissure lors du pliage de tôles minces. Selon [27], des petites particules ($\leq 1\mu\text{m}$) peuvent servir à amorcer une fissure. Dans ce cas-ci, les fissures semblent être plutôt créées par la concentration de contrainte apparaissant aux limites de la striction.

Une fois la fissure amorcée, celle-ci est favorisée par la décohésion des grosses particules d'intermétallique de la matrice. Les Figures 4.25 et 4.26 montrent l'avancement de la fissure dans la paroi du tube aux environs de la fibre neutre. La rupture est de type ductile.

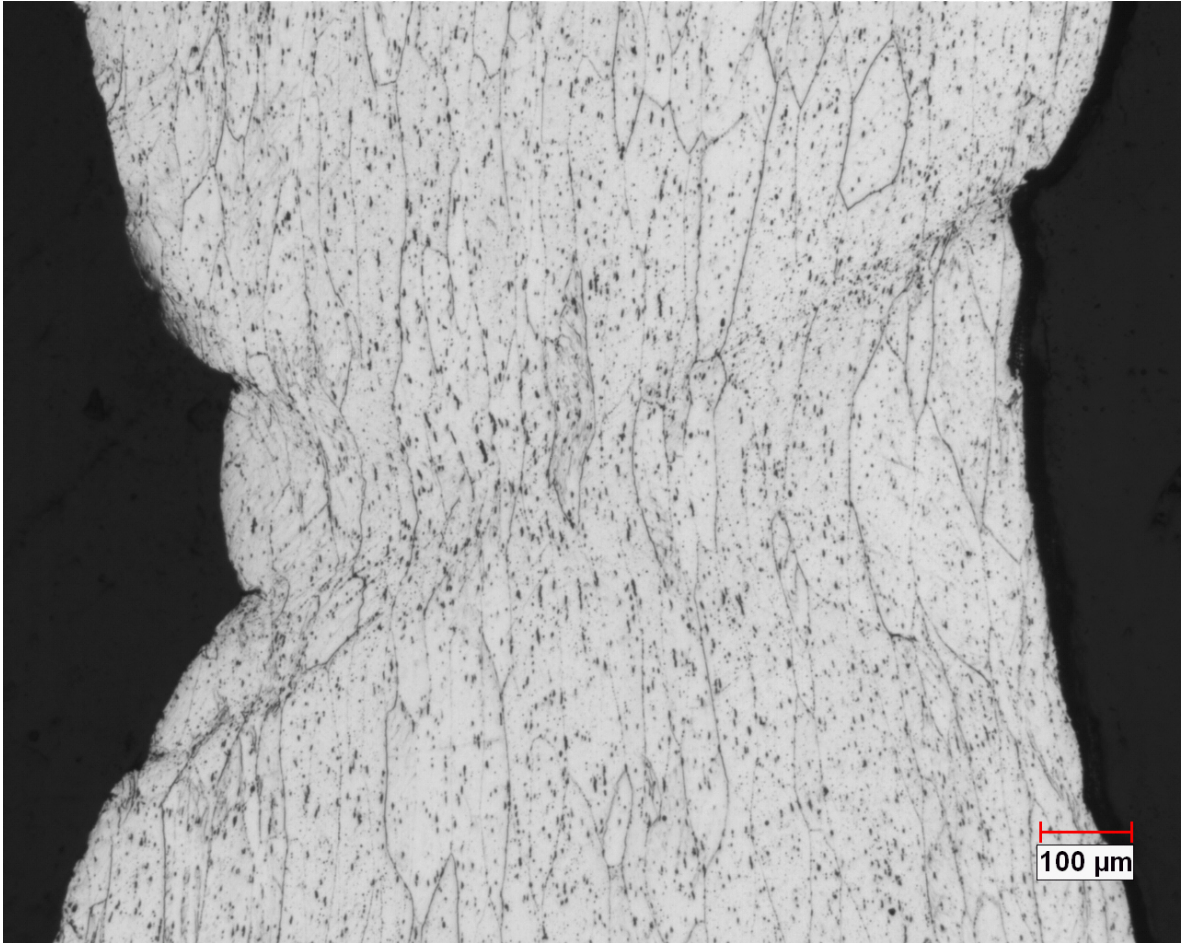


Figure 5.7 - Section de l'amorce de rupture attaquée

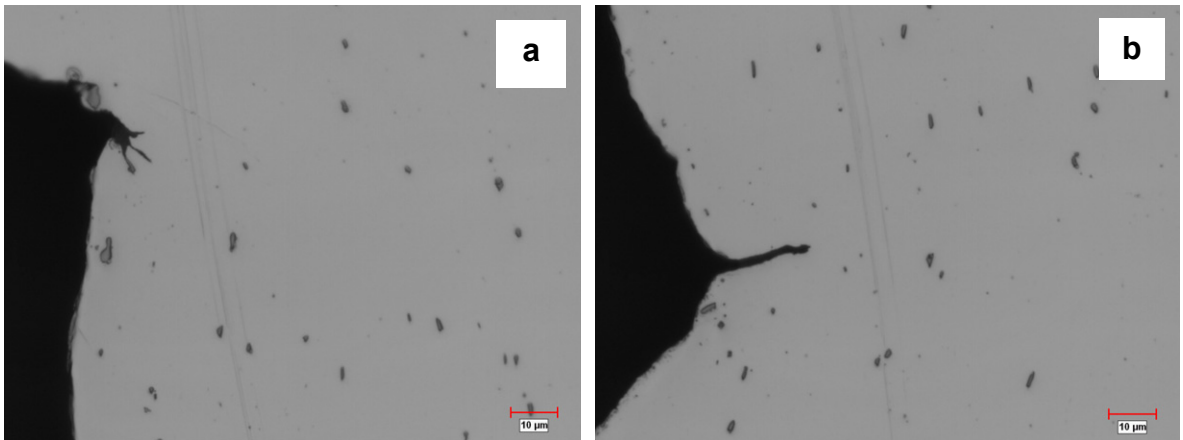


Figure 5.8 - Détails des amorces de fissure présentes sur la surface extérieure de l'extrados de la Figure 5.6

L'ouvrage [32] rapporte les conclusions de Friedman et al. [33], disant que lors du pliage, l'extrados devient plus texturé (rainuré) à mesure que la déformation augmente. Pour les alliages de la série 6000, cette texture s'amplifie en créant des piques et des vallées entre les grains à la surface de l'extrados. Les joints de grains semblent favoriser la localisation de la déformation. Les fissures sont initiées à la surface de l'extrados dans les vallées et se propagent le long des joints de grains. La rupture est donc de type intergranulaire. Les mêmes conclusions sont énoncées par Sarkar et al. en [30] dans le cas de l'alliage 6111.

Le mécanisme de formation des fissures lors du pliage des tubes semble similaire. Selon le raisonnement présenté ci-haut, la texture des tubes caractérisée par les porosités présentes suite à l'étrépage des tubes pourrait influencer leur pliabilité. Enfin, l'usage de tubes possédant de plus petits grains et une concentration d'impuretés plus faible (en minimisant la concentration de fer) pourrait favoriser une meilleure pliabilité. L'apparition de strictions dès le début du pliage semble donc favorisée par l'équipement de pliage plutôt que le matériau ou le mécanisme de rupture.

Dans l'équipement généralement utilisé pour le pliage de tube comme en [34], la butée (*pressure die*) qui empêche le tube de tourner avec le tambour (*bend die*) est fixe comme sur la Figure 5.9a. Chez Spectube, la butée se déplace avec le tube comme dans la Figure 5.9b. Ceci permet de diminuer la friction et du même coup la contrainte que doit supporter le tube lors du pliage. De plus, dans le cas du pliage de tube de longueur de moins de 300 mm (comme dans cette étude) la force normale répartie sur la butée mobile varie peu puisque la surface de contact entre le tube et la butée ne change pas contrairement au montage avec la butée fixe. Ainsi, rien *a priori* ne permet d'expliquer pourquoi les strictions et les ruptures se produisent toujours au début du pliage.

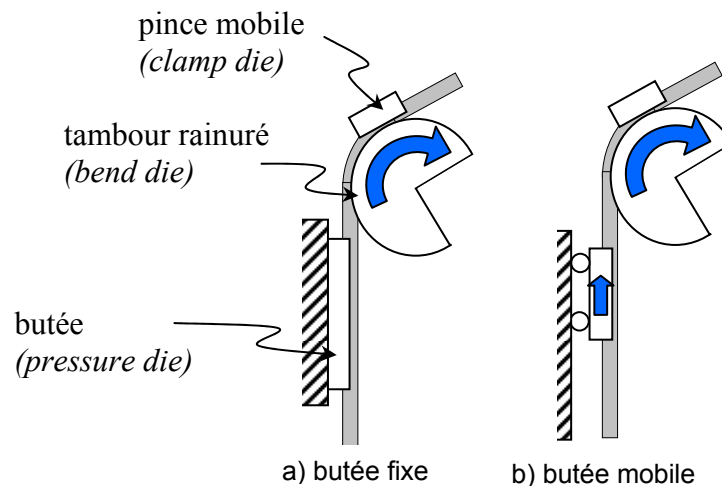


Figure 5.9 – Schéma des composants de la plieuse de tube

Les Figures 5.11 et 5.12 montrent un rendu de la photo-déformation effectué au début du pli d'un tube. La ligne pointillée indique l'endroit où surviennent les ruptures et les hachures représentent la zone couverte par la pince mobile. Selon la Figure 5.11, la zone contenue dans la pince subit très peu de déformation. La portion de l'extrados au delà de 30° subit une déformation uniforme variant de 17 à 18% dans la direction axiale et de -7 à -8% dans la direction circonférentielle. Entre ces deux zones, il existe un gradient de déformation dans les deux directions du quadrillage.

L'hypothèse la plus probable expliquant pourquoi cette zone favorise les ruptures est liée au diagramme de formabilité du métal illustré à la Figure 5.13. Ce diagramme montre la déformation axiale (ϕ_1) en fonction de la déformation circonférentielle (ϕ_2) toutes deux calculées à partir de la variation de la longueur des segments du quadrillage suite au pliage du tube montré à la Figure 5.11. Chaque point est un carré du quadrillage. Ces déformations sont calculées automatiquement par le logiciel AutoGrid™ suite à la reconnaissance optique du quadrillage. L'équation utilisée pour calculer ces déformations est présentée à la section 3.5. Selon cette analyse, la région où surviennent les ruptures n'est pas celle qui subit le maximum de déformation. Étant donné l'état de contrainte imposé par la pince mobile, il existe une zone non loin de la pince où l'élongation ϕ_2 ne serait pas suffisante par rapport à l'élongation ϕ_1 pour assurer la formabilité du tube. Cette zone est près de la ligne $\phi_1=2\phi_2$ qui correspond au chargement du tube lors d'un essai de traction. L'allongement axial (ϕ_1) dans la zone critique est en effet équivalente à l'allongement à la rupture maximal tout TT confondu observé lors d'un essai traction.

Une solution potentielle consisterait à modifier le tambour de la plieuse (*bend die*) en conservant une portion droite à coté pince mobile (voir Figure 5.10) pour éviter que le pli ne débute qu'à une certaine distance de cette dernière et ainsi obtenir un état de contrainte favorable à la déformation du métal. Une analyse par éléments finis permettrait de mieux comprendre l'influence des composantes de la plieuse sur l'état de contrainte dans cette zone et peut-être l'améliorer afin de diminuer les rejets causés par les ruptures et le plissage des tubes.

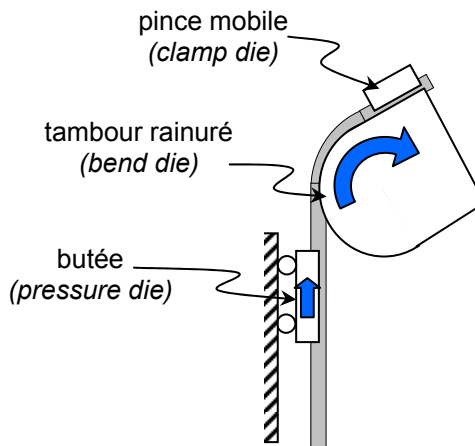


Figure 5.1 - Possibilité de correction du tambour pour éviter les ruptures de tube au début du pli

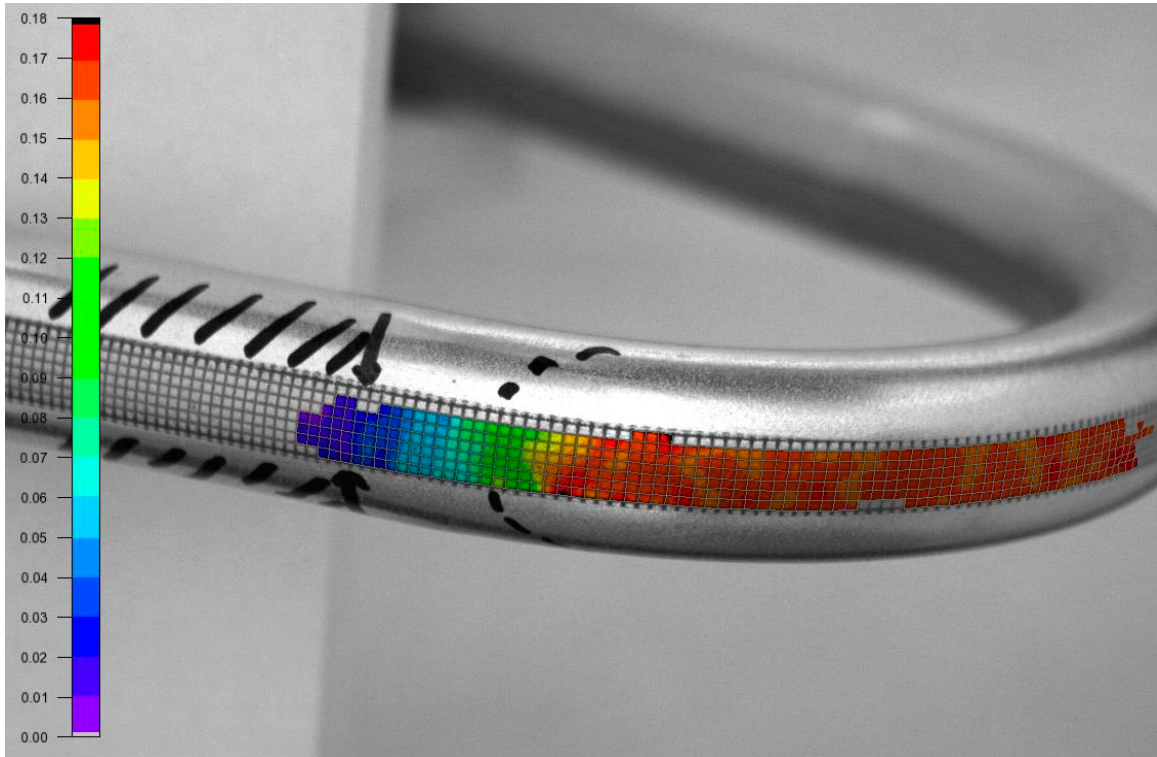


Figure 5.11 Déformation (de l'ingénieur) axiale ϕ_1 sur un tube plié [%]

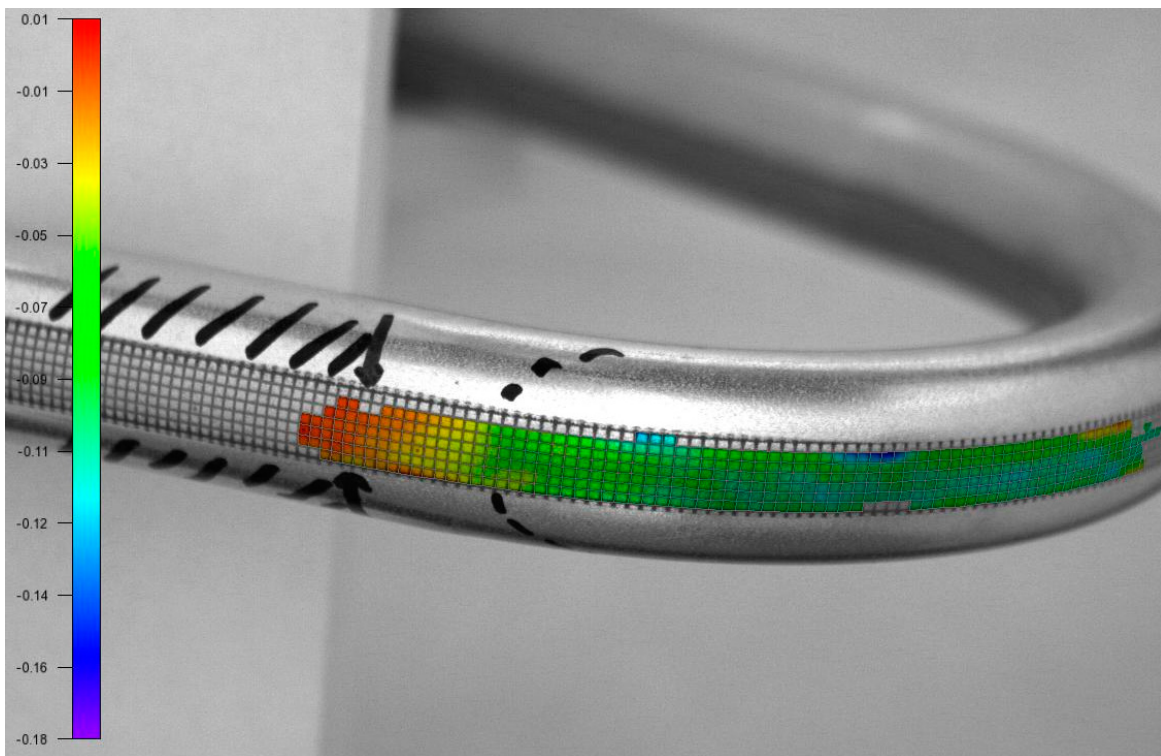


Figure 5.12 – Déformation (de l'ingénieur) circonférentielle ϕ_2 sur un tube plié [%]

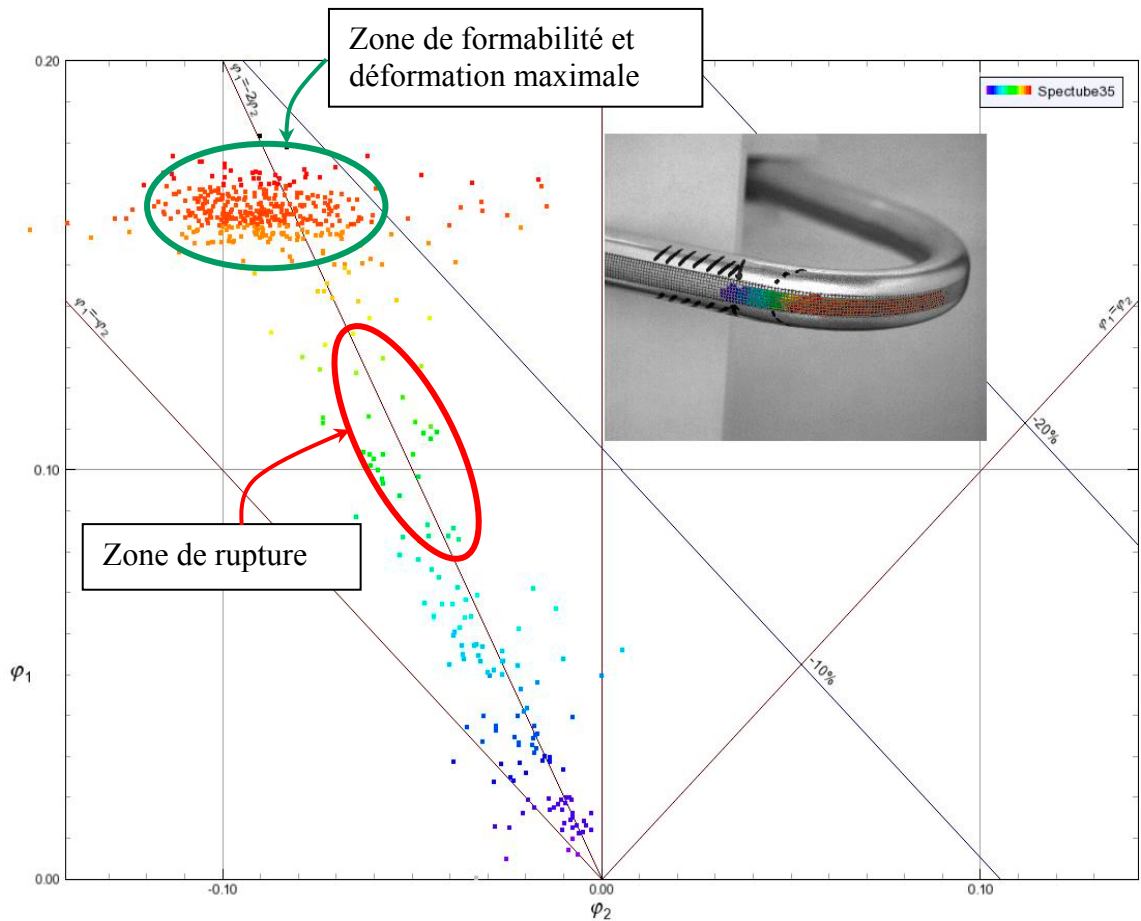


Figure 5.13 - Diagramme de formabilité comprenant les déformations du tube présentées à la Figure 5.11

5.7 Cause de la problématique dans la production de Spectube

D'après le Tableau 4.12, les tubes traités chez Spectube servant à fabriquer les raquettes ayant cassés lors du pliage n'ont pas des propriétés mécaniques uniformes. En effet, des essais ont montré que certaines portions de ces mêmes tubes pouvaient être pliées. L'aluminium étant un bon conducteur de chaleur, la perte de ductilité sans que la portion arrière du tube ou les autres paniers soient affectés ne peut être attribuable qu'à l'atteinte de hautes températures durant un court moment. Le dépassement de la température de consigne au début du TT semble être la seule occasion pour qu'un tel phénomène se produise. D'autres mesures de température dans le four Spectube faites à la fin du projet ont en effet montré qu'il existe un gradient de température dans les tubes du panier #1 tout au long de la montée en température. La Figure 5.14 illustre cette constatation. Étant donné leur position dans le four, les tubes placés à l'avant sont soumis à la température de consigne très longtemps. Ayant atteint leur maximum de ductilité rapidement, au

début du TT, l'alliage ne peut que perdre de la ductilité par la suite puisque les précipités poursuivent leur croissance lors du traitement thermique. Même si d'autres investigations seraient nécessaires pour affirmer cette hypothèse, il était déjà convenu suite à l'analyse de l'influence de la température sur les propriétés mécaniques des tubes que ce dépassement de température pouvait être inutilement dommageable. Finalement, ceci contredit l'hypothèse de départ de Spectube qui croyait que les tubes problématiques étaient ceux situés à l'arrière du four lorsqu'il n'étaient pas chauffés suffisamment longtemps pour obtenir des propriétés mécaniques et une pliabilité suffisante.

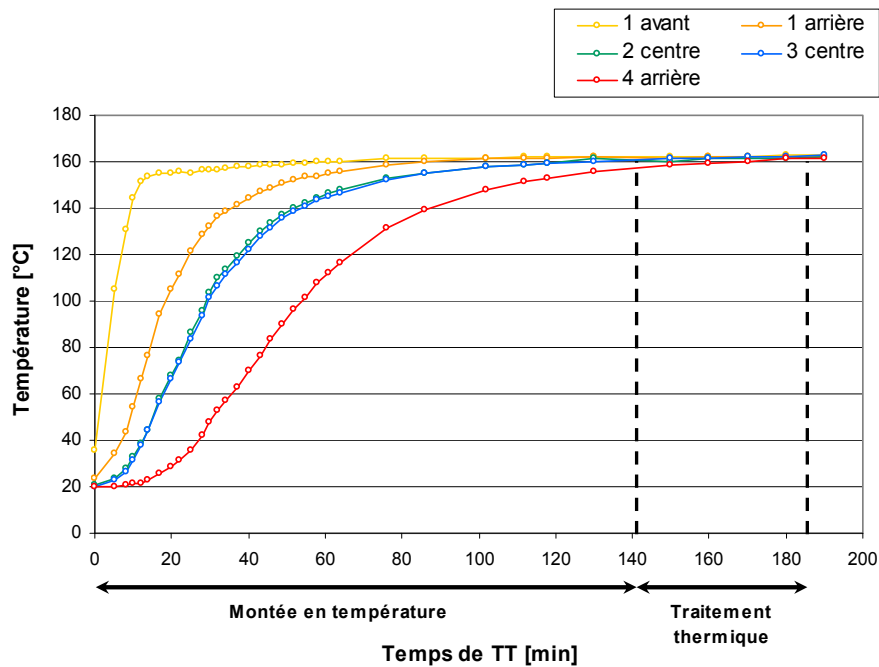


Figure 5.14 - Température des tubes au cours du traitement thermique chez Spectube comprenant quatre paniers de tubes pour raquettes

6. Conclusion

6.1 Conclusions et retombées concrètes du projet

Ce projet de recherche est basé sur une problématique industrielle liée au domaine de l'étirage à froid des tubes d'aluminium. Le projet visait à déterminer l'impact du traitement thermique imposé aux tubes au cours du procédé de production des raquettes à neige et s'il pouvait être fait de manière plus productive dans l'industrie. Plus spécifiquement, les objectifs de l'étude étaient les suivants :

1. Déterminer l'impact du traitement thermique effectué chez Spectube sur les propriétés mécaniques des tubes de 6063 étirés à froid ;
2. Déterminer le traitement thermique optimal (temps et température) afin d'éliminer :
 - les propriétés mécaniques inadéquates ;
 - les ruptures lors de l'opération de pliage ;
3. Déterminer l'influence du temps de montée en température du four sur les propriétés mécaniques des tubes suite au traitement thermique.

Les résultats obtenus ont permis d'atteindre tous les objectifs. Les conclusions tirées suite à l'analyse sont les suivantes :

- Il existe trois critères pour identifier le TT optimal ;
- Différents scénarios de TT optimaux ont été identifiés ;
- Le temps de montée en température peut contribuer au TT s'il est plus long que 90 minutes et suffisamment répétitif ;

De plus, certaines retombées concrètes pour la compagnie Spectube issues de ces conclusions ont été identifiées. Ces retombées pourront servir de base aux améliorations du procédé de TT.

- Le manque d'homogénéité de la température dans le four Spectube entraîne une variabilité des propriétés mécaniques des tubes après le TT pouvant nuire à la pliability des tubes.

- Plus la température de TT est augmentée plus les conditions de pliage des tubes se détériorent rapidement (≥ 190 °C).
- La montée en température doit se faire sans ou avec très peu de dépassement en température.
- Le TT de 75 minutes à 160°C actuellement utilisé par Spectube est adéquat, mais un TT de 30 minutes à 170°C serait plus productif.
- La matière première a généralement des propriétés mécaniques uniformes dans un lot (mais pas nécessairement entre les lots).
- Le TT servant à obtenir la condition 6063-T831 devra être changé pour obtenir une meilleure ductilité des tubes (actuellement 70 minutes à 235°C).
- Le temps de montée en température ne contribue pas significativement au TT (sauf s'il est plus grand que 90 minutes) (cela dépend des modifications qui seront effectuées dans le four dans l'avenir).
- La matière première en condition T4 est plus avantageuse que celle en condition F.
- L'allongement à la rupture semble un bon indicateur de pliabilité (pas de rupture si ≥ 11 %).
- Les ruptures de tubes sont favorisées par la qualité du TT et l'équipement de pliage utilisé. Ce dernier pourrait aussi être amélioré lors de futures études pour diminuer les rejets.

Ces retombées permettront à Spectube de mieux contrôler la qualité du traitement thermique fait en entreprise. Cela aura pour effet de diminuer les pertes parmi les lots produits et en bout de ligne cela permettra d'atteindre une meilleure productivité pour faire face à la concurrence.

6.2 Travaux futurs et recommandations

Ce projet servira aussi de base à un second projet dans le cadre d'une maîtrise supervisée au REGAL de l'Université du Québec à Chicoutimi (UQAC) à partir de septembre 2006. Ce projet vise la modification du four de Spectube afin d'imposer le traitement thermique identifié dans la présente étude.

Comme mentionné précédemment, en connaissant l'historique de température subi par chacun des paniers, les propriétés mécaniques peuvent être déduites des courbes de résultats présentées au chapitre 4. Spectube gagnerait énormément à se doter d'un système d'acquisition de données capable d'enregistrer automatiquement la température de chaque panier à intervalle régulier. Cela permettrait du même coup de faciliter le contrôle de qualité suite au TT.

Ce projet a permis de dresser un portrait global des problèmes liés aux non-conformités des tubes étirés produits par Spectube. Parmi les causes de ces non-conformités, un traitement thermique inadéquat peut mener à de mauvaises propriétés mécaniques ou des ruptures lors du pliage. Il ne

s'agit cependant que d'une source de problème. L'entreprise gagnerait sûrement à mieux comprendre l'opération de pliage des tubes et l'influence des propriétés mécaniques des tubes sur le pliage. Plusieurs rejets sont encore dus à des non-conformités géométriques et au plissage des tubes. Il serait d'autant plus intéressant de travailler sur cette opération puisqu'il s'agit de l'opération finale du procédé et que la valeur perdue par tube rejeté est maximale.

L'étude à long terme des propriétés mécaniques et chimiques de la matière première (en se basant sur plusieurs lots) permettrait d'éliminer le doute quant à la qualité du matériau fourni lors d'investigations de lots problématiques *a posteriori*.

Enfin, l'excentricité des tubes étant imposée par le fournisseur, une meilleure compréhension de son influence sur le pliage permettrait probablement encore-là de réduire le nombre de pertes en positionnant correctement le tube lors du pliage.

Bibliographie

- [1] Aluminum and Aluminum-Alloy Drawn Tubes for General Purpose Applications, ASTM B 483M, ASTM, 2000, 8p.
- [2] Polmear, I. J., Light Alloys - Metallurgy of the Light Metals, 3rd ed. 1995, Oxford, Butterworth-Heinemann, 362p.
- [3] Standard Practice for Extrusion Press Solution Heat Treatment for Aluminium, ASTM B807, ASTM, 2006, 5p.
- [4] Cavazos, J. L. and R. Colas, Quench Sensitivity of a Heat Treatable Aluminium Alloy, Materials Science and Engineering A, 2003, Vol. 363 (1-2), p.171-178
- [5] Haas, M.D. and J.M. Hosson, On the Effets of Thermomechanical Processing on Failure Mode in Precipitation-Hardened Aluminium Alloys, Journal of Materials Science, 2002, Vol. 37, p.5065-5073
- [6] Practice for Heat Treatment of Wrought Aluminium Alloys, ASTM B 918, ASTM, 2000. 8p.
- [7] ASM, Aluminum Alloys Handbook, ASM, 2003, p.1-8
- [8] Rack, H. J., The influence of Prior Strain upon Precipitation in a High-Purity 6061 Aluminum Alloy, Materials Science and Engineering, 1977, Vol. 29, p.179-188
- [9] Dutkiewicz, J. and L.Litynska, The Effect of Plastic Deformation on Structure and Properties of Chosen 6000 Series Aluminium Alloys, Materials Science and Engineering A, 2002, Vol. 324(1-2) p.239-234
- [10] Deschamps, A., F. Livet, and Y.Brechet, Influence of Predeformation on Aging in an Al-Zn-Mg Alloy - Microstructure Evolution and Mechanical Properties, Acta Materialia, 1998, Vol. 47(1), p.281-292
- [11] Ismail Z.H., Microstructure and Mechanical Properties Developed by Thermomechanical Treatment in an Al-Mg-Si Alloy, Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, Vol. 32(3), p.457-462
- [12] Yassar, R.S.,D.P. Field, and H. Weiland, The Effect of Predeformation on the B'' and B' Precipitates and the Role of Q' Phase in an Al-Mg-Si Alloy; AA6022, Scripta Materialia, 2005, Vol. 53, p.299-203
- [13] Quainoo, G.K., S. Yannacopoulos, The Effect of Prestrain on the Natural Aging and Fracture Behaviour of AA6111 Aluminum, Journal of Materials Science, 2004, Vol. 39, p.4841-4847
- [14] Poole, W.J. and H.R. Shercliff, The Effect of Deformation Prior to Artificial Aging on the Aging Characteristics of a 7475 Aluminum Alloy, Materials Science Forum, 1996, Vol. 217-222, p.1287-1292

- [15] Yassar, R.S, D. Field, and H. Weiland, The Effect of Cold Deformation on the Kinetics of the B'' Precipitates in an Al-Mg-Si Alloys, Metallurgical and Material Transactions 2005, Vol. 36A(8) p.2059-2065
- [16] Green R.H., The Basic Metallurgical Limits of the Tube Drawing Alcan 50S, Report No. KW-412, Alcan Laboratories, Kingston.
- [17] Munitz A., C. Colter, and M. Talianker, Aging Impact on Mechanical Properties and Microstructure of Al-6063, Journal of Materials Science, 2000, Vol. 35, p.2529-2538
- [18] Zajac, S., B. Bengtsson, A. Johansson, and L.-O. Gullman, Optimization of Mg₂Si Phase for Extrudability of AA 6063 and AA6005 Alloys, Material Science Forum, 1996, Vol. 217-222, p.397-402
- [19] Ou B.-L. and C.-H. Shen, Effect of Preaging on the Precipitation Behavior in Aluminium Alloy 6063 during High-Temperature Aging, Scandinavian Journal of Metallurgy, 2004, Vol. 33, p.105-112
- [20] Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products, ASTM B 557M, ASTM, 2002, 15p.
- [21] Standard Practice for Using Significant Digits in Test Data to Determine Conformance with Specifications, ASTM E29, ASTM, 2004, 4p.
- [22] Standard Test Methods for Tension of Metallic Materials, ASTM E8, ASTM, 2004
- [23] Paré J., Théorie de l'étrirage à froid de l'aluminium, Spectube, 1999, 8p.
- [24] Specification for Aluminium-Alloy Extruded Round Tubes for General-Purpose Application, ASTM B491, ASTM, 2006, 6p.
- [25] Siddiqui, R.A., Abdullah H.A., Al-Belushi K.R., Influence of Aging Parameters on the Mechanical Properties of 6063 Aluminium Alloy, Journal of Materials Processing Technology, 2000, Vol. 102(1-3), 234-240
- [26] Gao R.Q., K. Stiller, V. Hansen, A. Oskarsson, and F. Danoix, Influence of Aging Conditions on the Microstructure and Tensile Strength of Aluminium Alloy 6063, Materials Science Forum, 2002, Vol. 396-402, p.1211-1216
- [27] Broeck D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, 4th ed. 1991, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 516p.
- [28] Uchida H., M. Asano, and H. Yoshida, Effect of Second Phase Particles on the Bendability of Al-Mg-Si Alloy Sheet, Aluminum 2002 - Proceedings of the TMS 2002 Annual Meeting, 2002, p.57-64
- [29] Datsko J. and C.T. Yang, Correlation of Bendability of Material with their Tensile Properties, Journal of Engineering Industry, 1960 Vol.82, p.309
- [30] Sarkar J., T.R.G. Kutty, D.S. Wilkinson, J.D. Embury and D.J. Lloyd, Tensile Properties and Bendability of T4 Treated AA6111 Aluminium Alloys, Materials Science and Engineering A, 2004, Vol. 369, p.258-266
- [31] Quainoo G.K. and S. Yannacopoulos, The Effect of Cold Work on the Precipitation Kinetics of AA6111 Aluminum, Journal of Materials Science, 2004, Vol. 39, p.6495-6502
- [32] Chien, W.Y., J. Pan, and S.C. Tang, A Combined Necking and Shear Localization Analysis for Aluminium Sheets under Biaxial Stretching Condition, International Journal of Plasticity, 2004, Vol. 20(11), p.1953-1981
- [33] Friedman P.A. and S.G. Luckey, Failure of Al-Mg-Si Alloys in Bending, Journal of Practical Failure Analysis, 2002, Vol.2, p.33-38

- [34] Li H. et al., Forming characteristics of Thin-walled Tube Bending Process with Small Bending Radius, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, Vol. 16(Supplement 2), p.s613-s623
- [35] Krajewski P.E. and J.E. Carsley, Heat Treatment Effect on Bending in AA6111, Aluminum 2003 - Proceedings of the TMS 2003, 2003 p.25-31
- [36] Gillanders J., Pipe and Tube Bending Manual, 1st ed. 1984, Gulf Publishing Company, Houston, USA, 196p.
- [37] Spectube, Paramètres des traitements thermiques, AQ-Type de TT, 2005

Annexe A Investigation sur le fonctionnement du montage de traction

Afin de pouvoir utiliser la machine de traction du CTA et étant donné que les mors de traction n'acceptent pas un diamètre d'éprouvette de plus de 19 mm, un nouveau montage a dû être conçu. Un schéma du montage est présenté à la figure A.1. Il s'agit de trois pièces coniques qui permettent d'utiliser une partie de la force de traction en friction pour retenir convenablement le tube durant l'essai. Une précontrainte est appliquée sur le montage grâce aux écrous de serrage.

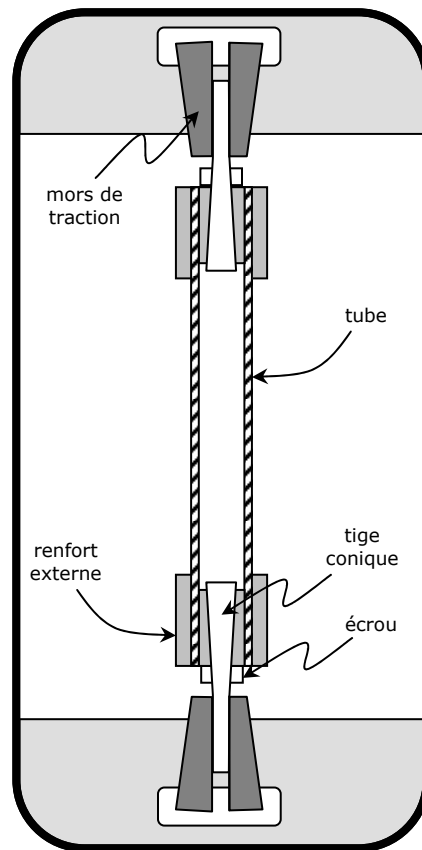


Figure A.1 – Schéma du montage d'essai de traction

Cependant, lorsque la charge augmente au cours d'un essai de traction, il peut arriver que les parties coniques glissent l'une par rapport à l'autre très rapidement. La figure A.2 illustre la contrainte en fonction de l'allongement au cours de quelques essais de traction de la Partie A. Lors du glissement, on observe une baisse de tension considérable. Bien que la plupart des essais comportaient des baisses de tension malgré le pré-serrage, l'ensemble des résultats ont été conservés. Cependant, le matériau ne subit pas une traction constante et cela pourrait influencer la mesure de la limite ultime et de l'allongement à la rupture. Ce type de montage induit des contraintes de compression dans l'éprouvette dans la région des mors ce qui cause

une rupture prématurée de l'éprouvette. En effet, la portion de striction sur les courbes de la figure A.2 est très faible malgré que le matériau soit ductile. L'allongement à la rupture présente peu de variabilité mais il n'est probablement pas exact. L'allongement à la rupture est probablement plus important pour ce type de matériau extrudé. Ce type de montage est donc pas conseillé pour les essais de traction.

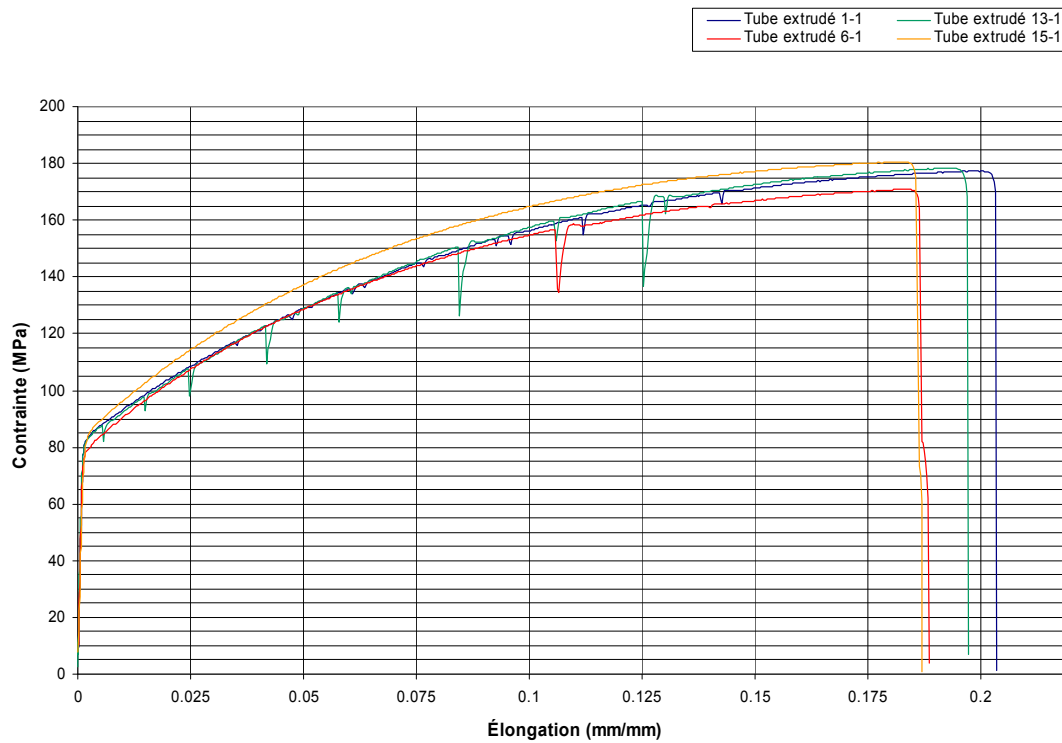


Figure A.2 - Courbes de traction des tubes extrudés de 6063-F de 31.75 mm (1.250") de diamètre obtenu avec le montage conique

Annexe B Investigation de l'influence du positionnement de l'extensomètre

Comme mentionné dans le chapitre 5, l'allongement à la rupture est une mesure clé dans l'analyse de la pliabilité. Au-delà de la limite ultime, une striction localisée apparaît sur l'éprouvette lors d'un essai de traction en section complète. Étant donné que la section de l'éprouvette est uniforme, la rupture peut se produire n'importe où le long du tube. Si la striction survient en dehors de l'extensomètre, la valeur de l'allongement mesuré est plus faible que la valeur réelle.

La figure B.1 montre l'éprouvette après que l'essai de traction ait été arrêté à la limite ultime. La déformation est de 7 à 8% et est uniforme compte tenu du pourcentage d'erreur de la méthode de photo-déformation qui est de l'ordre de 1 à 2 %. Cette précision a été déduite à partir de mesures prises sur le même tube lorsqu'il n'était pas déformé.

Un deuxième essai a été fait avec une éprouvette semblable ayant subi un essai de traction. Ce dernier a été arrêté juste avant la rupture. Le rendu de photo-déformation est présenté à la Figure B.2. Dans ce cas-ci, la striction était légèrement décentrée par rapport à l'extensomètre. La déformation maximale donnée par la méthode optique est de 13 % et la valeur donnée par l'extensomètre est de 13.5 %. La figure B.3 illustre la déformation moyenne sur 50 mm donnée par la méthode optique en fonction de la position sur le tube. Une portion de l'éprouvette présente un plateau de déformation maximale à 13%. Si l'extensomètre est placé en dehors de cette région, la mesure de l'allongement à la rupture peut être faussée jusqu'à 2%. Par exemple, si la rupture se produit vis-à-vis l'un des bras de l'extensomètre, l'allongement lu serait de 11.5% au lieu de 13%. Suite à cette investigation, il a été décidé d'éliminer les valeurs d'allongement lorsque la rupture est survenue en dehors de l'extensomètre.

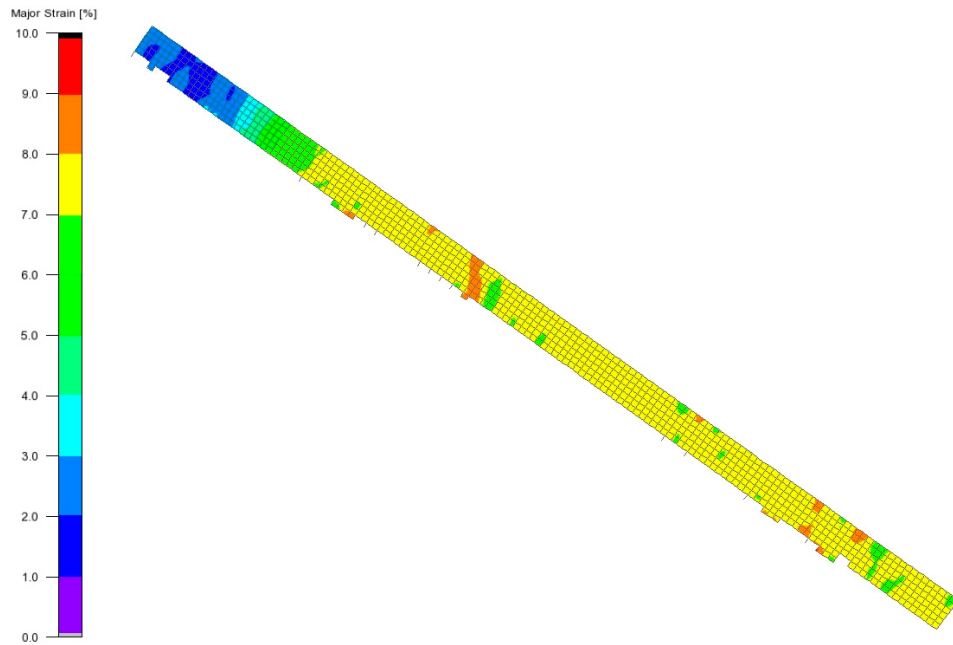


Figure B.1 - Rendu de la déformation d'un tube à la limite ultime

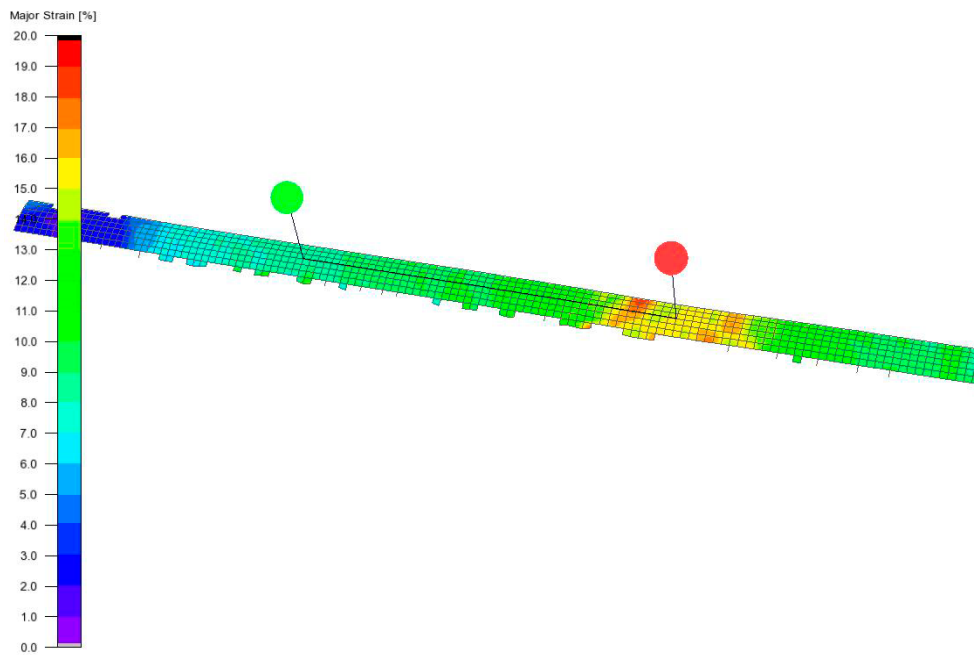


Figure B.2 - Déformation jusqu'à la striction localisée (les bornes indiquent la position de l'extensomètre lors de l'essai de traction)

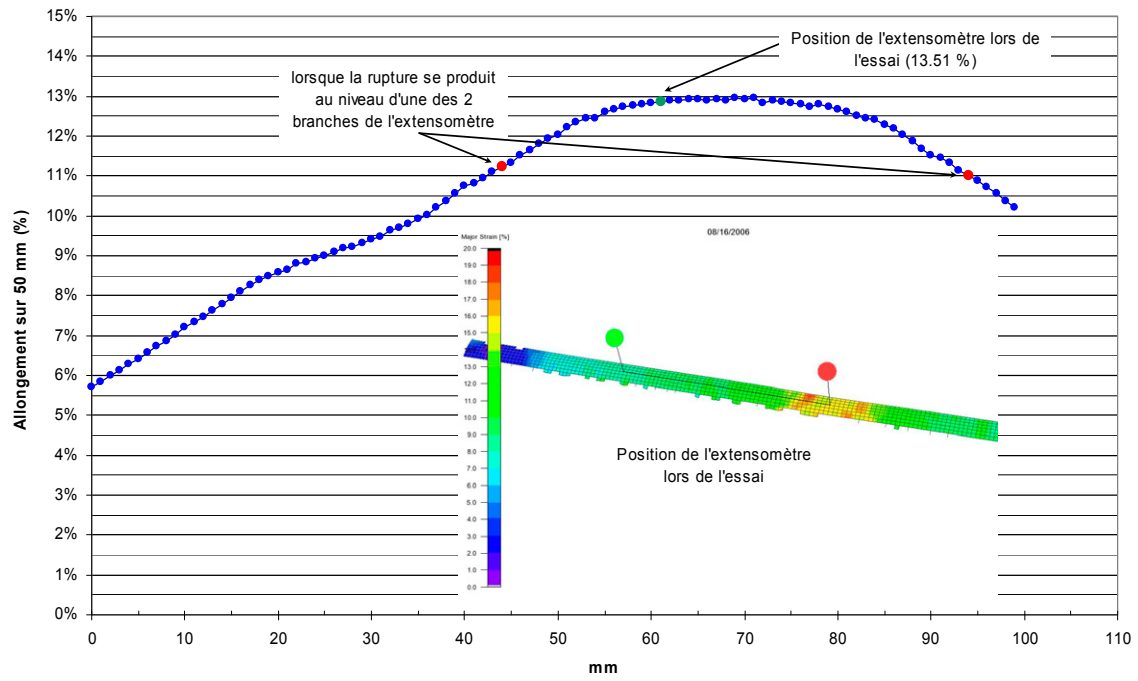


Figure B.3 - Allongement sur 50 mm le long de l'éprouvette lors d'un essai de traction jusqu'à la rupture (0 mm est en réalité à 20 mm du bout du tube)

Annexe C Compte rendu de la visite industrielle chez Indalex

Les billettes utilisées ont 178 mm et 228 mm (7" et 9") de diamètre. Certaines billettes sont en aluminium neuf et le reste en aluminium recyclé. L'utilisation de chaque type va selon la demande du client. Le seul fournisseur de billettes neuves est Alcoa. La division Indalloy fournit les billettes d'aluminium recyclé.

Les billettes sont coupées en longueur d'environ 760 mm (30") et mise dans le four de préchauffage. Le four contient trois stations successives et indépendantes réchauffées directement par des brûleurs au gaz. La température des billettes à la sortie du four est d'environ 470°C après 30 minutes de chauffage.

La billette est ensuite automatiquement transférée dans la presse à extrusion (45 MPa). Le tube est extrudé au moyen d'une matrice double (*hollow* et non *seamless*). La température à la sortie de la matrice dépend du produit extrudé et de la vitesse d'extrusion. Dans tous les cas, l'opérateur s'assure que les éléments d'alliage soient en solution (500-530°C) à la sortie de la matrice. Le produit ne subira pas d'autre mise en solution dans le procédé de production peu importe la condition requise par le client. Les matrices sont préchauffées avant le départ de la procédure. Il peut arriver que le premier lot extrudé ne respecte pas la dureté voulue à cause de la montée en température de la matrice et fait alors l'objet de plus d'investigation.

Le tube extrudé peut être soit refroidi à l'air ventilé, par bruite d'eau multi-jet ou par trempe dans un bain d'eau dépendamment de la condition voulue (-F; -T5 ; -T4 ; -T6) et de la dureté ciblée pour une condition donnée (dépend de l'utilisation du produit ; mise en forme, pliage etc.). Lorsque les tubes sont demandés en condition F, le refroidissement se fait à l'air provenant de l'extérieur. La température de l'air de refroidissement change donc en fonction de la saison. Les tubes sont par la suite refroidis à l'aide de ventilateur jusqu'à 50°C puis redressés par étirage. Lors de cette opération, la contrainte doit demeurer sous la limite élastique. Les tubes sont ensuite coupés à la longueur finale compensée pour la dilatation thermique étant donné que le tube est encore chaud lors de la coupe. Les joints obtenus par le changement de billettes lors de l'extrusion sont aussi enlevés. Les opérations suite à l'extrusion prennent moins de 30 minutes. Les cotes dimensionnelles de la section sont aussi relevées lors de la coupe.

Les tubes nécessitant un vieillissement artificiel sont mis dans un four à convection forcée chauffé au gaz par trois chambres de combustion positionnées sur le dessus du four. Les profilés

sont déposés directement dans des chariots (sans entretoises) et les chariots sont empilés dans le four. Il n'existe que 2 traitements thermiques standards¹⁶ :

- T6 : 7-8 heures à 180°C ;
- T52 : 4 heures à 220°C.

Suite au traitement thermique, les opérateurs prennent quelques mesures de duretés Webster pour s'assurer de l'uniformité du TT. Cependant, le TT est très répétitif et standardisé fait rarement l'objet d'investigation de la part d'Indalex. Les tubes sont ensuite emballés et expédiés.

Indalex peut effectuer des essais de traction et de dureté Rockwell sur ces lots à la demande du client à raison de 1 essai/500 kg. L'analyse chimique de l'aluminium utilisé est fournie par Alcoa. L'entreprise ne possède pas de microscope optique sur place et oriente sa R-D du côté de l'extrusion de forme non traditionnelle.

¹⁶ Les temps de cuisson incluent le temps de montée en température du four.

Annexe D Dureté des tubes en fonction du traitement thermique

D.1 Dureté macroscopique Rockwell

Les échelles Rockwell E, H et 30T ont été testées sur des tubes étirés. Seule, l'échelle 30T (charge de 30 kg avec précharge de 3 kg) ne laisse pas marque d'indentation à l'intérieur du tube même avec insert d'acier à l'intérieur du tube. Les valeurs de dureté sont assez répétitives sur une ligne mais changent en fonction de la position angulaire sur le tube comme le démontre le Tableau D.1. Les mesures de dureté Rockwell effectuées sur des tubes ne semblent donc pas un bon instrument pour évaluer la variation des propriétés mécaniques des tubes en fonction des TT. Certains auteurs ont cependant déjà utilisé l'échelle HRF pour corroborer leurs résultats d'essais de traction.

Tableau D.1 - Mesures de dureté superficielles Rockwell 30T sur un tube étiré le long de 4 lignes axiales

	30T	charge 3-30 kg bille 1/16"		
	Dureté HR 30T			
1	42.7	42.5	39.8	42.8
2	46.5	43.7	40.1	44.9
3	46.7	44.3	41.7	45.7
4	47.5	45.9	41.9	45.8
5	48.7	46.4	42.1	45.6
6	49.3	47.2	41.3	46.9
7	49.7	48.2	40.3	47.2
8	49.2	47.2	42	47.3
9	48.3	47.9	43	47
10	49.4	47.6	43	
11	48.3	48.4	43.1	
12	48.8	48.3	43.7	
13	48.6	48.2	44.3	
14	48.3	48.4	44.9	
15	48.4			
Moyenne	48.03	46.73	42.23	45.91
Écart-type	1.74	1.94	1.54	1.44

D.2 Dureté macroscopique Webster

L'échelle de dureté Webster ne permet pas de distinguer de différence entre un tube ayant subi un TT de 60 minutes et 300 minutes à 160°C. Il ne s'agit donc pas d'un instrument de mesure adéquat pouvant servir dans l'industrie pour ce cas d'application.

D.3 Dureté microscopique Vickers

La Figure D.1 montre la variation de dureté moyenne sur une section de tube en fonction du temps de chauffage à 160°C. Chaque test comportait 18 mesures de dureté réparties uniformément sur la section circulaire du tube et trois tests ont été réalisés par tube. La variation est de 16 % entre la valeur initiale (84 HV) et la valeur maximale (98 HV) atteinte après 300 minutes de chauffage. La Figure D.1 présente aussi une comparaison entre la dureté et les limites élastique et ultime. Le maximum de dureté semble coïncider avec le maximum de la limite élastique.

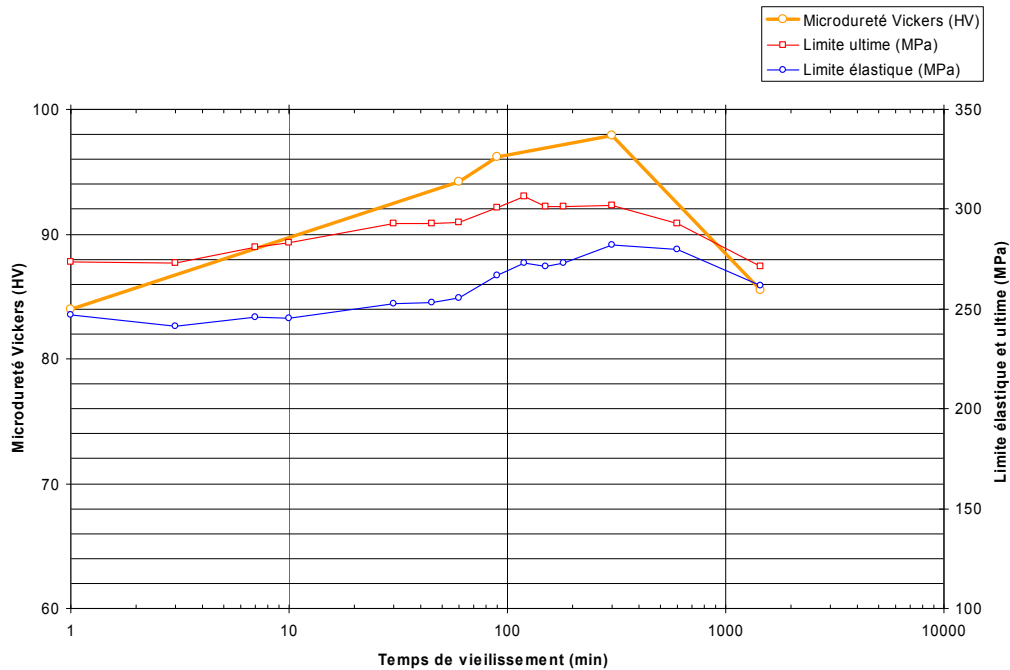


Figure D.1 - Microdureté Vickers sur la section transversale de tubes traités thermiquement à 160°C (charge de 100g) et limites élastique et ultime associées