

République Algérienne Démocratique et populaire  
Ministère De L'enseignement Supérieur et De la Recherche Scientifique

*Université Saad Dahlab Blida*  
*Département De Mécanique*

# Projet fin d'études

*Pour l'obtention du diplôme de mastère deux en génie mécanique*

Option :

**Matériaux et traitement de surface**

*Génie mécanique et matériaux*

THÈME

Caractérisation des alliages d'aluminium 7075 T6 soudés par le procédé de soudage FSW : influence des paramètres de soudage et des traitements thermiques

Réalisé par :

Promoteur : *Dr.M.TEMMAR*

- *BOUZEFRANE Billel*
- *BENAMOR Abdessabour*

Promotion 2015-2016

# *Remerciements*

*On tiens tout d'abord à remercier le DIEU tout puissant, de nous avoir donné le courage et la patience afin de mener à bien et à terme ce travail. Une grande partie du travail s'est déroulé au niveau de la Division Métallurgie et Mécanique (DMM) du Centre National de Recherche en Soudage et Contrôle (CSC). La finalisation du travail s'est effectué au niveau de la CDTA de Baba Hassan.*

*A notre promoteur Mr Mustapha TEMMAR, l'expression de notre profonde reconnaissance pour les facilités qu'ils nous a accordées pour l'accomplissement du présent travail, et son soutien, et dont l'aide nous a été indispensable sur le plan scientifique et humain. On lui présente également notre plus sincère gratitude pour la confiance et la sympathie qu'il nous a accordé au cours de ces mois de travail.*

*On tient particulièrement à remercier les ingénieurs : MR, AGOUNHAKIM, et un spécial Amine Bekhmouri et Bouchelaghem Sofiane, de nous avoir accueillis à MK industrie à Beni Tamou.*

## Dédicace

*Je dédie ce modeste travail*

*A ma très chère mère,*

*A mon très cher père,*

*A ma sœur et petit frère*

*A toute ma famille BENAMOR*

*A mon binôme BILLAL,*

*A mon promoteur*

*A tous mes collègues*

*à tous mes amis et ceux qui me connaissent de loin ou de près.*

SABER

## Dédicace

*Je dédie ce modeste travail*

*A ma très chère mère,*

*A mon très cher père,*

*A mes sœurs*

*A toute ma famille Bouzefrane*

*A mon cousin MOHAMED*

*A mon binôme saber,*

*A mon promoteur*

*A tous mes collègues*

*NADIR, RAHAL, TAREK, ABDELLEAH,*

*Et A tous mes amis et connaissances, proche et lointains.*

*BILLEL*

## ***RESUME***

L'assemblage par soudage des constructions et des structures métalliques à usage aéronautique, tend vers l'utilisation intense de procédés de soudage modernisés tels que le soudage par friction malaxage FSW. Pour réduire le poids des appareils et des structures métalliques, il est envisagé dans les recherches actuelles de remplacer le rivetage par le soudage.

Dans le présent travail, l'intérêt sera porté sur l'étude de ce procédé. Des tôles en AA7075-T6 sont soudées en utilisant différentes vitesses, le rapport de vitesses ( $\omega/v$ ) est étudié pour optimiser les vitesses les plus appropriées pour mieux opérer. Un traitement thermique consistant par une mise en solution et un revenu est élaboré après soudage. La microstructure avant et après traitement thermique a été examinée. Des essais de soudage ont été menés par la suite avec succès ; les joints de soudure réalisés ont été examinés et contrôlés par des tests de micro-dureté, de résilience, et le mode de fracture par le MEB.

## ***ABSTRACT***

The welding assembly of constructions and metal structures used in aeronautics tends to use modernized welding process such as the Friction Stir Welding (FSW). In actual researches, in order to reduce the weight of devices and these metal structures, we intend to replace the riveting process by welding.

In the present work, the FSW process have been considered. An AA7075-T6 sheets were welded using several speeds, the ( $\omega/v$ ) ratio has been studied for optimizing the appropriate welding speed. A post welding heat treatment, which consisted of solutionizing followed by an artificial aging. The microstructure before and after welding were examined. Welding tests and validation were carried out afterward successfully.

Completed weld joints were examined and checked by Microhardness test, resilience, and the fracture mode of the specimens by TEM.

## خلاصة:

إن التجميع بالتلحيم للإشعاعات الميكانيكية و الهياكل المعدنية المستعملة في ميدان الطيران، يتجه نحو الاستخدام الكثيف لعمليات اللحام الحديثة مثل اللحام بالإحتكاك الخلطي. و الهدف هو تقليل وزن المعدات و تلك الهياكل و استبدال طريقة التجميع بالمسامير الميكانيكية بالتلحيم، وهذا في الأبحاث التالية.

في بحثنا هذا سنهتم بدراسة اللحام بالإحتكاك الخلطي للألمينيوم المسمى 7075, الصفائح لحمت باستعمال سرعات مختلفة، قمنا بدراسة حاصل قسمة السرعات لتعيين السرعة الأكثر فعالة لتلحيم جيد.

المعالجة حرارية التي قمنا بها بعد عملية التلحيم لأجل تحسين الخصائص الميكانيكية، وأجريت بعد ذلك اختبارات و تم التحقق منها بنجاح أين قمنا باختبار و فحص وصلات اللحام الناتجة، فحص الصلابة، فحص الإرتجاع و المجهر الإلكتروني المسحي.

## Liste des figures

- Figure I-1** : subdivisions de l'état T (Traité thermiquement avec mise en solution séparée) .....6
- Figure I-2** : subdivisions de l'état T (Traité thermiquement sans mise en solution séparée).....6
- Figure I-3** : (a) représentation d'une solution solide sursaturée (b) représentation des zones de Guinier-Preston dans la matrice d'aluminium.....9
- Figure I.4** : (a) représentation de la phase  $\eta'$  dans la matrice d'aluminium, (b) : représentation de la phase  $\eta$  dans la matrice d'aluminium .....10
- Figure I-5** : Contournement des précipitation mécanisme d'Orowan.....11
- Figure II-1** : Forme générale d'un outil SFM.....13
- Figure II-2** : Présentation des différentes géométries possibles d'outils.....13
- Figure II-3** : Schématisation des différentes étapes du soudage par FSW.....14
- Figure II-4** : micrographie des différentes zones microstructurales d'un alliage A7075-T651.....15
- Figure II-5** : (a)-distribution de la chaleur durant le SFM[Mahoney et al.] (b)-effet du rapport  $W/V$  sur différent alliages d'Al (c et d)-l'effet de  $W$  et  $V$  sur le pic de de température et ca distribution au long du joint soudé en SFM [Mishra et al.].....19
- Figure II-6** : l'effet de la vitesse de rotation (à une  $V_{av}=63\text{mm/min}$ ) et la vitesse d'avance (à une  $V_{rot}=1600\text{ tr/min}$ ) avec un pion conique fileté sur la taille des grains au noyau.7075-T6 [Mohammadi].....20
- Figure II-7** : La variation de la coeffïciece du joint avec le flux de chaleur dans L'SFM, pour des joints soudés en A7050.....21
- Figure II-8** : les différentes courbes de traction en fonction de la vitesse de rotation à une vitesse d'avance fixe (40mm/min) d'un alliage A7075-T6.....21

<b>Figure II-9 :</b> <i>l'effet de la vitesse de rotation et d'avance sur la résistance maximale en traction.....</i>	<i>22</i>
<b>Figure II-10 :</b> <i>fenêtre opératoire pour assurer la bonne qualité d'un joint SFM.....</i>	<i>23</i>
<b>Figure II-11 :</b> <i>l'angle d'inclinaison de l'outil.....</i>	<i>23</i>
<b>Figure II-12 :</b> <i>l'effet du diamètre de l'épaulement sur la température maximal à des différentes vitesses de rotation (mesuré et calculé).....</i>	<i>24</i>
<b>Figure II-13 :</b> <i>l'effet de la géométrie du pion sur la moyenne de la taille des grains dans le noyau, 7075-T6.....</i>	<i>27</i>
<b>Figure II-14:</b> <i>l'effet de l'effort axial sur les propriétés en traction d'un alliage d'A6061-T6.....</i>	<i>28</i>
<b>Figure II-15 :</b> <i>Coupe transversale dans un joint SFM qui montre les bavure et les lignes.....</i>	<i>29</i>
<b>Figure II-16 :</b> <i>Effet de la vitesse de rotation sur le cordon de soudure à une vitesse d'avance de 40mm/min et une vitesse de rotation de (a)1000(b) 1200, (d) 1400 tr/min d'un alliage AA7075 soudé en SFM.....</i>	<i>30</i>
<b>Figure II-17 :</b> <i>Macrostructure <b>a</b> et microstructure <b>b</b> d'un joint soudé en SFM avec les paramètres (800tr/min/125mm/min) d'un alliage AA7075-T6.....</i>	<i>30</i>
<b>Figure II-18 :</b> <i>Macroscopie des défauts formé à une faible et grande pénétration de l'épaulement d'un alliage 7075-T6.....</i>	<i>31</i>
<b>Figure II-19 :</b> <i>Evolution de la distribution de tailles des précipités durcissants <math>\eta'/\eta(\text{MgZn}_2)</math> du matériau de base (a) vers la ZAT, la ZATM (b) et le noyau (c) d'une soudure 7449-TAF.....</i>	<i>35</i>
<b>Figure II-20 :</b> <i>le profil de micro-dureté enregistré par Sullivan et al.....</i>	<i>36</i>
<b>Figure II-21 :</b> <i>l'effet du PWHT sur la micro-dureté d'un alliage A7075-T6 à différentes vitesses de soudage.....</i>	<i>37</i>
<b>Figure II-22 :</b> <i>l'effet du CST sur les profils de micro-dureté d'un alliage A7075-T6.....</i>	<i>38</i>



<b>Figure II-23 :</b> <i>L'effet du temps de revenu sur la moyenne de la micro-dureté enregistré sur un alliage 7075-T6</i> .....	39
<b>Figure III-1 :</b> <i>Plaque brute d'aluminium 7075 T6 (épaisseur = 3 mm)</i> .....	40
<b>Figure III-2 :</b> <i>Découpage de la tôle</i> .....	42
<b>Figure III-3 :</b> <i>La fraiseuse utilisée au niveau de l'atelier</i> .....	43
<i>Figure III.4 :</i> <i>Photo des différents éléments de l'outil FSW réalisés</i> .....	44
<b>Figure III-5 :</b> <i>Le soudage des tôles</i> .....	45
<b>Figure III-6 :</b> <i>Les quatres variantes soudés en SFM</i> .....	47
<b>Figure III-7 :</b> <i>Le four MERACU</i> .....	49
<b>Figure III.8 :</b> <i>Exemple de traitement thermique d'un échantillon</i> .....	50
<b>Figure III-9 :</b> <i>Résine utilisée</i> .....	52
<b>Figure III-10 :</b> <i>Polisseuse à disque tournant</i> .....	52
<b>Figure III-11 :</b> <i>Microscope optique</i> .....	53
<b>Figure III-12 :</b> <i>Le micro-duromètre utilisé</i> .....	55
<i>Figure III-13 :</i> <i>normalisation des éprouvettes</i> .....	57
<b>Figure III-14 :</b> <i>photographie au MEB de l'échantillon</i> .....	60
<b>Figure IV-1 :</b> <i>la microstructure du métal de base non traité</i> .....	62
<b>Figure IV-2 :</b> <i>la microstructure du métal de base traité thermiquement</i> .....	62
<b>Figure IV-3 :</b> <i>La microstructure du joint soudé à une vitesse (1000/100 <math>\omega/v</math>) non traité</i> .....	63
<b>Figure IV-4 :</b> <i>La microstructure du joint soudé à une vitesse (1000/100 <math>\omega/v</math>) traité</i> .....	64
<b>Figure IV-5 :</b> <i>la microstructure du noyau de la variante A, soudé brute (a), et traité thermiquement (b)</i> .....	65

<b>Figure IV-6 :</b> <i>La microstructure du noyau de la variante B, Soudé brute (a), et traité thermiquement (b).....</i>	<i>65</i>
<b>Figure IV-7 :</b> <i>La microstructure du noyau de la variante C, Soudé brute (a), et traité thermiquement (b).....</i>	<i>66</i>
<b>Figure IV-8 :</b> <i>La microstructure du noyau de la variante D, Soudé brute (a), et traité thermiquement (b).....</i>	<i>66</i>
<b>Figure IV-9 :</b> <i>microstructure de la ZAT et la ZATM (a) non traité et (b) traité de la variante A.....</i>	<i>67</i>
<b>Figure IV-10 :</b> <i>microstructure de la ZAT et la ZATM dans les variantes non traités (a) variante B (b) variante C (c) variante D, et traités (d) variante B (e) variante C (f) variante D.....</i>	<i>68</i>
<b>Figure VI-11 :</b> <i>courbe de micro-dureté de la variante A.....</i>	<i>71</i>
<b>Figure IV-12 :</b> <i>courbe de micro-dureté de la variante B.....</i>	<i>71</i>
<b>Figure IV-13 :</b> <i>courbe de micro-dureté de la variante C.....</i>	<i>72</i>
<b>Figure IV-14 :</b> <i>courbe de micro-dureté de la variante D.....</i>	<i>72</i>
<b>Figure IV-15 :</b> <i>courbe de micro-dureté des quatre variantes.....</i>	<i>73</i>
<b>Figure IV-16 :</b> <i>courbe de micro-dureté en fonction du rapport des vitesses.....</i>	<i>74</i>
<b>Figure IV-17 :</b> <i>la micro-dureté en fonction du rapport des vitesses dans : (A) Noyau, (B) ZATM avançant, (C) ZATM reculant, (D) ZAT avançant, (E) ZAT reculant.....</i>	<i>75</i>
<b>Figure (IV-18) :</b> <i>Courbe de résilience en fonction du rapport des vitesses dans le MB.....</i>	<i>76</i>
<b>Figure (IV-19) :</b> <i>Courbe de résilience en fonction du rapport des vitesses dans le noyau.....</i>	<i>77</i>
<b>Figure (IV-20) :</b> <i>courbe de résilience en fonction du rapport des vitesses dans la ZAT.....</i>	<i>77</i>

<b>Figure (IV-21) : courbe de la moyenne de résilience en fonction du rapport des vitesses.....</b>	<b>78</b>
<b>Figure (IV-22) : courbe de la moyenne de résilience en fonction du rapport des vitesses.....</b>	<b>79</b>
<b>Figure (IV-23) : courbe de la moyenne de résilience en fonction du rapport des vitesses.....</b>	<b>79</b>

## Liste des tableaux

<b>Tableau I-1</b> : propriétés physico-chimiques de l'aluminium.....	3
<b>Tableau I-2</b> : désignation des alliages d'aluminium.....	4
<b>Tableau III.1</b> : composition chimique de l'alliage 7075T6.....	41
<b>Tableau III.2</b> : caractéristique mécaniques et physiques de l'alliage 7075. [].....	41
<b>Tableau III.3</b> : Paramètres de la machine de fraisage.....	43
<b>Tableau III.4</b> : Les composantes d'un outil FSW.....	44
<b>Tableau III-5</b> : la variation des vitesses de soudage durant l'expérience .....	46
<b>Tableau III-6</b> : Le traitement thermique effectué.....	50
<b>Tableau IV-1</b> : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante A.....	69
<b>Tableau IV-2</b> : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante B.....	70
<b>Tableau IV-3</b> : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante C.....	70
<b>Tableau IV-4</b> : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante D.....	70
<b>Tableau IV-5</b> : le maximum écart enregistré pour les quatre variantes.....	73
<b>Tableau IV-6</b> : les valeurs de résilience enregistrée dans les différentes zones.....	76

## Liste des symboles et abréviations

- SFM : Soudage par Friction Malaxage.
- FSW : Friction Stir Welding.
- AA7075 : Alliage d'Aluminium 7075.
- PWHT : Post Weld Heat Treatment.
- PWA : Post Weld Aging.
- $\omega$  : Vitesse de rotation.
- $V_a$  : Vitesse d'avance.
- D : Diamètre de l'épaulement.
- d : Diamètre du pion.
- L : Longueur du pion.
- DXZ : Dynamic Recrystallized Zone.
- $\eta$  : Précipité durcissante Mg Zn<sub>2</sub>.
- $\eta'$  : Phase métastable.
- GP : Zone Guinier Preston.
- SSS : Solution Solide Sursaturé.
- MB : Métal de Base.
- ZAT : Zone Affecté thermiquement.
- ZATM : Zone Affecté Thermo-Mécaniquement.
- NZ : Nugget Zone.
- NT : Nugget.
- LHZ : Low Hardness Zone.
- ANOVA : Analyse Of Variance.

## **SOMMAIRE**

## **DEDICACE**

## **REMERCIEMENTS**

## **LISTE DES FIGURES**

## **LISTE DES TABLEAUX**

## **LISTE DES SYMBOLES ET ABREVIATIONS**

## **SOMMAIRE**

## **INTRODUCTION GENERALE**

### **I. L'ALUMINIUM ET SES ALLIAGES**

I.1. Introduction.....	3
I.2 L'aluminium et ses alliages.....	3
I.2.1 Propriétés physico-chimiques de l'aluminium.....	3
I.2.2 Désignation numérique.....	4
I.2.3 Signification des désignations.....	4
I.2.4. Etats métallurgiques.....	5
I.2.4.1. Etats fondamentaux.....	5
I.2.4.2. Subdivisions de l'état T.....	5
I.3. Alliages de la série 7XXX.....	7
I.3.1. Principe de précipitation et du durcissement structurale dans la série 7XXX.....	7
I.3.1.2. Types de précipités.....	7
I.3.2. La séquence de précipitation dans la série 7XXX.....	8

I.3.3. Mécanismes de précipitation dans la série 7XXX.....	9
I.3.4. Durcissement structural .....	10

## **II. LE SOUDAGE PAR FRICTION MALAXAGE**

II.1. Introduction.....	13
II.2. Principe.....	13
II.3. Avantages et inconvénient du procédé.....	15
II.4. Microstructure du joint soudé.....	15
II.5. Paramètres du SFM.....	16
II.5.1. L'influence de la vitesse d'avance et la vitesse de rotation sur le joint soudé.....	17
II.5.2. L'angle entre l'outil et la pièce.....	23
II.5.3. La géométrie de l'outil.....	24
II.5.4. La force verticale exercée.....	27
II.6. Défauts de soudures dans un joint soudé par SFM.....	29
II.7. La micro-dureté dans le SFM .....	34
II.8. Techniques de restauration des propriétés mécanique après soudage.....	36
II.8.1. Restauration des propriétés mécaniques par traitement thermique.....	37

## **III. TECHNIQUE ET PROCEDURES EXPERIMENTALES**

III.1. Le choix du matériau .....	40
III.1.1 Caractéristiques du matériau utilisé (7075-T6) .....	41

III.1.1.A-Composition chimique .....	41
III.1.1.B- Quelques propriétés mécaniques et physiques .....	41
III.2 Découpage de la tôle.....	42
III.3 Procédures expérimentales.....	42
III.3.1 Représentation de l’outil.....	44
III.3.2 Paramètres opératoires du soudage SFM.....	45
III.3.2.1 Déroulement du soudage.....	45
III.3.2.2 Paramètres utilisés.....	46
III.3.2.3 Prélèvement des échantillons .....	46
III.4 Traitements thermiques.....	47
III.4.1 Mise en solution.....	48
III.4.2 Trempe.....	48
III.4.3 Revenu.....	49
III.4 Caractérisation de la soudure.....	50
III.4.1 Microscopie optique.....	51
III.4.1.A Enrobage.....	51
III.5.1 Pré-polissage et polissage de finition.....	52
III.5.2 L’attaque chimique.....	53
III.5.3 Microscopie optique.....	53
III.6 Méthodes d’essais mécaniques.....	54
III.6.1 Essai de micro-dureté.....	54



III.5.2 Essai de résilience.....	55
III.6.3 Microscopie électronique à balayage (MEB).....	58

## **IV RESULTATS ET INTERPRETATION**

IV.1 Introduction .....	61
IV.2 L'évolution de la microstructure .....	62
IV.3 Micro-dureté.....	69
IV.4 Résultats des essais de résilience.....	76
IV.5 Résultats du MEB.....	79
CONCLUSION.....	80
BIBLIOGRAPHIE.....	81

## **INTRODUCTION GENERALE**

Ce travail s'inscrit dans le cadre d'une caractérisation mécanique et métallurgique du soudage par friction malaxage d'un alliage d'aluminium 7075-T6, Ces alliages, qui contiennent Zn, Mg et Cu comme principaux éléments d'addition, possèdent de bonnes caractéristiques mécaniques et bénéficient d'un bon durcissement structural, via une décomposition complexe faisant intervenir aussi bien des phases stables que métastables. Leurs utilisations dans le domaine de l'industrie aéronautique sont de plus en plus fréquentes, car actuellement, les constructeurs apprécient ces alliages pour leur légèreté, leurs qualités mécaniques et leur caractère écologique.

Lors de l'assemblage par fusion ou par les procédés tel que le TIG (Tungstène Inerte Gaz), ces alliages subissent des cycles thermiques sévère qui modifie la microstructure de ces alliages, ainsi les propriétés mécaniques du joint soudé. Lors du refroidissement de cette alliage des défauts de soudure sont inévitable tel que la ségrégation, les inclusions, porosités, ect.

Pour ce fait un nouveau procédé a vu le jour, TWI (The Welding Institute) par THOMAS WAYNE a inventé un procédé en 1991 intitulé le FSW « Friction Stir Welding » ou le SFM « Soudage par Friction Malaxage », qui est un soudage à l'état solide. Le premier objectif de ce procédé a été initialement élaboré pour le soudage de ce type d'Aluminium : la série 2000, 7000 et 6000. La température présente lors de ce procédé est inférieur à la température de fusion, pour ce fait, il n'est pas rencontré pendant ce soudage les défauts induit par le refroidissement, et le changement de l'état des précipités de secondes phases est mineur.

La plupart des assemblages de structure tendent vers l'utilisation intense de procédés de soudage modernisés, tels que les procédés TIG (Tungstène Inerte Gaz), laser ou FSW ; c'est le cas du nouveau modèle Airbus A380 qui a une capacité de 853 places. L'utilisation des procédés de soudage en remplacement du rivetage permet un gain en termes de masse (masse des rivets et des parties superposées des tôles lors de l'assemblage). L'allègement donc de la tare des aéronefs permet d'augmenter la capacité de charge utile ; d'où un grand impact sur l'économie des compagnies aériennes.

Le FSW s'opère à différents paramètres, ces paramètres dépendent des propriétés mécanique et métallurgique du matériaux, dimensions des tôles à souder, ect... La moindre variation de l'un

de ces paramètres affecte sensiblement la qualité du joint soudé, pour cela nous optons dans ce mémoire de chercher le rapport des vitesses le plus convenable, sur des tôles en 7075-T6 traité thermiquement après soudage.

Le traitement thermique après soudage a été l'objet de plusieurs études auparavant, il a été montré que le traitement thermique peut rectifier la détérioration des propriétés mécanique après soudage.

Quatre parties importantes forment le document.

-La première partie correspondant au chapitre I, comprend des généralités sur les alliages d'aluminium, la deuxième partie concerne un état de l'art sur le principe de la précipitation et le durcissement structurale des alliages de la série 7XXX.

-Le deuxième chapitre est consacré au procédé de soudage « FSW », un état de l'art est établi pour montrer l'importance des paramètres de l'FSW et leurs influences sur la microstructure, et les propriétés mécaniques ainsi que la formation des défauts, dans le joint soudé. Cet état de l'art est porté en grande partie sur les alliages d'aluminium 7075.

Semblablement un état de l'art est présenté sur la relation entre l'état de précipités et la micro-dureté, et l'influence des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques, est aussi présenté.

Le Chapitre III concerne la présentation des techniques expérimentales de soudage et les techniques utilisés pour la caractérisation métallurgiques et mécaniques des joints soudés.

Le Chapitre IV traite des caractéristiques mécaniques et métallographiques des joints de soudure obtenus avec le procédé FSW. Une optimisation des paramètres de soudage est effectuée et les caractéristiques mécaniques et métallographiques des cordons obtenus après traitement thermiques sont présentées.

Ce de travail de fin d'études est clôturé par une conclusion générale et des perspectives.

### I.1. Introduction :

L'aluminium représente le troisième élément de l'écorce terrestre en quantité, après l'oxygène et le silicium. Ce métal est connu depuis le début du 19<sup>ème</sup> siècle, et fût longtemps considéré comme un métal précieux en raison de la difficulté de réduction de l'oxyde d'aluminium, une forme sous laquelle il est présent dans la nature. C'est en 1886 que Héroult en France et Hall aux Etats-Unis découvrirent simultanément le procédé d'électrolyse de l'oxyde d'aluminium dissous dans un bain de cryolithe en fusion. Cette découverte a permis le développement de l'aluminium, qui est devenu aujourd'hui le principal métal non ferreux industriel.

En tonnage, la production d'aluminium ne représente que 2% environ de celle des aciers. Cependant, ce métal et ses alliages occupent la seconde position dans l'utilisation des matériaux métalliques. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui en font un matériau remarquable.

Il existe deux grandes familles d'alliages d'aluminium, soit les alliages susceptibles ou non susceptibles au durcissement structural. Dans le cas des alliages d'aluminium propices au durcissement structural tels les séries 2xxx, 6xxx et 7xxx, les propriétés mécaniques augmentent par la précipitation de seconde-phases distribuées dans la matrice. Lorsqu'il y a présence de précipités, le glissement devient plus difficile pour une contrainte donnée ce qui permet l'augmentation de la résistance mécanique du matériau [I-1] [I-2] [I-3]

### I.2 L'aluminium et ses alliages :

#### I.2.1 Propriétés physico-chimiques de l'aluminium :

Point de fusion :	$f = 660 \text{ }^\circ\text{C}$	Structure cristalline :	CFC
Masse volumique :	$\rho = 2700 \text{ kg/m}^3$	Résistivité électrique :	$\rho = 0,0265 \text{ } \mu\Omega \cdot \text{m}$
Conductivité thermique :	$\lambda = 237 \text{ W m}^{-1}\text{K}^{-1}$	Coefficient de dilatation : linéique (à 20 °C)	$\alpha = 23,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
<b>Propriétés mécaniques à 20°C (Al pur)</b>			
$R_m =$	70 à 80 MPa	$R_e =$	10 à 20 MPa (très sensible à l'écrouissage)
$A \% =$	50 à 60 %	$E =$	70 000 MPa

Tableau I-1 : propriétés physico-chimiques de l'aluminium[I-4]

### I.2.2 Désignation numérique :

Conformément aux directives de l'aluminium, les alliages d'aluminium sont désignés à l'aide d'un système numérique de quatre chiffres. Ces quatre chiffres identifiant la composition chimique de l'alliage. Ce groupe de quatre chiffres est parfois suivi d'une lettre indiquant une variante nationale. Il est à noter que la norme européenne EN 573-1 indique que cet ensemble de quatre chiffres doit être précédé pour les alliages destinés à être corroyés par le préfixe EN, les lettre «A» (aluminium), «w » (pour les produits corroyés) et un tiret « - ». La notation complète est rarement utilisée. Par ceci de simplification (Tableau I-2). [I-2] [I-3]

### I.2.3 Signification des désignations :

- Le premier chiffre indique l'élément d'alliage principal.
- Le deuxième chiffre indique une variante de l'alliage initial. Souvent il s'agit d'une fourchette plus petite dans un ou plusieurs éléments de l'alliage. Décennies
- Les troisième et quatrième sont des numéros d'ordre et serve à identifier l'alliage. La seule exception est la série 1000 ces deux chiffres indiquant le pourcentage d'aluminium. [I-5]

<i>Série</i>	<i>Désignation</i>	<i>Elément d'alliage principale</i>	<i>Phases</i>
<b>Série 1000</b>	<b>1xxx</b>	<b>99% d'aluminium au minimum</b>	<b>-</b>
<b>Série 2000</b>	<b>2xxx</b>	<b>Cuivre (Cu)</b>	<b>Al<sub>2</sub>Cu - Al<sub>2</sub>CuMg</b>
<b>Série 3000</b>	<b>3xxx</b>	<b>Manganèse (Mn)</b>	<b>Al<sub>6</sub>Mn</b>
<b>Série 4000</b>	<b>4xxx</b>	<b>Silicium (Si)</b>	<b>-</b>
<b>Série 5000</b>	<b>5xxx</b>	<b>Magnésium (Mg)</b>	<b>Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub></b>
<b>Série 6000</b>	<b>6xxx</b>	<b>Magnésium (Mg) et Silicium (Si)</b>	<b>Mg<sub>2</sub>Si</b>
<b>Série 7000</b>	<b>7xxx</b>	<b>Zinc (Zn)</b>	<b>MgZn<sub>2</sub></b>
<b>Série 8000</b>	<b>8xxx</b>	<b>Autres éléments</b>	<b>-</b>
<b>Série 9000</b>	<b>-</b>	<b>Non utilisé</b>	<b>-</b>

Tableau I-2 : désignation des alliages d'aluminium [I-2]

### **I.2.4. Etats métallurgiques : [I-5]**

#### **I.2.4.1. Etats fondamentaux :**

On peut obtenir des alliages d'aluminium sous divers états : recuits, écrouis, ou trempés et vieillis.

On désigne le plus souvent ces différents états par des symboles. Ces désignations s'appliquent aussi bien aux alliages corroyés qu'aux alliages de fonderie. On distingue cinq états fondamentaux symbolisés comme suit:

- **F** : état brut de livraison : ce symbole s'applique aux produits fabriqués par déformation plastique sans que soient particulièrement maîtrisés les taux de durcissement ou d'adoucissement par déformation ou traitement thermique éventuel.

- **O** : état recuit : c'est l'état le plus ductile. Il est généralement obtenu par le traitement dit de recuit, ce traitement n'étant suivi d'aucun écrouissage, même par planage ou dressage.

- **H** : état écroui et éventuellement partiellement adouci : ce symbole s'applique aux produits durcis par déformation avec ou sans maintien ultérieur à une température suffisante pour provoquer un adoucissement partiel du métal.

- **W** : état trempé non stabilisé : c'est un état métallurgique instable : il s'applique aux alliages qui ont subi une mise en solution suivie de trempe et qui continuent d'évoluer à la température ambiante.

- **T** : état durci par traitement thermique : les traitements thermiques considérés sont des combinaisons de tout ou une partie des traitements de mise en solution, trempe, maturation, revenu avec application éventuelle de déformations plastiques.

#### **I.2.4.2. Subdivisions de l'état T : [I-2] [I-3] [I-5]**

Les subdivisions de l'état T sont représentés dans les figures (I-1) et (I-2). Le symbole T est toujours suivi d'un ou de plusieurs chiffres.

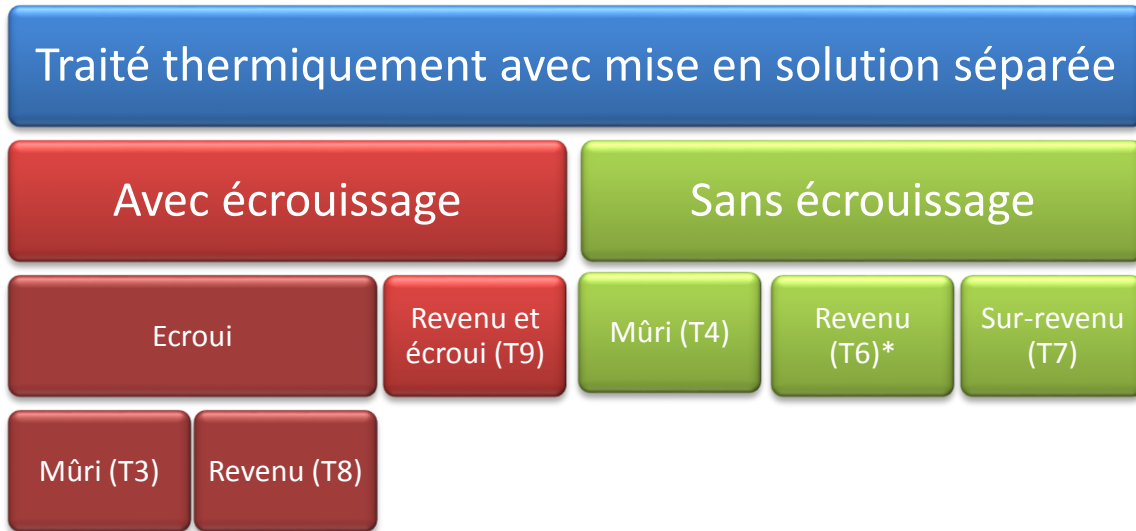


Figure I-1 : subdivisions de l'état T (Traité thermiquement avec mise en solution séparée)

Avec : \* : Un second chiffre associé correspondant à des états déterminés ;

T61 : Revenu peu poussé afin de conserver une ductilité plus grande que celle de l'état revenu normal : revenu doux ;

T66 : Revenu procurant une résistance mécanique plus élevée que celle de l'état revenu normal.

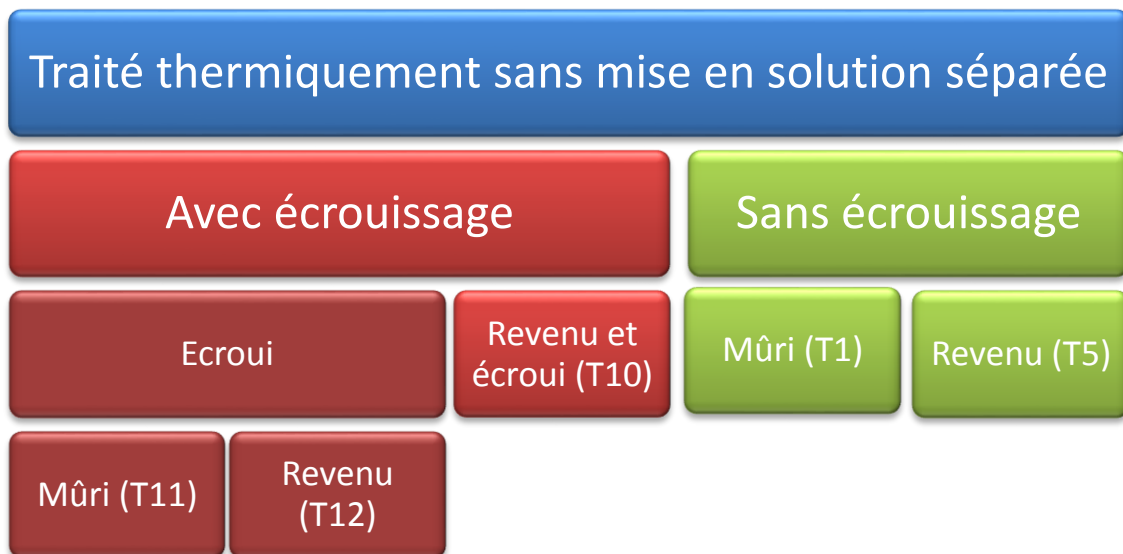


Figure I-2 : subdivisions de l'état T (Traité thermiquement sans mise en solution séparée)

### **I.3. Alliages de la série 7XXX :**

Les alliages de cette série comportent comme principaux éléments d'addition les éléments Zn, Mg et Cu, et sont avec les alliages de la série 2000 (Al-Cu) les alliages d'aluminium présentant les plus hautes caractéristiques mécaniques.

Étant donné la faible densité de l'aluminium, ces alliages sont naturellement destinés aux applications nécessitant des propriétés mécaniques élevées pour un moindre poids, et pour lesquelles le prix n'est pas le seul argument déterminant.

L'assemblage classique des tôles fines par rivetage induit une augmentation de masse et des concentrations de contrainte néfastes. C'est pourquoi le soudage a été élu comme une meilleure alternative pour résoudre ces problèmes, tandis que ces alliages sont difficiles voire impossibles à souder par les procédés de soudage par fusion, à cause des défauts de soudures, comme (les porosités, les fissurations, etc...) et la modification de l'état de précipitation dans ces alliages à durcissement structurelle.

#### **I.3.1. Principe de précipitation et du durcissement structurelle dans la série 7XXX :**

L'aluminium étudié dans ce mémoire est l'A7075 T6, comme il a été cité auparavant qu'il est un alliage à durcissement structurelle. Cela signifie que ses propriétés mécaniques sont contrôlées par l'état de précipitation dans la matrice. Cet état de précipitation, généralement décrit par la taille moyenne des précipités, la fraction volumique et la distribution de tailles, qui est lié à l'historique thermique du matériau. Cette section a pour but d'expliquer le phénomène de précipitation ainsi que le durcissement structural qui en résulte.

En général le phénomène de précipitation consiste en la décomposition d'une solution solide sursaturée en un mélange de deux phases de composition différente. Dont l'une a une structure proche de la phase initiale (la matrice, ou phase mère) et l'autre est généralement dispersée à l'intérieur de la matrice est appelée précipité. [I-6] [I-7]

##### **I.3.1.2. Types de précipités :**

###### **Cohérents :**

Ces précipités forment une interface cohérente avec la phase mère, c'est-à-dire que le plan d'atome constituant l'interface, indépendamment de la nature chimique de ces précipités, est



commun avec les deux phases. Une condition nécessaire pour la cohérence est que deux cristaux possèdent des plans cristallographiques dans lesquels la configuration et l'espacement des atomes soient identique ou presque identiques (Figure I-3-b).

**Incohérents :**

Ces précipités forment une interface avec la matrice à travers laquelle il n'existe aucune continuité de réseau cristallin. La structure et la composition changent brusquement d'une phase à l'autre adjacente (Figure I-4-b).

**Semi-cohérents :**

Ce type de précipité constitue une interface entre les précipités et la matrice. Il constitue une région de cohérence totale, séparée par des réseaux de dislocation (Figure I-4-a). [I-9]

**I.3.2. La séquence de précipitation dans la série 7XXX :**

La séquence de précipitation communément admise pour les alliages d'aluminium de la série 7XXX est :

Solution solide sursaturé (SSS) → zones GP → Phase métastable  $\eta'$  → Phase stable  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ) [I-5] [I-9] [I-10] [I-11]

Dans un alliage de la série 7XXX, la composition de la phase stable, appelée phase  $\eta$ , est  $\text{MgZn}_2$ .

Pour obtenir la précipitation de phases  $\text{MgZn}_2$  dans l'alliage considéré est d'effectuer un traitement de mise en solution suivi d'une trempe, puis une maturation et un revenu [I-9] [I-10] [I-12].

Pour le 7075-T6 la température de mise en solution est  $465^\circ\text{C}$  pour 1 heure. Une trempe à l'eau à une température maximale de  $40^\circ\text{C}$  et un vieillissement artificiel pendant 12-16 heures à une température de  $135^\circ\text{C}$ . [I-12]

### I.3.3. Mécanismes de précipitation dans la série 7XXX :

Lors de la mise en solution, seule la phase alpha est présente. Le refroidissement rapide obtenu grâce à la trempe permet de conserver à température ambiante la solution solide sursaturée en Mg, Zn et en lacunes. Cet état, qui est une solution solide de substitution, est représenté dans la figure I-3-a.

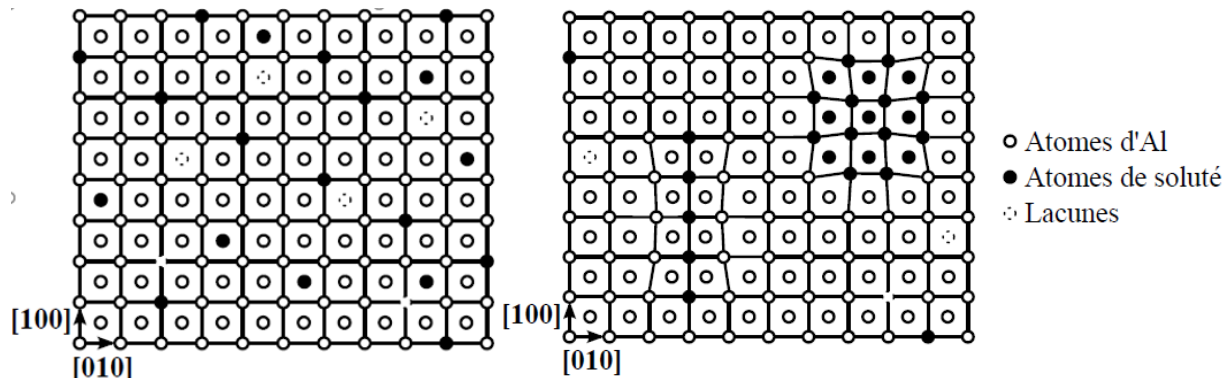


Figure I-3 : (a) représentation d'une solution solide sursaturée (b) représentation des zones de Guinier-Preston dans la matrice d'aluminium [I-13]

Ensuite, lorsque l'alliage est à température ambiante, il est dans sa phase de maturation. La solution solide sursaturée est métastable. Elle se décompose et forme des petits amas de soluté en grande densité. Les amas ainsi formés sont appelés zones de Guinier-Preston. Elles sont placées de telle manière que la continuité du réseau cristallin soit assurée, comme le montre la figure (I-3-b).

Il s'agit donc de précipités cohérents. La présence de ces zones GP induit des distorsions élastiques de la matrice. Suivant l'alliage considéré, ces zones peuvent être de différentes formes. Dans le cas des alliages Al-Zn-Mg, elles sont sphériques et cisailables par des dislocations. [I-7] [I-9] [I-10]

La phase  $\eta'$  qui est métastable apparaît aux températures intermédiaires (typiquement 120°C-180°C). Elle se précipite sous la forme de plaquettes sur les plans de l'aluminium, lors d'un traitement de revenu. Dans le cas des alliages de la série 7XXX, il est généralement considéré que la phase  $\eta'$  est la plus durcissante. [I-10] La phase métastable  $\eta'$  est fondamentale car elle confère à l'alliage sa plus grande limite d'élasticité. [I-5]

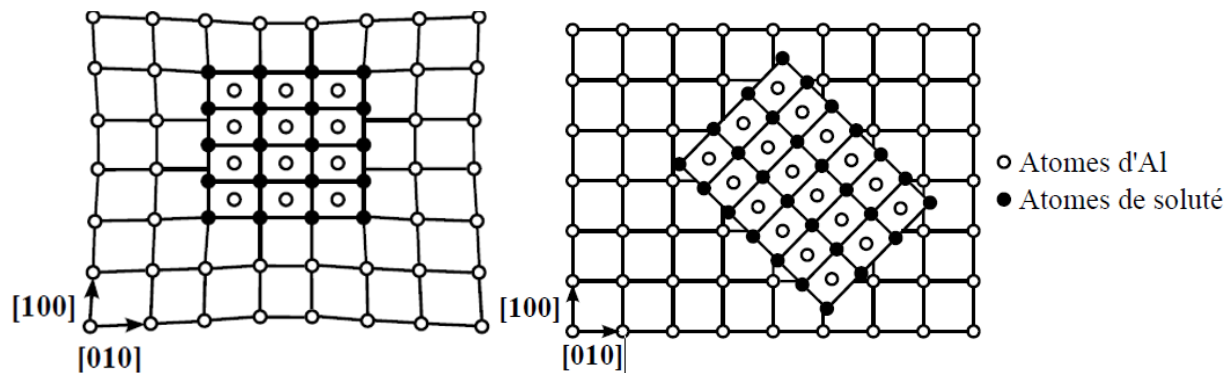


Figure I.4 : (a) représentation de la phase  $\eta'$  dans la matrice d'aluminium, (b) : représentation de la phase  $\eta$  dans la matrice d'aluminium [I-13]

Si un traitement de revenu assez long est effectué, il y a précipitation du composé intermétallique d'équilibre  $\eta$  de composition  $MgZn_2$ . Cette composition a une structure hexagonale de paramètres de maille = 0,515 à 0,523 nm et  $c = 0,862$  nm. Sa température de solubilité est d'environ 370°C. C'est une phase généralement incohérente avec la matrice mais qui est semi-cohérente lorsqu'elle est de petite taille comme le montre la figure (I-4-b). [I-11] Cette phase est composée de nombreuses variantes, ayant différentes relations d'orientation avec la matrice, et qui sont liées à de nombreux sites de germination. Onze (11) orientations cristallographiques différentes de la matrice ont été rapportées et notées de  $\eta_1$  à  $\eta_{11}$ . [I-10] [I-5]

Il a été observé la présence d'autres phases dans les alliages Al-Zn-Mg-(Cu) citons : les dispersoïdes, et les phases constituantes qui sont stable à haute et à très haute température respectivement. [I-5]

#### I.3.4. Durcissement structural :

Pour améliorer les propriétés mécaniques d'un métal pur, le métallurgiste dispose de plusieurs méthodes qui, toutes consistent à créer des obstacles à l'intérieur du métal qui s'opposeront à la création de nouvelles dislocations ou au déplacement des dislocations existantes. [I-10] La précipitation d'une nouvelle phase à partir d'une solution solide sursaturée est la base du durcissement structural des alliages d'aluminium. [I-14]

### Contournement des précipités

Lorsque les particules sont plus dures que la matrice (solution solide résiduelle ou Al presque pur), les dislocations ne peuvent pas pénétrer les précipités. Elles sont obligées de les contourner (mécanisme d'Orowan figure I-5).

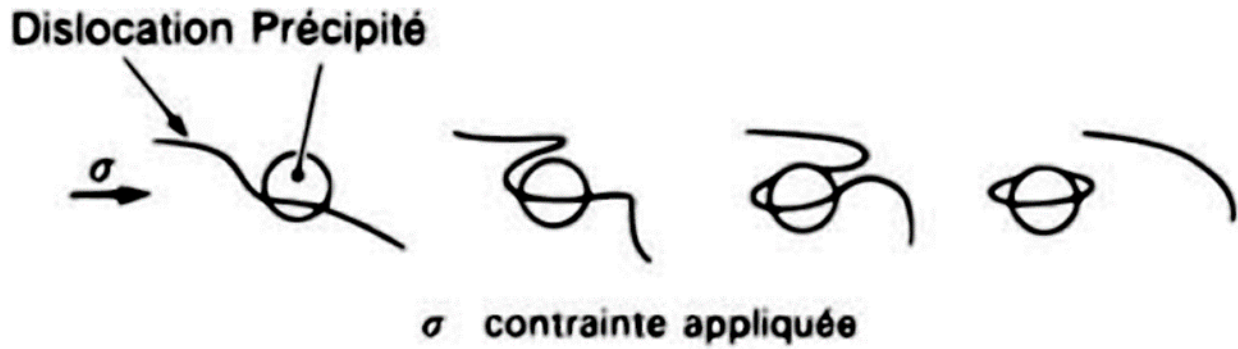


Figure I-5 : Contournement des précipitation mécanisme d'Orowan. [I-13]

### Cisaillement des précipités

Les zones GP naissant au début de la précipitation sont encore très petites et leur cohérence avec le réseau de la matrice permet un glissement sans déviation, sur un seul plan cristallographique. Elles cèdent au cisaillement (figure I-5) mais, leur résistance augmente avec leur taille et la progression de la transformation en particules semi-cohérentes ( $\eta'$ ) et incohérentes ( $\eta$ ). Le durcissement s'accroît jusqu'à ce que le contournement devienne compétitif et  $\tau_c = \tau_p$ . C'est dans cet état que le durcissement est optimal. En effet, le revenu prolongé provoque une coalescence des zones GP, et l'apparition d'autres phases avec des grains plus grossiers. Bien que cela fasse augmenter leur résistance, l'agrandissement de la séparation facilite le contournement et adoucit le métal (sur-vieillessement).

Y'en a d'autres mécanismes de durcissement que l'on peut observer dans les métaux citons :

- **Durcissement par effet de taille des grains :**

Les métaux possédant des grains de petite taille ont une limite d'élasticité plus élevée.

Cet effet est décrit par la loi de Hall-Petch qui relie la limite d'élasticité à la taille de grains  $d$  :

$$\sigma_c = \sigma_0 + K/\sqrt{d} \dots\dots\dots I.1$$

Où  $\sigma_c$  désigne la contrainte critique,  $d$  est la taille des cristallites et  $\sigma_0$  et  $k$  sont des constantes.

- **Durcissement de solution solide :**

Ce durcissement est dû à la force de freinage exercée par les atomes de soluté sur les dislocations. Ce durcissement peut provenir de plusieurs types d'interactions :

- Effet de taille : interaction élastique entre l'atome de soluté et la dislocation due au fait que l'atome de soluté modifie localement le paramètre de maille,

- Effet de module d'élasticité : la différence entre les constants élastiques du soluté et du solvant entraîne une force d'obstacle au passage de la dislocation, et donc un durcissement.

- **Durcissement d'écrouissage :**

L'écrouissage est un durcissement du matériau suite à une déformation à froid, lors de laquelle de nombreux défauts sont introduits en particulier une forte densité de dislocations, l'énergie interne du matériau écroui est supérieure à celle du matériau non écroui et l'écrouissage induit une nouvelle orientation préférentielle du matériau et une nouvelle texture. Ce durcissement est celui qui provient de l'accumulation de dislocations pendant la déformation ou la transformation de phases. [I.13]

### II.1. Introduction :

Le procédé de soudage par friction malaxage « SFM » ou « FSW » (Friction Stir Welding) a été développé par « The Welding Institute » en 1991 Mishra et al. (2005) [II-1]. Ce procédé de soudage est un soudage en phase solide permet d'assembler des matériaux sans apport de matière ni fusion du métal. Il peut donc s'appliquer à des matériaux jugés difficilement soudables comme les alliages d'aluminium des séries 2000, 6000 et 7000. [II-2]

### II.2. Principe :

Le principe du soudage consiste à assembler deux tôles qui sont bridées soit bord à bord, soit à une faible distance l'une de l'autre. L'outil est composé d'un épaulement et d'un pion.

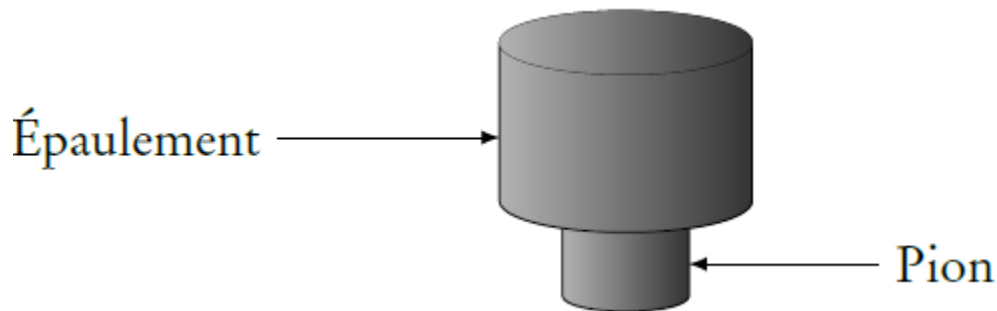


Figure II-1 : Forme générale d'un outil SFM.

Il existe différentes géométries de pion (cylindrique, conique, fileté) dont les principales caractéristiques sont représentées à la Figure (ci-dessous).

Tool	Cylindrical	Whorl™	MX triflute™	Flared triflute™	A-skew™	Re-stir™
Schematics						
Tool pin shape	Cylindrical with threads	Tapered with threads	Threaded, tapered with three flutes	Tri-flute with flute ends flared out	Inclined cylindrical with threads	Tapered with threads

Figure II-2 : Présentation des différentes géométries possibles d'outils. [II-1] [II-2]

L'outil est mis en rotation avec une vitesse donnée, afin de le plonger verticalement dans la matière sous une force verticale bien définie, le pion entre en contact avec la surface des tôles à assembler. La chaleur générée par le frottement pion-matière provoque un ramollissement local de la matière et permet la pénétration du pion jusqu'à ce que l'épaule entre en contact avec la surface des pièces. La 2eme étape consiste à préchauffer la pièce pendant un temps appelé Dwell time, afin de générer l'apport de chaleur nécessaire pour obtenir une matière à l'état pâteux au voisinage de l'outil. Cet intervalle de temps dépend des matériaux à assembler (il faut au moins atteindre des températures de forgeabilité des matériaux de base), des épaisseurs et des configurations d'assemblage. L'échauffement est provoqué par le frottement de l'outil sur les pièces (Figure II-3-a). Après une phase de stabilisation de la température, l'outil se déplace latéralement le long des deux plaques à une vitesse appelé vitesse d'avance, Par un mécanisme combiné d'extrusion par le pion et de forgeage par l'épaule, le cordon est réalisé de proche en proche. Une nouvelle structure métallurgique commune aux deux matériaux est formée grâce à des phénomènes de restauration-recristallisation (Figure I-3-b). A la fin du cordon, l'outil remonte verticalement et termine ainsi la soudure (Figure I-3-c). [II-1] [II-2] [II-3] [II-4]

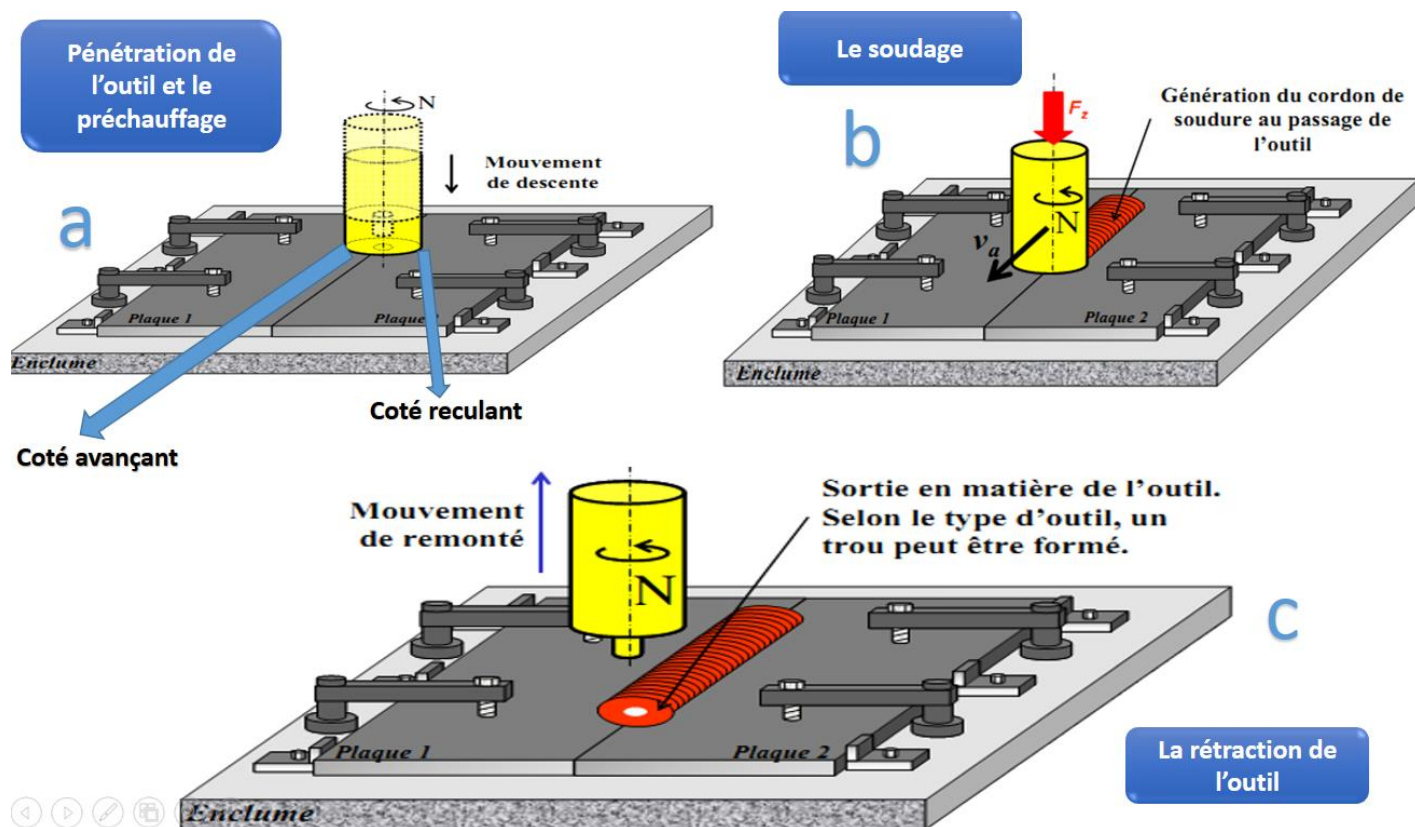


Figure II-3 : Schématisation des différentes étapes du soudage par FSW

### II.3. Avantages et inconvénient du procédé :

Mishra et al. [II-1] Classent les avantages du procédé FSW en trois groupes : avantages métallurgiques (procédé en phase solide, faible distorsion de la pièce, taille de grain fine, faible fissuration, et avec des paramètres optimaux 'pas de défauts de soudures'), des avantages environnementaux (se dispenser des gaz de protection et les dissolvant, acquitter le besoin de nettoyer les surfaces), avantages économique (réduction de la quantité de matière utilisé, consommation réduite d'énergie, moins de consommation en carburant des véhicule par la réduction du poids).

### II.4. Microstructure du joint soudé

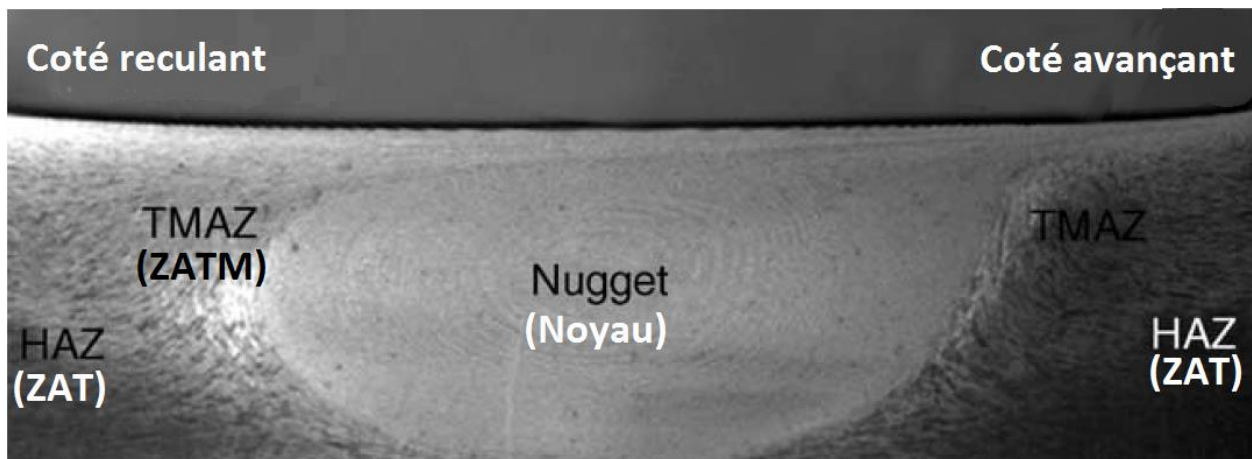


Figure II-4 : micrographie des différentes zones microstructurales d'un alliage A7075-T651

Mishra et al. [II-1]

a) **Métal de Base (MB)** : au-delà de la ZAT, l'élévation de la température est insuffisante pour engendrer une quelconque transformation structurale.

b) **Zone Affectée Thermiquement (ZAT)** : zone adjacente à la zone fondue sur une largeur plus ou moins étendue qui a été soumise à l'élévation de température sans être portée à la fusion. Le chauffage, la composition chimique et la vitesse de refroidissement de cette zone génèrent des modifications plus ou moins importantes de la structure métallurgique.



c) *Zone Noyau (ZN)* : Suite à l'opération de friction/malaxage, la matière subit une très grande déformation plastique et une très importante élévation de température sans atteindre la fusion, c'est la région de recristallisation complète (fully recrystallized area) et c'est aussi la zone occupée précédemment par le pion d'outil FSW au cours de son mouvement.

d) *Zone Affectée Thermo-Mécaniquement (ZATM)* : cette zone encadre la zone noyau où le matériau subit une déformation plastique liée aux mouvements de la matière combinés à l'élévation de température. Dans le cas de l'aluminium, il est possible d'obtenir des déformations plastiques significatives sans recristallisation. La microstructure et les propriétés dans cette zone sont aussi changées. [II-3]

Pour un assemblage donné, la faisabilité du soudage dépend de la nature du ou des matériaux à joindre, de l'épaisseur des pièces à assembler et de la configuration du joint. En outre, l'utilisation d'une technologie d'assemblage telle que le FSW dans une application industrielle nécessite une connaissance adéquate des paramètres d'opération qui définissent les conditions dans lesquelles le soudage entre deux pièces est réalisé.

Un soudage par FSW engendre une détérioration dans les propriétés mécanique (tel que la micro-dureté, la résistance en traction ...), il va être communiqué dans les paragraphes qui suivent l'importance du choix de ces paramètres et leur influence sur la qualité du joint.

## **II.5. Paramètres du FSW :**

L'utilisation d'une technique d'assemblage telle que le FSW nécessite une configuration adéquate des paramètres opératoires qui définissent les conditions dans lesquelles le soudage doit être réalisé.

Les principaux paramètres du soudage FSW sont [II-1] :

- la vitesse d'avance du pion.
- la vitesse de rotation de l'outil.
- l'angle entre l'outil et la pièce.
- la géométrie de l'outil.
- l'état métallurgique de la pièce avant soudage.

Ces paramètres ont un grand impact sur l'apport de chaleur fourni au matériau et par conséquent des changements dans la microstructure de celui-ci. Mishra et al. (2005) [II-1] estime que les paramètres les plus importants dans ce procédé est le rapport entre la vitesse d'avance et la vitesse de rotation de l'outil, c'est pour cela les paragraphes qui suivent seront consacré à ces deux paramètres.

### **II.5.1. L'influence de la vitesse d'avance et la vitesse de rotation sur le joint soudé :**

La vitesse de rotation est généralement exprimée en tour par minute et la vitesse d'avance en mm par minute. Le choix de la valeur de ces deux vitesses est lié. Il est d'usage d'introduire le rapport suivant pour qualifier le soudage :

$$\text{(Vitesse de soudage)} / (\text{Rayon du pion} * \text{Vitesse de rotation}) \text{ [I-5] [II-4]}$$

Si ce rapport est très grand, on parlera de soudage froid car la chaleur dissipée par le frottement entre l'outil et les plaques ainsi que le malaxage de la matière n'introduiront pas des températures très élevées dans les pièces ; la température sera plus faible comparativement à un soudage optimal.

Au contraire, si ce rapport est faible, on parlera de soudage chaud car le malaxage et la chaleur dissipée par frottement seront élevée et engendreront de fortes températures.

Selon Mishra et al. [II-1] ces deux paramètres sont les plus importants, la rotation de l'outil résulte dans le malaxage du matériau autour du pion et la translation transporte le matériau remué du devant du pion vers derrière, plus la vitesse de rotation est grande plus la chaleur générée est grande.

Cet apport de chaleur affecte sensiblement les propriétés mécanique et métallurgique du joint soudé, plusieurs auteurs ont fait référence dans leurs études.

## Chapitre II : Le soudage par friction malaxage

Il faut différencier la notion du pic de température « Peak Temperature » (qui est la température maximale enregistré dans le joint soudé), et l'apport de chaleur « Heat Input » (qui est la quantité de chaleur générée et distribuée dans le matériau soudé).

Reynolds et al. (2005) [II-4] Le pic de température dans le centre du soudage est une complexe combinaison entre la vitesse de rotation et d'avance. Plus précisément, Mishra et al. (2005) [II-1] ont reporté que le pic de température augmente avec l'augmentation du rapport ( $\omega/v$ ). Comme il est montré dans la figure (II-5-b). La figure (II-5-c) montre que la vitesse d'avance a une influence insignifiante sur le pic de température tandis que l'augmentation de la vitesse de rotation augmente le pic de température.

Reynolds et al. (2005) [II-4] Plus la vitesse d'avance est grande plus la montée et la descente de la température est rapide durant le FSW. Ceci résulte à un apport de chaleur faible. R.Nandan et al. (2008) [II-5] ont eu la même observation.

Menhta et al. (2011) [II-6] Il a été conclu que pour des vitesses de rotation optimaux le pic de température a été enregistré entre un écart de 0.94 à 0.96 TS (432-446°C) ou TS est la température du solidus qui est à 476°C pour un alliage A7075-T6.

Puisque la distribution de la température influence directement la microstructure de la soudure, citons la taille des grains, le caractère des joints de grains, le grossissement et la dissolution des précipités, et la résultante des propriétés mécanique du joint, Mishra et al. [II-1] Il est important d'acquérir des informations sur la distribution de la chaleur pendant le FSW.

Mahoney et al. (1998) Ont établis un soudage de tôles en 7075-T651 avec une épaisseur de 6.35, et ont mesuré la distribution de la température pendant le procédé, la figure (II-5-a) montre que le pic de température se trouve à une zone adjacente du cordon. Les figures (II-5-c) et (II-5-d) montre que la température diminue en s'éloignant du centre de soudage.

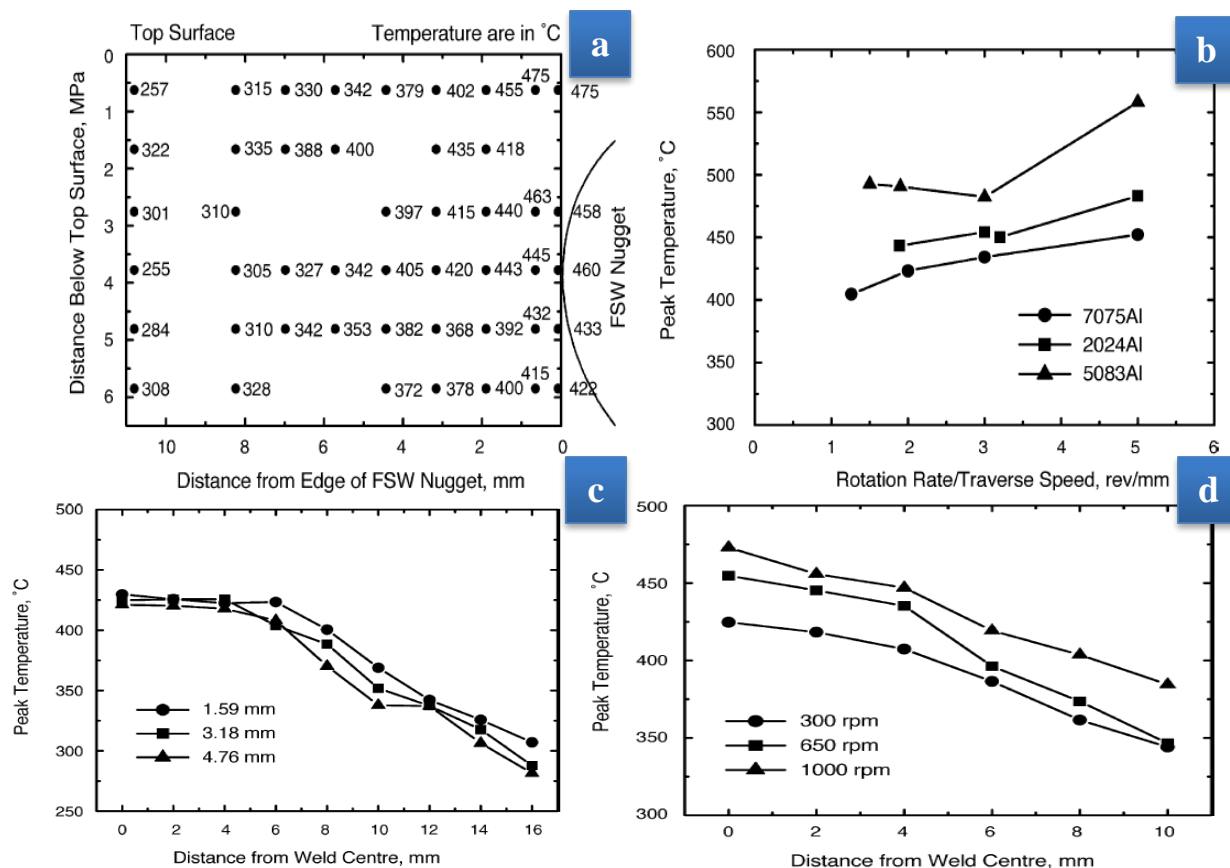


Figure II-5 : (a)-distribution de la chaleur durant le FSW [II-8], (b)-effet du rapport  $\omega/v$  sur différent alliages d'Al (c et d)-l'effet de  $\omega$  et  $v$  sur le pic de de température et sa distribution au long du joint soudé en FSW [II-1]

Mishra et al. [II-1] Ont reporté une variation de la taille des grains du centre vers la surface (au long de l'épaisseur de la pièce) et du centre du cordon vers le métal de base, qui est due à la distribution de chaleur qui est inégal dans tous les directions du matériau. Voir figure (II-5). Azimzadegan et al. (2010) [II-8] Ont montrés que la vitesse de rotation et d'avance affecte sensiblement la microstructure ainsi que le comportement mécanique du matériau soudé, alors qu'un raffinement de grains s'est produit lors d'un grand rapport  $\omega/v$ . Il a été remarqué qu'une zone de 1 mm n'a pas été affecté durant le soudage, une grande vitesse d'avance signifie un apport de chaleur minimal qui a causé une réduction de la profondeur du soudage. Cela signifie que la quantité de l'apport de chaleur joue un rôle prépondérant sur la forme de la zone déformé.

La taille des grains dans le noyau diminue avec l'augmentation de la vitesse d'avance, ce résultat a été conclus par : Mohammadi et al. [II-9], Sharma et al. [II-10] et Azimzadegan et al.

[II-8] cette augmentation raffine les grains à cause du taux de refroidissement rapide. Voir figure (II-6)

Tandis que la taille des grains dans le noyau augmente avec la vitesse de rotation. Car avec la diminution de la vitesse de rotation l'apport de chaleur diminue. Sharma et al (2012) [II-10]

A des vitesses de rotation élevée résulte en la diminution de la taille des grains, Azimzadegan et al. [II-8] ont expliqué que la recristallisation des grains est plus sensible au taux de déformation plastique qu'à la température de recristallisation. Car à des vitesses de rotation grandes, la température maximale est presque la même, d'où le taux de déformation augmente avec l'augmentation de la vitesse de rotation. La figure (II-6) montre que la moindre variation des paramètres de soudage change la taille moyenne des grains dans le noyau.

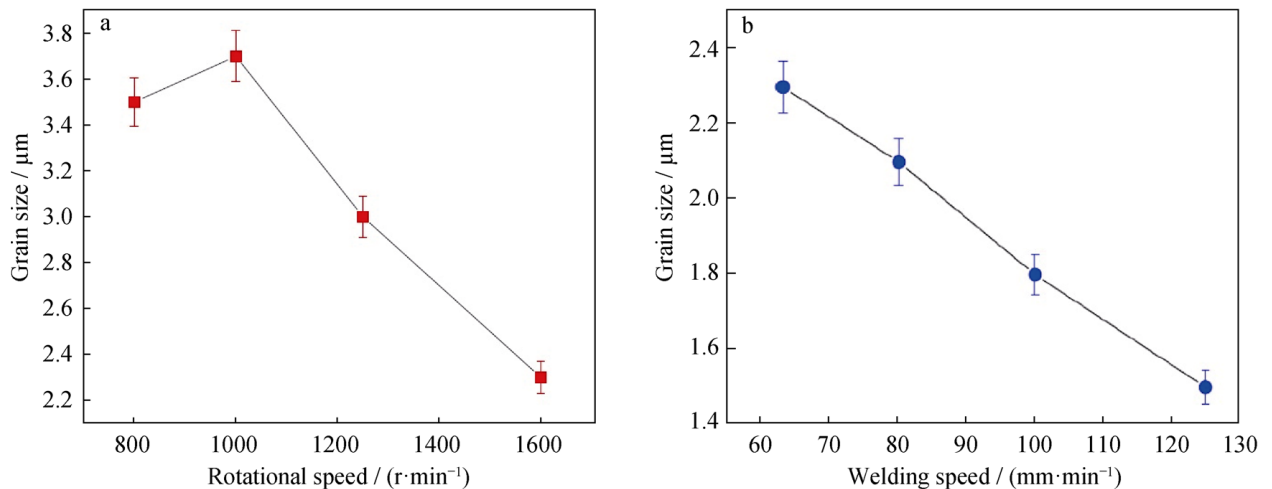


Figure II-6 : l'effet de la vitesse de rotation (à une  $V_{av}=63\text{mm/min}$ ) et la vitesse d'avance (à une  $\omega=1600\text{tr/min}$ ) avec un pion conique fileté sur la taille des grains au noyau.7075-T6

Mohammadi et al. (2016) [II-9]

Sharma et al. (2012) [II-10] pour un aluminium AA7010, une vitesse de rotation minimal induit une résistance en traction médiocre et une faible élongation. Il a été reporté ainsi que le pic de température augmente avec la vitesse de rotation, et le grand apport de chaleur mène en une distribution uniforme des  $\text{MgZn}_2$  dans le noyau et pour ce fait augmente les propriétés en traction des joints. Pour un aluminium A6061-T6.

La figure (II-7) montre la relation entre la coefficiente du joint avec l'apport de chaleur, avec des joints 7050 soudés en FSW, la coefficiente du joint augmente avec l'augmentation de l'apport de chaleur jusqu'à atteindre une valeur maximale, au-delà de cette zone optimale la

coefficiente diminue avec l'augmentation de l'apport de chaleur, De et al. [II-11] l'on expliqué que c'est dû peut-être au grossissement des précipités et que ça ne reste pas la seule raison.

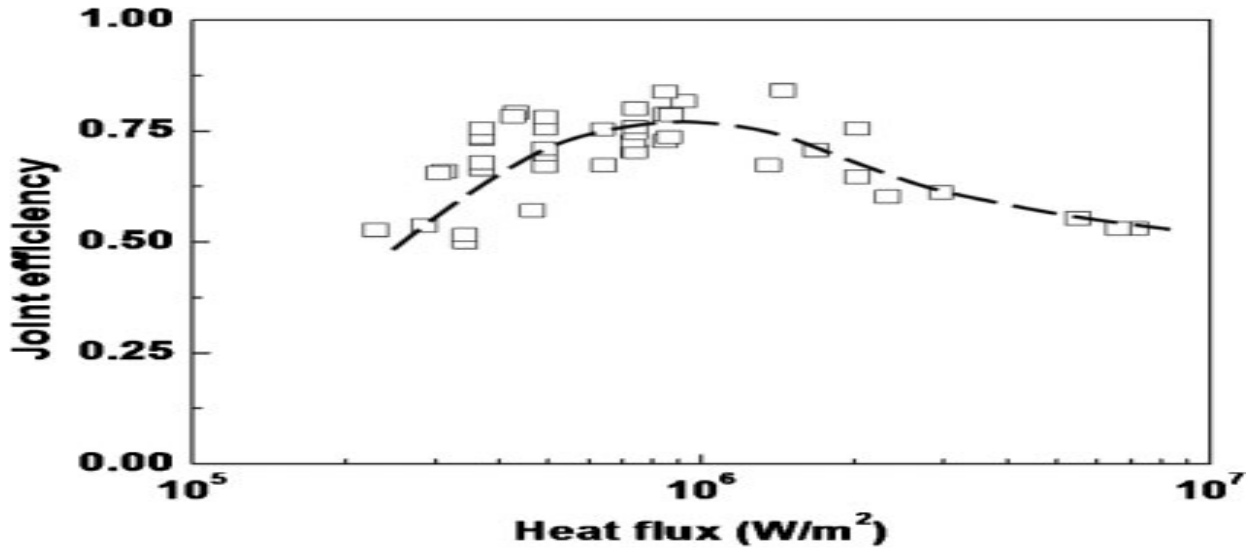


Figure II-7 : La variation de la coefficiente du joint avec le flux de chaleur dans L'FSW, pour des joints soudés en A7050. De et al. (2011) [II-11]

Azimzadegan et al. [II-8] ont assignés que pour une vitesse longitudinale donnée, il y a une vitesse de rotation optimale qui procure la plus grande résistance à la traction ainsi que l'élongation sur le joint soudé. Ces résultats sont présentés dans la figure ci-dessous.

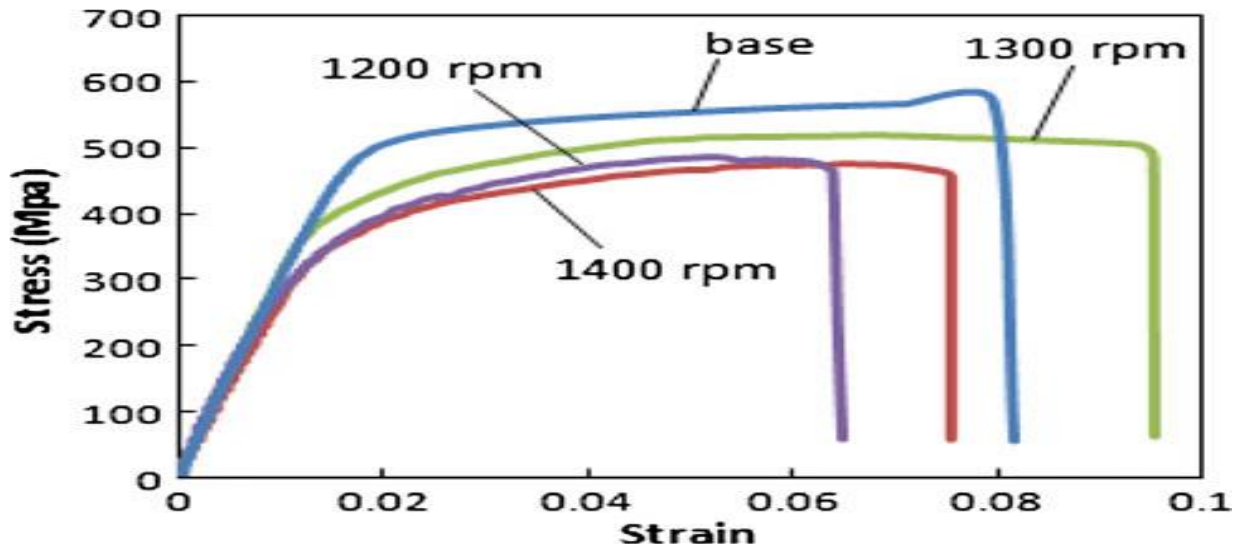


Figure II-8 : les différentes courbes de traction en fonction de la vitesse de rotation à une vitesse d'avance fixe (40mm/min) d'un alliage d'A7075-T6. [II-8]

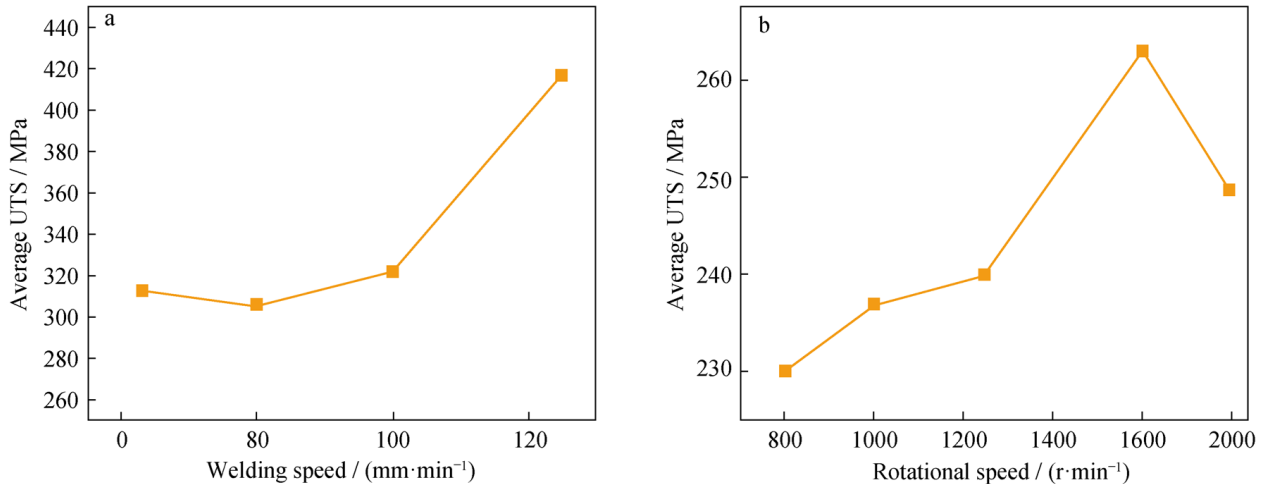


Figure II-9 : l'effet de la vitesse de rotation et d'avance sur la résistance maximale en traction. Mohammadi et al. [II-9]

L'effet des vitesses sur la micro-dureté ont été le sujet de plusieurs auteurs dans la littérature, dans la majorité des cas, les auteurs ont relié les chutes de micro-dureté dans la ZAT et le noyau à la dissolution, la re-précipitation, et le grossissement des précipités durcissant MgZn<sub>2</sub>.

İpekoğlu et al. (2014) [II-12] Ont soudés des tôles en 7075-T6 en variant le rapport des vitesses de soudage, les profils de micro-dureté ont montré que la perte de dureté a été maximal en utilisant ces paramètres (1000/150) à une valeur de 130 HV, par rapport aux vitesses optimaux qui sont (1500/400). Qui l'ont attribué à une différence des tailles des précipités durcissantes.

Feng et al. (2010) [II-13] a reporté que la profondeur de la zone LHZ a augmenté ainsi que la taille des grains (4.6 vers 6.7  $\mu\text{m}$ ) avec la diminution de la vitesse d'avance (du 400 à 100 mm/min), joints en 7075-T651. Hatamlah et al. (2010) [II-14] a exhibé que la valeur minimale de dureté sur le côté avançant et reculant sont les résultat d'un pic de température qui ont été optimaux pour le grossissement des précipités dans ces régions.

Le contrôle des paramètres de soudage (vitesse de rotation de l'outil et vitesse d'avance) permet de contrôler la température et le taux de mélange dans le joint et d'établir une zone opératoire dans laquelle la qualité des soudures est acceptable (figure II-10) [II-2].

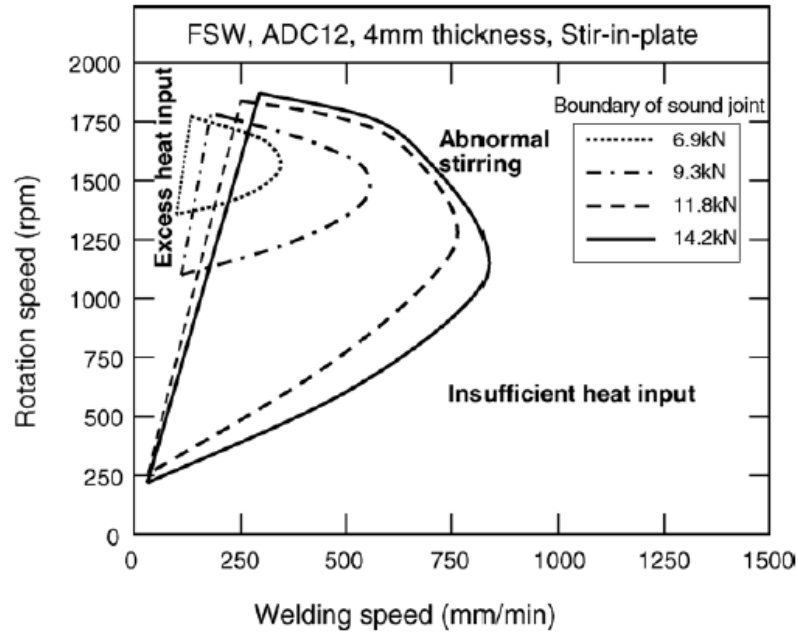


Figure II-10 : fenêtre opératoire pour assurer la bonne qualité d'un joint SFM. [II-2]

### II.5.2. L'angle entre l'outil et la pièce :

La rotation de l'outil pousse le métal vers la surface du joint. Une inclinaison de l'outil entre 2 et 4 degrés est nécessaire pour maintenir une quantité de métal suffisante dans la cavité de l'épaulement et pour permettre à l'arrière de l'outil de maintenir la compression nécessaire pour assurer la consolidation du joint (figure II-11), Mishra et al. [II-1]

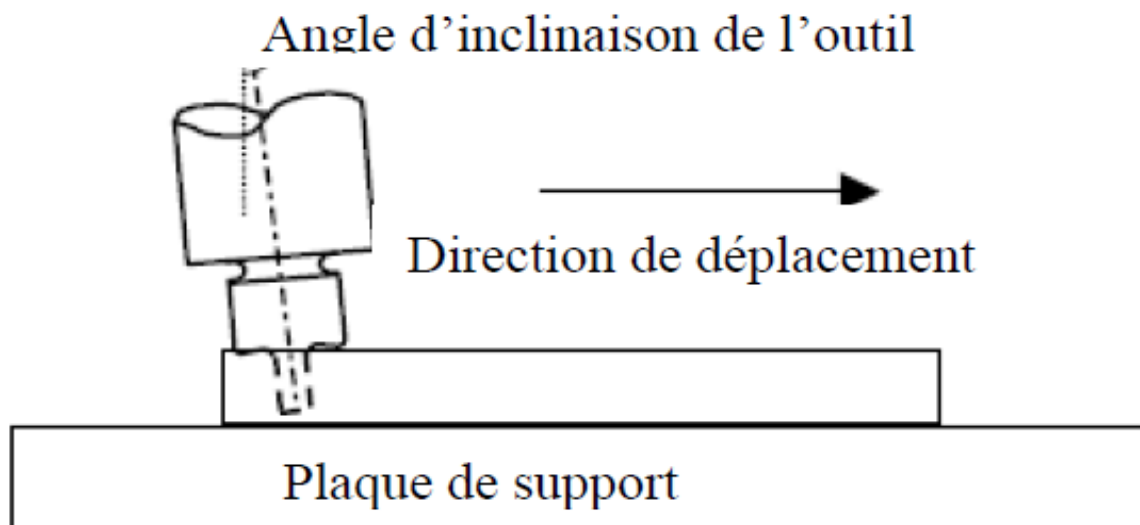


Figure II-11 : l'angle d'inclinaison de l'outil. [II-2]



### II.5.3. La géométrie de l'outil

L'outil utilisé dans le SFM a un rôle important dans le malaxage du matériau et assure la friction et son apport de chaleur dans le joint [II-15], [II-16]. Plusieurs études sont faites pour optimiser la forme de l'outil la plus convenable et celle qui donne des meilleurs résultats. Il existe une grande variété de géométries d'outil (voir : figure II-2). Les différences les plus remarquables sont sur le pion lisse ou fileté avec ou sans cannelures qui ont pour objectif la stimulation du flux de matière autour de l'outil.

Pour un bon assemblage du joint, la température à l'interface doit être grande pour assurer que la contrainte résistante du flux soit faible pour une déformation plastique adéquate. [II-17]

Celons Mehta et al. (2011) [II-6] La plus importante géométrie de l'outil dans un SFM est le diamètre de l'épaulement, qui est actuellement estimé par l'essais et l'erreur. Il a été étudié dans cette thèse, une combinaison entre la théorie et l'expérimental de l'influence du diamètre sur les cycles thermiques, le pic de température, la puissance requise, et le moment durant le soudage d'un AA7075-T6 ; Il a été utilisé un modèle 3D de transfert de chaleur et flux de matière.

Il a été observé que le pic de température augmente avec l'augmentation du diamètre de l'épaulement et la vitesse rotationnelle. Un large épaulement procure une large zone de contact, aboutissant à une grande friction qui résulte en une température élevée. Il a été révélé que l'épaulement à plus d'effet que la vitesse de rotation. Comme il est montré dans la figure (II-12).

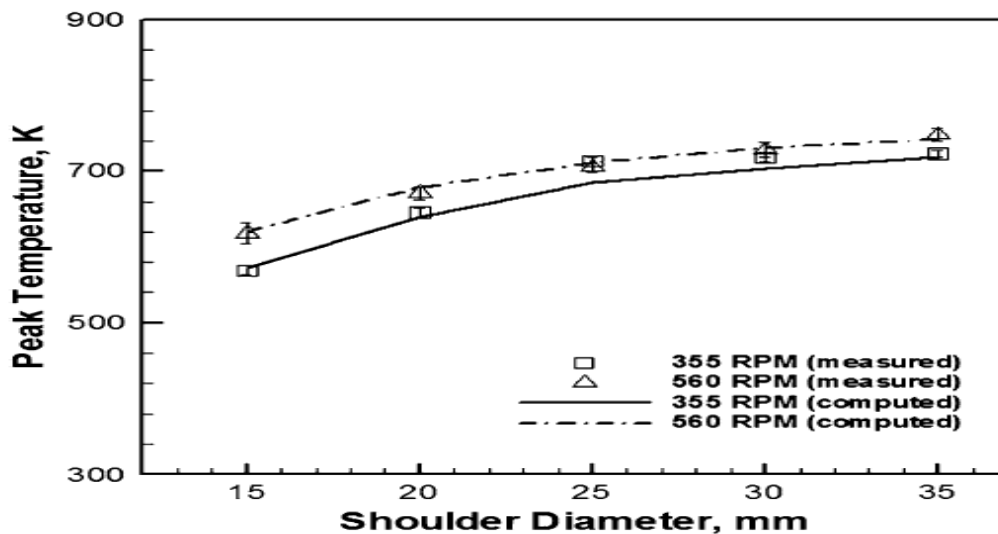


Figure II-12 : l'effet du diamètre de l'épaulement sur la température maximal à des différentes vitesses de rotation (mesuré et calculé). [II-6]

MISHRA et al. [II-1] A fait référence sur l'importance de quelques outils et leurs caractéristiques dans le procédé SFM, il a mentionné que l'outil nommé « Frustrum » déplace moins de matière que le cylindrique, « Whorl™ » réduit le volume du matériau déplacé par 60% tandis-que le « MX Triflute™ » réduit le volume par 70%. Le design de ces deux outils est supposé : (a) réduire la force du soudage (b) augmenter l'interface entre le pion et le matériau plastifié (c) donner un meilleur flux de matière ; il a été montré que des tôles de 50 mm peuvent être soudé par ces deux outils. Le « Flared- Triflute™ » and the « A-skew™ » sont supposés : (a) augmenter le ratio entre le volume balayé et le volume statique du pion, ceci améliore le chemin du flux autour et au-dessous du pion. (b) une meilleure destruction et dispersion des particules d'oxydes qui se trouvent sur la surface.

Yeni et al. (2008) [II-18] ont étudiés l'effet du pion fileté à gauche et à droite sur des tôles de 7075-T651. Le pion creux fileté à gauche résulte en une moyenne de taille des grains plus petite ainsi des propriétés mécaniques plus grand en comparant avec le pion creux fileté à droite, Zhengwei Li et al. (2016) [II-20] Ont conçus un pion qui été mi- fileté avec un diamètre de 3mm de l'extrémité à 6 mm à l'épaulement, ce dernier été de 15 mm de diamètre, sur un aluminium 2024-T4, l'apport de chaleur dans le mi- fileté été moins bon, le complètement fileté assurait un bon malaxage que le mi- fileté, néanmoins la morphologie de la fracture a été meilleure que le pion complètement fileté, et un meilleur accrochage mécanique. S.M. Bayazid et al. (2015) [II-20] Ont étudié l'effet du pion sur un alliage d'aluminium 7075, en utilisant trois profils différents il a été obtenus avec une  $\omega = 16000$  tr/min et 63 mm/min que le pion en forme carré rapporté des meilleurs résultats, qui a été sans défauts de soudure. La même conclusion a été assigné par Elangovan et al. (2007) [II-21] concernant la forme carrée pour l'A2219. Palanivel et al. (2012) [II-22] Le soudage hétérogène d'un AA5083-H111/ AA6351-T6 a donné la plus haute résistance de traction « 273 MPA » en utilisant un profil de forme carré et une vitesse de rotation de 950 tr/min, à des différentes vitesses de rotation et différente forme du pion (conique et cylindrique) des résultats différents ont été reporté, prouvant l'influence de ses deux paramètres sur le flux de matière malaxé et l'apport de chaleur et leurs conséquences sur l'intégrité des pièces.

Kumar et al. (2008) [II-23] Ont fait une investigation sur l'effet de l'épaulement sur des joints soudés en 7020-T6, la taille des grains dans le noyau, augmente avec l'augmentation du diamètre de l'épaulement, comme ce dernier augmente, la chaleur émise augmente, cette dernière augmente le taux de plastification du matériau et favorise la recristallisation.

## Chapitre II : Le soudage par friction malaxage

L'épaulement chanfreiné avec un pion qui a un bord conique a produit une meilleure qualité. Shah et al. (2016) [II-24] Ont constaté que plus le diamètre de l'épaulement est large plus la ZATM est plus large pour un AA7075-T651, qui est due à l'augmentation de la zone de contact entre l'épaulement et la pièce. Il a été assigné pour un paramétrage donné un diamètre optimal qui donne une meilleure coefficiente du joint et moins de pertes mécaniques du joint soudé. Rai et al. (2011) [II-25] Ont montré que le diamètre de l'épaulement est important car c'est lui qui génère le plus de chaleur, et qui saisit le matériau plastifié prévoyant le champ du flux de la matière. Le glissement et l'accrochage, les deux génèrent la chaleur, cependant concernant le flux de la matière seule l'accrochage est responsable. Pour un bon soudage FSW, le matériau doit être adéquatement bien adoucis pour se fluidifier et une prise adéquate par l'épaulement. La nature de la surface de l'épaulement est un aspect important pour le design de l'outil, Hirasawa et al. (2010) [I-25] Ont travaillé sur deux configurations d'épaulement convexe et concave, avec des pions qui sont cylindrique, conique, conique inverse et un triangulaire. Ils ont prouvé que le triangulaire concave provenait de meilleures propriétés.

Suresha et al. (2011) [II-27] Ont déterminé le profil du pion qui donne les meilleurs résultats en comparant le conique et le carrée sur des joints de 7075-T6 par la méthode « ANOVA ». Ils ont trouvé que le conique donnait une meilleure coefficiente du joint. Mohammadi et al. (2016) [II-9] Les résultats montrent que le profil du pion a un rôle majeur sur la forme et la taille des grains dans le noyau. Le pion conique fileté procure un plus large noyau et des grains plus fines ainsi que la résistance maximale à la traction, il a été reporté que cette dernière, augmente avec l'augmentation de la vitesse de soudage.

La variation de la taille moyenne des grains dans le noyau en fonction de la géométrie du pion, est représenté dans la figure (II-13). Il est ardent que la taille moyenne des grains change avec la géométrie du pion. Il est bien clair que la taille maximale des grains est attribuée au conique non fileté. Cette différence est reliée aux différents apports de chaleur générée.

N.Z. Khan et al. (2015) [II.28] ont investis sur l'importance du ratio  $D/d$  sur la résistance en traction d'un AA 6063-T6, une configuration non-approprié mène vers un malaxage inapproprié qui réduit significativement la résistance en traction, un ratio de 2.6 a rapporté le meilleur résultat en traction et 2.8 le plus faible. Tel que  $D$  est le diamètre de l'épaulement, et  $d$  le diamètre du pion.

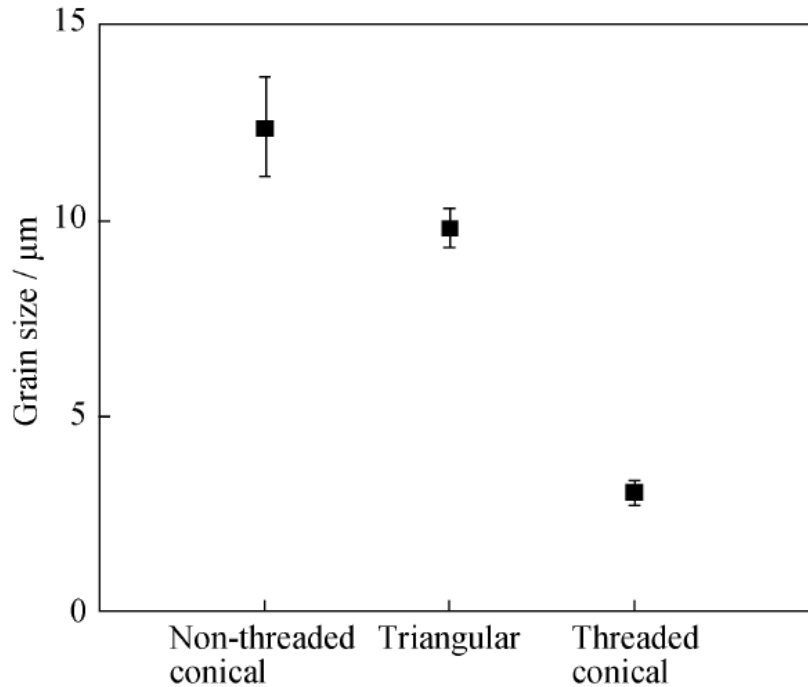


Figure II-13 : l'effet de la géométrie du pion sur la moyenne de la taille des grains dans le noyau, 7075-T6. Mohammadi et al. (2016) [II-9]

#### II.5.4. La force verticale exercée

À part la géométrie de l'outil et son influence sur l'apport de chaleur et le malaxage, et la nature du matériau soudé, La force axiale dans SFM décide le coefficient de la friction, et le degré du malaxage du matériau, dépend de la force axiale, l'apport de chaleur, et la tension exercé par le flux du matériau. Elangovan et al. (2009) [II-15]

Dans le SFM l'assemblage se fait quand deux surfaces fraîchement naissantes sont mises en contact au voisinage des forces interatomiques, La majeure préoccupation est la force nécessaire pour ramener ces deux surfaces à être au voisinage de forces interatomiques dans une large zone.

Un contact adéquat peut être mis au point par l'application d'un chargement hydrostatique de compression dans le noyau, qui est supérieur à la tension exercée par le flux de matière, puisque la tension exercée par le flux de matière diminue lors de l'augmentation de la température la force requise pour faire ce contact adéquat diminue, d'où la formation du joint soudé sans défauts requière l'utilisation d'une température et une pression hydrostatique optimaux.

Quand la force axiale augmente, ça engendre une augmentation de la pression hydrostatique et la température, il a été consigné qu'à de faibles forces, le flux de matière du côté avançant vers le côté reculant été insuffisant pour transporter la matière d'où l'apparition des défauts tel que les cavités, tunnel. [II-29]

Un manque de pénétration est le résultats d'une faible force axiale et vice versa, ce manque de pénétration est responsable de l'apparition de défauts appelé tunnels dans le joint soudé. [II-15]. Ces défauts affectent le comportement du matériau en traction. [II-29] [II-15]

Kumar et al (2008) [II-29] à une force axial faible, le joint présente une zone non remplie, cette zone disparaît avec l'augmentation de la force axiale, à une valeur égale à 8.2 KN, il a été montré qu'à des faibles valeurs de force axiale 4.0 et 6.7 KN la fracture lors du test de traction été dans le noyau, et à des forces supérieures à 7,4 KN la rupture a été à une région lointaine du noyau, la résistance à la traction à augmenter subitement à des valeurs supérieures à 6.7KN.

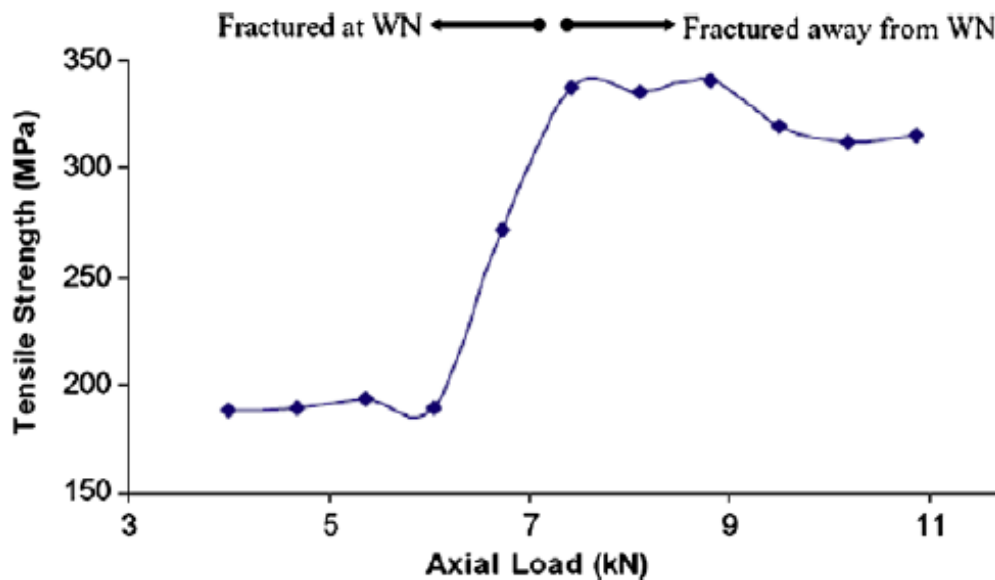


Figure II-14 : l'effet de l'effort axial sur les propriétés en traction d'un alliage d'A6061-T6.

Kumar et al 2008 [II-29]

## II.6. Défauts de soudures dans un joint soudé par FSW :

Un cordon de soudure FSW peut comprendre un ou plusieurs types de défauts. L'origine de ces défauts n'est pas encore parfaitement connue. Les défauts peuvent être causés par un mauvais choix d'un ou plusieurs paramètres. Les défauts des joints soudés par FSW réduisent les propriétés mécaniques du joint. Ils peuvent être divisés en deux catégories : les défauts de surface qui sont visibles à l'œil nu (sillons et bavures excessifs) et les défauts à l'intérieur du joint dont la détection nécessite des efforts supplémentaires (cavités, couche d'oxyde résiduelle et manque de pénétration). [II-30]

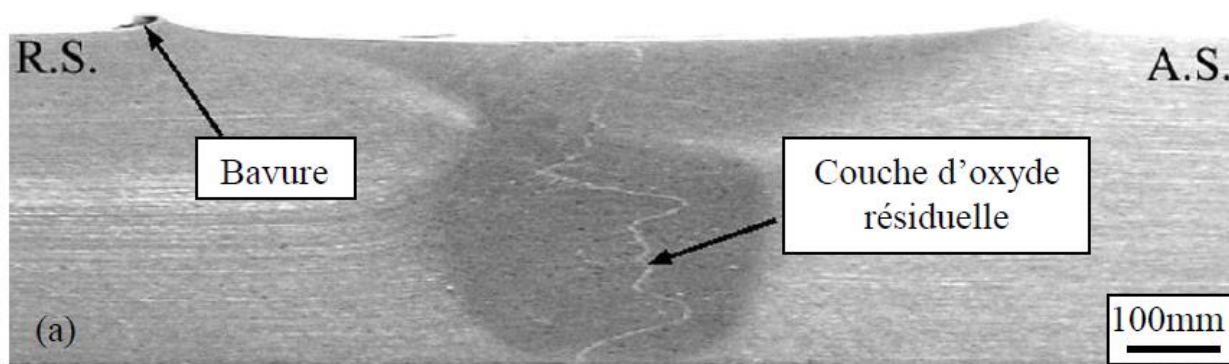


Figure II-15 : Coupe transversale dans un joint FSW qui montre les bavures et les lignes d'oxydes [II-30]

La génération de la chaleur joue un rôle important dans le SFM, surtout en soudant les alliages à durcissement structuraux comme le 2000 et 7000, un apport de chaleur minimale résulte en défauts comme des tunnels et des cavités. Shah et al. 2016 [II-24]

İpekoğlu et al. (2014) [II-12] a fait varier les vitesses d'un souage AA7075, et il a été constaté que pour une vitesse de (1500/400) a favorisé la formation des défauts qui ont été la cause de l'appauvrissement de la résistance du joint, due à un apport de chaleur insuffisant. En effet Azimzadegan et al. (2010) [II-8] a indiqué qu'à un bon ajustement de vitesses, (1300 tr/min) a donné naissance à un soudage sans défauts, alors qu'à d'autres vitesses il a été observé l'apparition de défauts, comme les cavités et les tunnels. Qui ont causé une détérioration des propriétés mécaniques dans le noyau. Figures (II-16) et (II-17). Shen et al. (2013) [II-31] et Rai et al. (2010) [II-25] ont associé les différences de formes de ces cavités à un flux de matière insuffisant ou mal choisis.

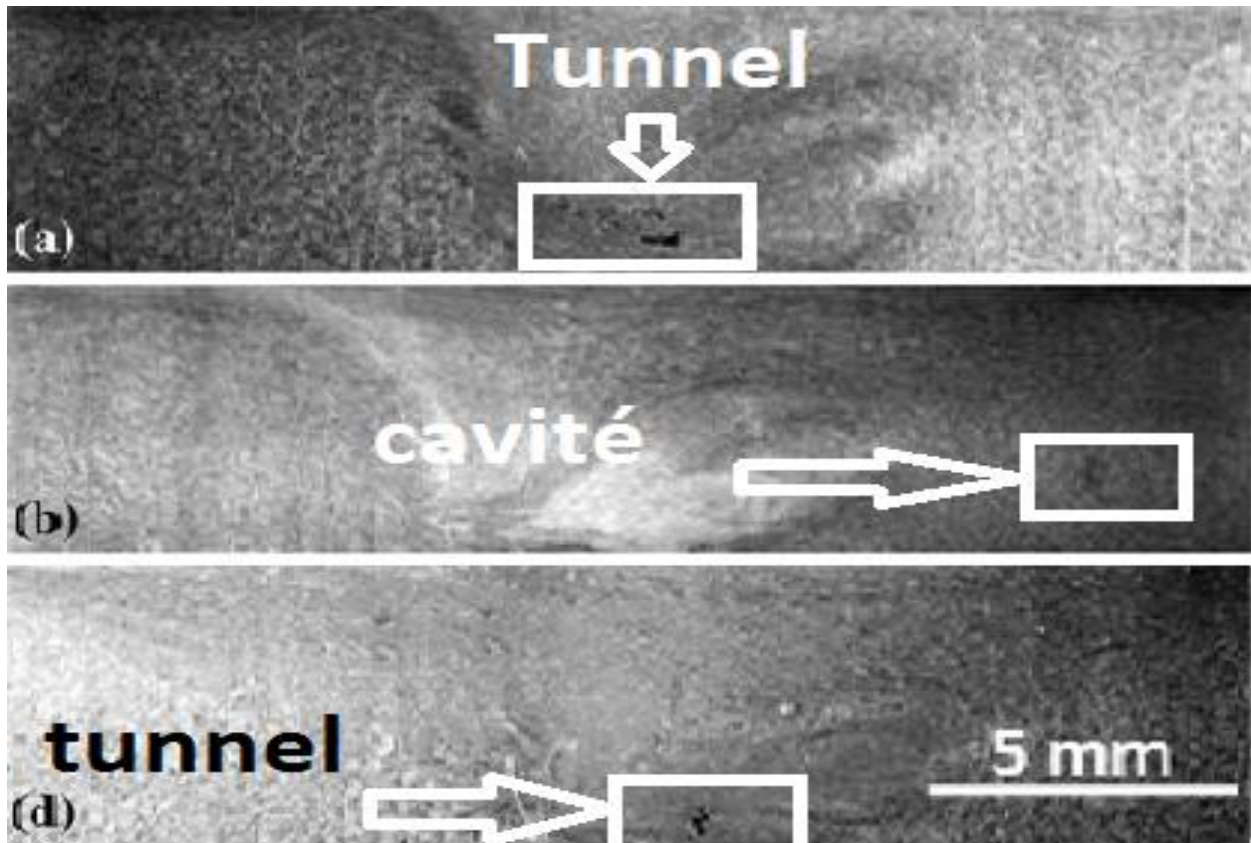


Figure II-16 : Effet de la vitesse de rotation sur le cordon de soudure à une vitesse d'avance de 40mm/min et une vitesse de rotation de (a)1000(b) 1200, (d) 1400 tr/min d'un alliage AA7075 soudé en SFM. Azimzadegan et al. (2010) [II-8]

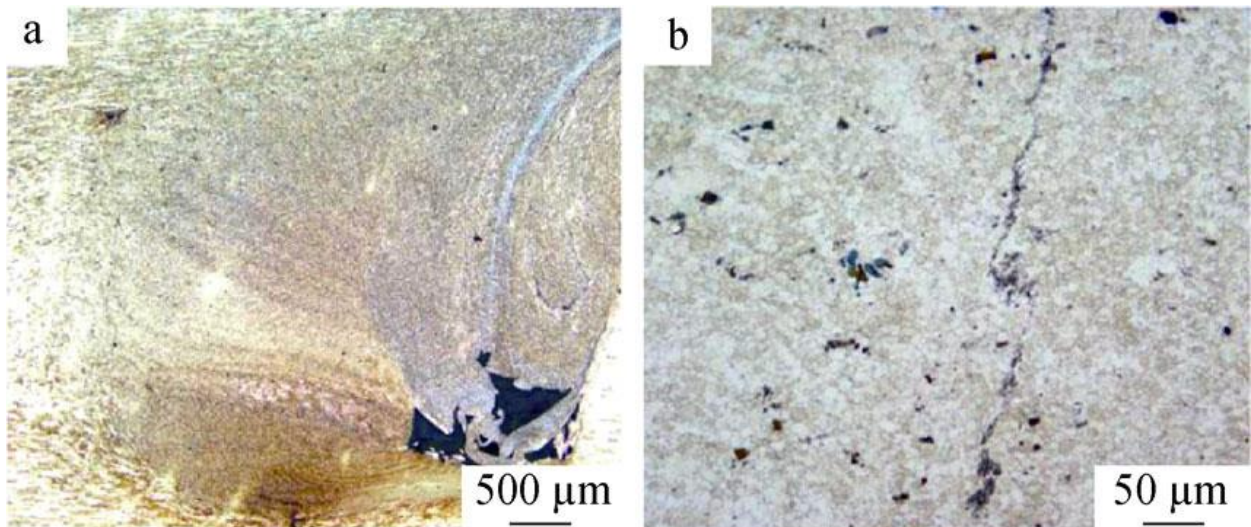


Figure II-17 : Macrostructure **a** et microstructure **b** d'un joint soudé en SFM avec les paramètres (800tr/min/125mm/min) d'un alliage AA7075-T6. Mohammadi et al. (2016) [II-9]

L'initiation des cavités, la taille des cavités ou communément appelé « wormesholes » grandit avec l'augmentation de la vitesse d'avance. Sharma et al (2012) [II-10] et Nandan et al (2008) [II-32] A cause d'un flux de matière inadéquat vers le centre du joint. Un ajustement adéquat du rapport entre la vitesse de rotation et d'avance est indispensable, il a été reporté qu'un grand rapport favorise la formation des cavités.

La majorité de la quantité de chaleur générée se trouve à l'interface de l'épaulement et la pièce. Une hétérogénéité de génération de chaleur à cette interface amène à la formation des sillons de taille excessive à cause d'un excès d'échauffement de cette surface. Nandan [II-32]

Dans le soudage SFM de l'AA5083 la taille des cavités formés Durant le processus a augmenté proportionnellement avec l'augmentation du diamètre du pion et de l'angle d'inclinaison. L'augmentation de l'angle d'inclinaison plus de 1 augmente la chaleur générée, et diminue la résistance du joint.

Il est clair qu'il y'a une profondeur critique de pénétration de l'épaulement, car augmenter la pénétration résulte en une augmentation de la pression verticale (chaleur générée). Il est clair qu'a une grande pénétration de l'épaulement les bavures sont grands et a une petite pénétration un manque de pénétration est formé. D'après Mohammadi et al. [II-9] la profondeur de pénétration de l'outil à un grand effet sur l'apparition des défauts dans le SFM.

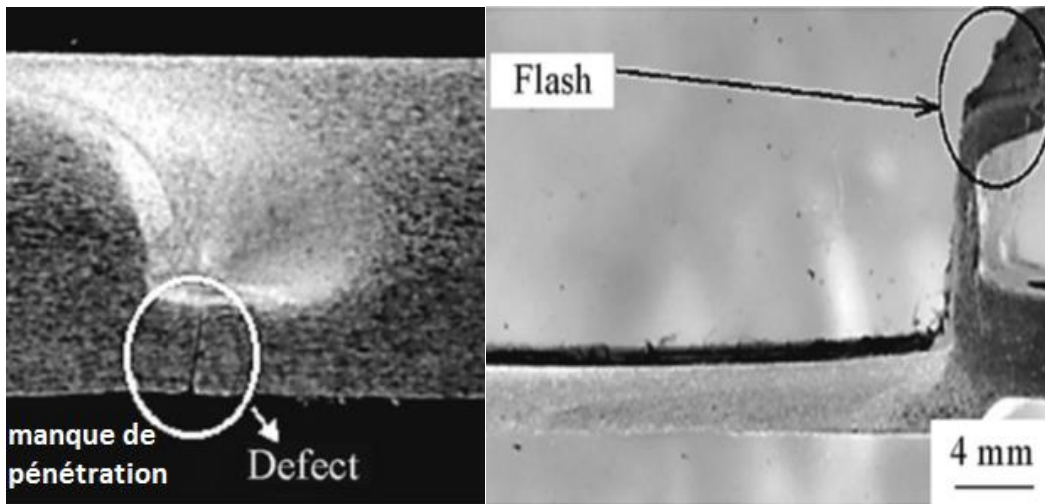


Figure II-18 : Macroscopie des défauts formé à une faible et grande pénétration de l'épaulement d'un alliage 7075-T6. Mohammadi et al. [II-9]



## Chapitre II : Le soudage par friction malaxage

La formation du Flash (Bavure) lors du soudage par friction malaxage est le fruit d'un processus chaud, comme l'outil tourne à une grande vitesse de rotation. Pour ce fait une chaleur excessive est générée ; thermiquement ça adoucit le matériau qui est adjacent à l'épaulement et expulse une grande quantité de volume du matériau en forme de flash.

Kah et al. (2015) [II-33] a reporté qu'une chaleur excessive causé par la friction est la cause de l'adoucissement du matériau et la formation du flash, ainsi que la grande pression exercée par l'outil qui est responsable aussi d'une grande injection de la matière. Une longueur du pion inappropriée ou le changement de l'épaisseur d'une plaque le long du joint et ou le flambement des tôles peuvent produire un manque de pénétration. Quand la profondeur du pion est très grande, le flash peut se former dans la racine du cordon. Et à une configuration où on a un large angle d'inclinaison, le flash se forme au côté reculant.

Mohammadi et al. (2016) [II-9] a étudié l'effet de la géométrie du pion sur l'apparition des défauts, et a constaté qu'avec le pion conique fileté avait de meilleurs résultats en l'essais de traction, qui est peut-être lié à un raffinement meilleur de grains dans le noyau, et ainsi il a montré que l'absence du filetage n'améliore pas le malaxage du matériau, et en occurrence l'apparition des défauts.

Finalement il est important de remarqué qu'à des vitesses de rotation élevé (1600 tr /min) a été appliqué, des cavités ont été formés.

Feng et al. [II-13] a établis des soudures en A7075, il a assigné qu'une rupture par fatigue est arrivée l'amorcement de la fissure a été localisé sur la surface au voisinage des bavures (Flash).

À une grande vitesse d'avance, ou à une vitesse de rotation petite, le malaxage est médiocre, qui va présenter une destruction partielle des oxydes d' $Al_2O_3$ , et un apport de chaleur faible qui retarde la plastification du matériau, ce faible flux cause la présence des particules d'oxydes démolis, qui ont une forme de ligne en zigzag sombre, ou communément appelé le « kissing bond ». kumar et al. [II-29] sharma et al. [II-10] kah et al. [II-33]

Sharma et al. [II-10] Ont conclus que dans le cas d'un apport de chaleur grand un malaxage suffisant cause une large distribution des oxydes par rapport à un apport de chaleur petit. Pour cela aucune ligne de Zigzag n'a été observé. Pour des soudages faits par ces paramètres (75-120 mm/min et 635 rpm), ces défauts ont causé l'initiation de la rupture durant l'essais de traction.

## Chapitre II : Le soudage par friction malaxage

Les « zigzag lines » affecte directement le comportement en fatigue des joints soudés plusieurs auteurs ont fait référence :

Di et al. (2007) [II-34] ont étudié le comportement en fatigue des joints soudés en 7075-T6, et spécialement l'influence du Zigzag sur la fatigue de la racine du cordon de soudure.

Il a trouvé que la plupart des échantillons soudés en SFM se sont fracturer à une localisation ou le zigzag line a été observé confirmant ainsi l'influence sur ce type de défauts sur la résistance en fatigue du joint soudé. Sharma [II-10] et kumar [II-29] ont eu les mêmes observations.

Kumar et al. [II-29] ont comparé la forme des cavités obtenus par différentes géométries d'outils, (avec un outil cylindrique plat et un frustrum à pion arrondi) et a conclu que la taille, la forme et la localisation du défaut ont changés avec le changement de la géométrie de l'outil.

Elangovan et al [II-21] ont étudiés l'effet de la vitesse de rotation et la géométrie du pion sur la formation des défauts dans des joints soudés en SFM pour un alliage AA 2219. cinq profils (cylindrique, cylindrique fileté, cylindrique conique, triangulaire et carré) ont été utilisés, le pion qui a un profil de forme carré a produit un joint avec le minimum de défauts et meilleur malaxage de la matière. M.Aissani (2013) [II-3] Des soudures ont été effectuées sur l'A7075 en faisant des modifications dans la géométrie de l'outil, son inclinaison et les paramètres de soudage pour la recherche des meilleurs paramètres donnant des cordons exempts ou moins de défauts possibles, l'absence du filetage diminue le transfert et le flux de la matière malaxée de part et d'autre du pion.

Pour conclure, dans le SFM, les plus remarquables défauts sont : manque de pénétration, microcavités, les cavités et des défauts de racine (référéncé autrement par le « kissing bond » ou « le zigzag line »), l'apparition de ce type de défauts est liée à un mauvais ajustement de ou des paramètres de soudages qui en dépendent fortement des propriétés métallurgiques du matériau.

### II.7 La micro-dureté dans le SFM :

La combinaison des phénomènes mécaniques et thermiques, qui sont interdépendants, mène à des phénomènes métallurgiques qui entraînent une modification de la microstructure du matériau et de ses propriétés. Le premier phénomène métallurgique est la modification de l'état de précipitation du matériau. Le second est la recristallisation du matériau.

L'alliage 7075 est caractérisé, à l'état T6, par la présence de petits précipités métastables qui durcissent le matériau. L'état de précipitation est modifié lors de l'élévation de température durant le soudage. Dans les zones atteignant les températures les plus élevées, les précipités subissent d'abord une remise en solution dans la matrice. Lors du refroidissement les précipités évoluent vers l'état d'équilibre, ce qui diminue la dureté finale du matériau en-dessous de celle du métal de base, mais les précipités reprennent plutôt une forme métastable, au cours d'un vieillissement naturel, produisant un durcissement qui s'accroît lentement avec le temps. Il est possible que le vieillissement naturel modifie le profil de dureté sur une période pouvant aller jusqu'à plusieurs mois. Dans les zones plus éloignées, où la température atteinte lors du soudage est moins élevée, les précipités ne sont pas dissous. Sous l'effet de la chaleur, ils ont plutôt tendance à grossir et à perdre leur cohérence avec la matrice. La dureté du matériau dans ces régions est donc plus faible que dans le métal de base. L'ensemble de ces phénomènes produit un profil de dureté en forme de « W » Figure (II-20). [II-12][II-35][II-36]

D'autre part, une recristallisation dynamique se produit sous l'effet combiné d'une température élevée et de la déformation plastique. La déformation plastique provoque une multiplication des dislocations dans le matériau. À température élevée, ces dislocations montrent une forte tendance à migrer pour former des sous-joints de grain, qui donnent ensuite naissance à de nouveaux grains plus petits et équiaxes. [II-16][II-4]

Sullivan et al. (2008) [II-37] ont étudié le lien existant entre microstructure et variations de micro-dureté le long d'une soudure 7449-TAF/7449-TAF en analysant l'évolution de la distribution de tailles des précipités durcissants (Figure. II-19). Ils montrent que :

- dans le matériau de base (Figure. II-19a), la densité de précipités  $\eta'/\eta(\text{MgZn}_2)$  de rayons inférieurs à 7 nm est très élevée,
- dans la ZAT (Fig.II-19b), les précipités sont moins nombreux mais ils sont plus gros (rayons compris entre 10 et 50 nm),

- dans la ZATM (Figure. II-19b), il y a seulement une faible densité de gros précipités (rayons compris entre 20 et 75 nm),
- dans le noyau (Fig.II-19c), il y a une augmentation de la densité de précipités de petite taille (<18 nm).

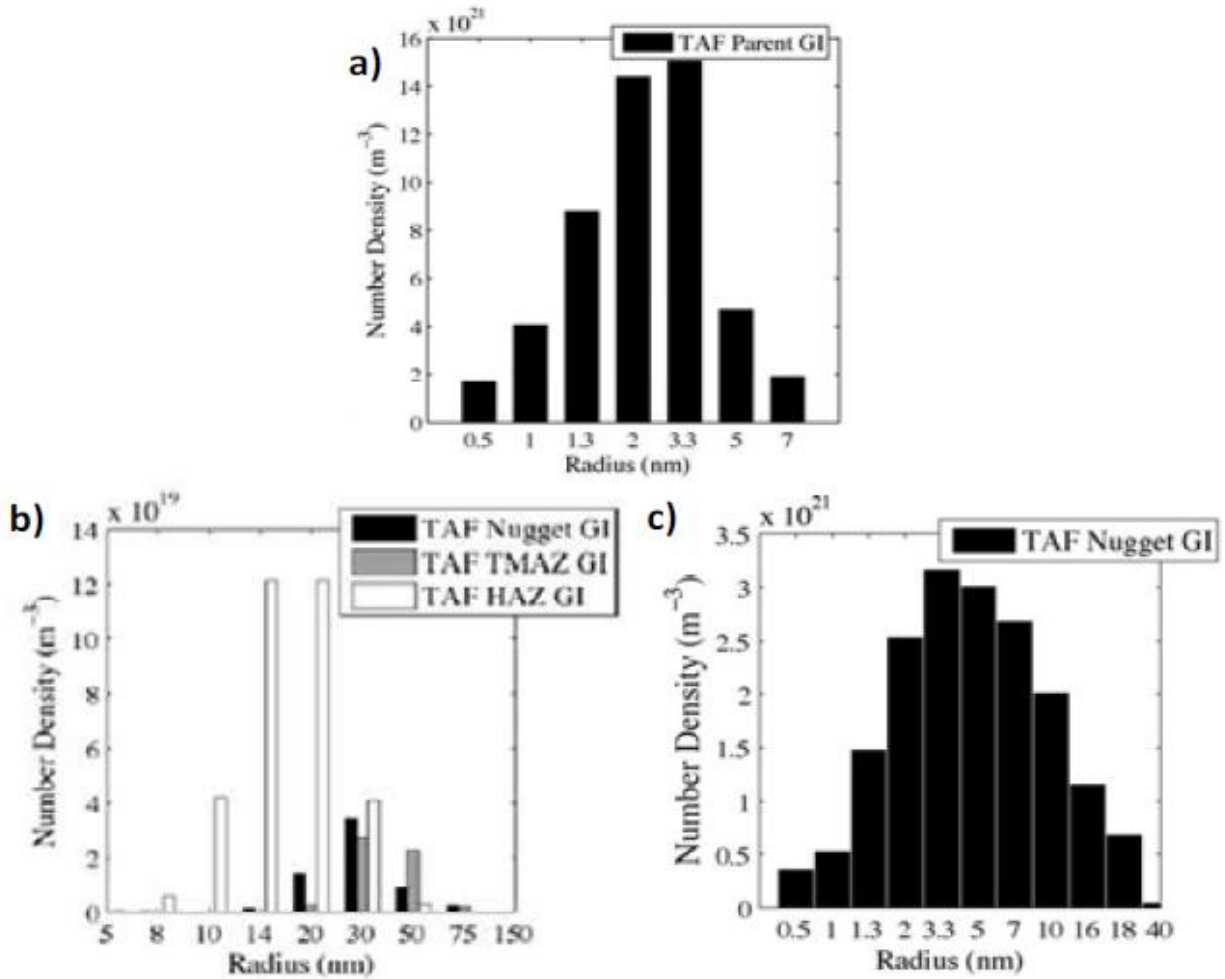


Figure II-19 : Evolution de la distribution de tailles des précipités durcissants  $\eta'/\eta(\text{MgZn}_2)$  du matériau de base (a) vers la ZAT, la ZATM (b) et le noyau (c) d'une soudure 7449-TAF [II-37].

Ces résultats sont en bon compromis avec la différence de microdureté enregistré dans le joint soudé, le profil de micro-dureté est représenté dans la figure qui suit :

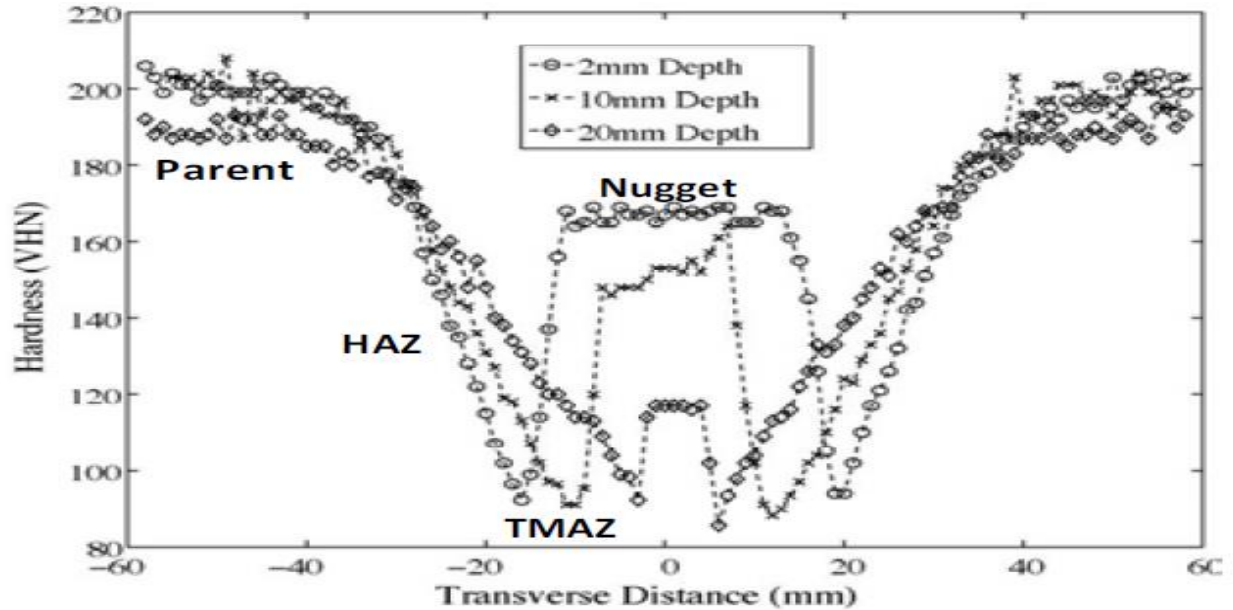


Figure II-20 : le profil de micro-dureté enregistré par Sullivan et al.

## II.8 Techniques de restauration des propriétés mécanique après soudage :

Les techniques les plus rapportées dans la littérature sont :

- préchauffage du métal de base pour réduire les gradients thermiques durant le soudage et par conséquent réduire les contraintes résiduelles
- traitement de la surface du joint par martelage-grenailage ou martelage par chocs laser pour engendrer des contraintes en compression sur la surface du joint
- brunissage du joint qui améliore le fini de surface et induit des contraintes en compression sur la surface dont la profondeur varie avec l'intensité de la force verticale et le nombre de passes
- galetage du joint qui engendre des contraintes résiduelles en compression à travers l'épaisseur du joint, améliore le fini de surface et réduit la distorsion de l'assemblage
- usinage de la surface du joint pour faire disparaître les sillons et les bavures
- traitement thermique de mise en solution, trempe et vieillissement après soudage des alliages à durcissement structural. [II-30]

De et al. (2011) [II-11] a expliqué que pour augmenter la coefficiente du joint, il est possible d'augmenter le nombre des sites de nucléation hétérogène, un mécanisme possible sera d'introduire un certain niveau de déformation plastique après soudage. Une augmentation des

dislocations peut augmenter le nombre des sites de nucléation afin d'augmenter la densité des précipités.

### II.8.1 Restauration des propriétés mécaniques par traitement thermique :

Comme il a été cité auparavant, le soudage par SFM engendre une diminution dans les propriétés mécaniques dans la zone soudée, pour cela plusieurs auteurs ont étudié l'effet des traitements thermique et optimiser la meilleure façon possible pour établir le meilleur traitement thermique post soudage communément appelé « Post Welding Heat Treatments » le PWHT ou le « Post Welding Aging ».

Singh et al. (2011) [II-36] Ont conclus que le vieillissement artificiel après mise en solution a résulté en une dégradation dans la résistance d'un joint d'un A7093. Mahoney et al. (1998) [II-7] Ont reporté qu'un vieillissement artificiel directe sans mise en solution, n'a pas augmenter la résistance élastique mais il a diminué la résistance en traction des joints soudés en SFM AA7075-T651. İpekoğlu et al. (2014) [II-12] ont référé que pour un AA7075-T6, une restauration de la perte en micro-dureté après un traitement thermique qui consistait en une mise en solution suivie d'un revenu (140°C). Il a expliqué que la contradiction entre ces résultats et de ces antécédents [II-7][II-36] demeurait dans la température élevée du revenu que ces derniers l'ont utilisé .Yeni [II-18] a eu la même observation sur un alliage A7075-T6.

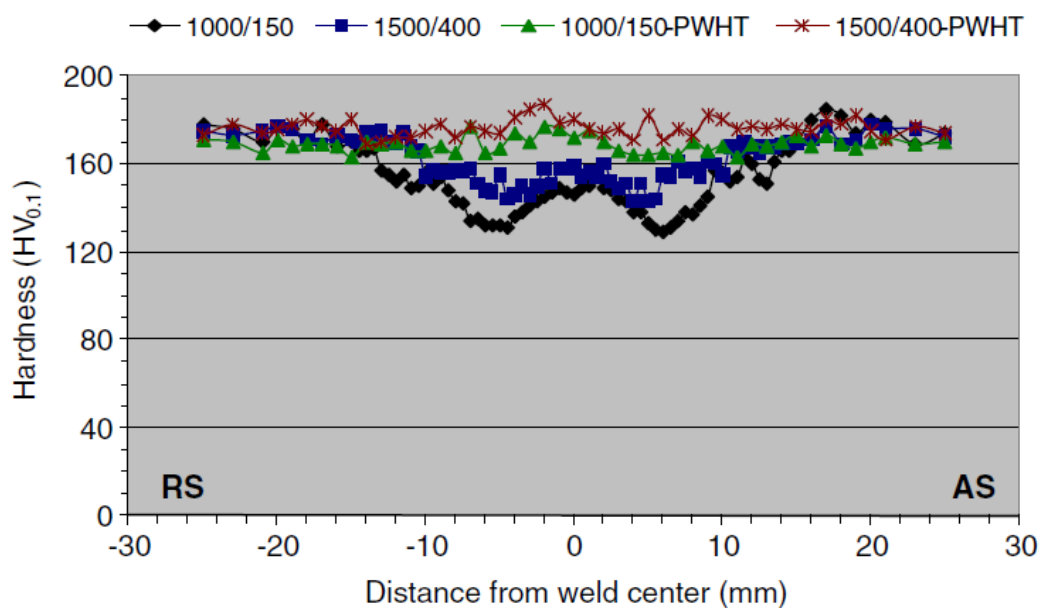


Figure II-21 : l'effet du PWHT sur la micro-dureté d'un alliage A7075-T6 à différentes vitesses de soudage. [II.12]

Bayazid et al. (2016) [II-38] Ont établis un CST (Cyclic Solution Treatment) un traitement de mise en solution cyclique suivi d'un revenu, la schématisation de son CST est représenté dans la figure (II-22).

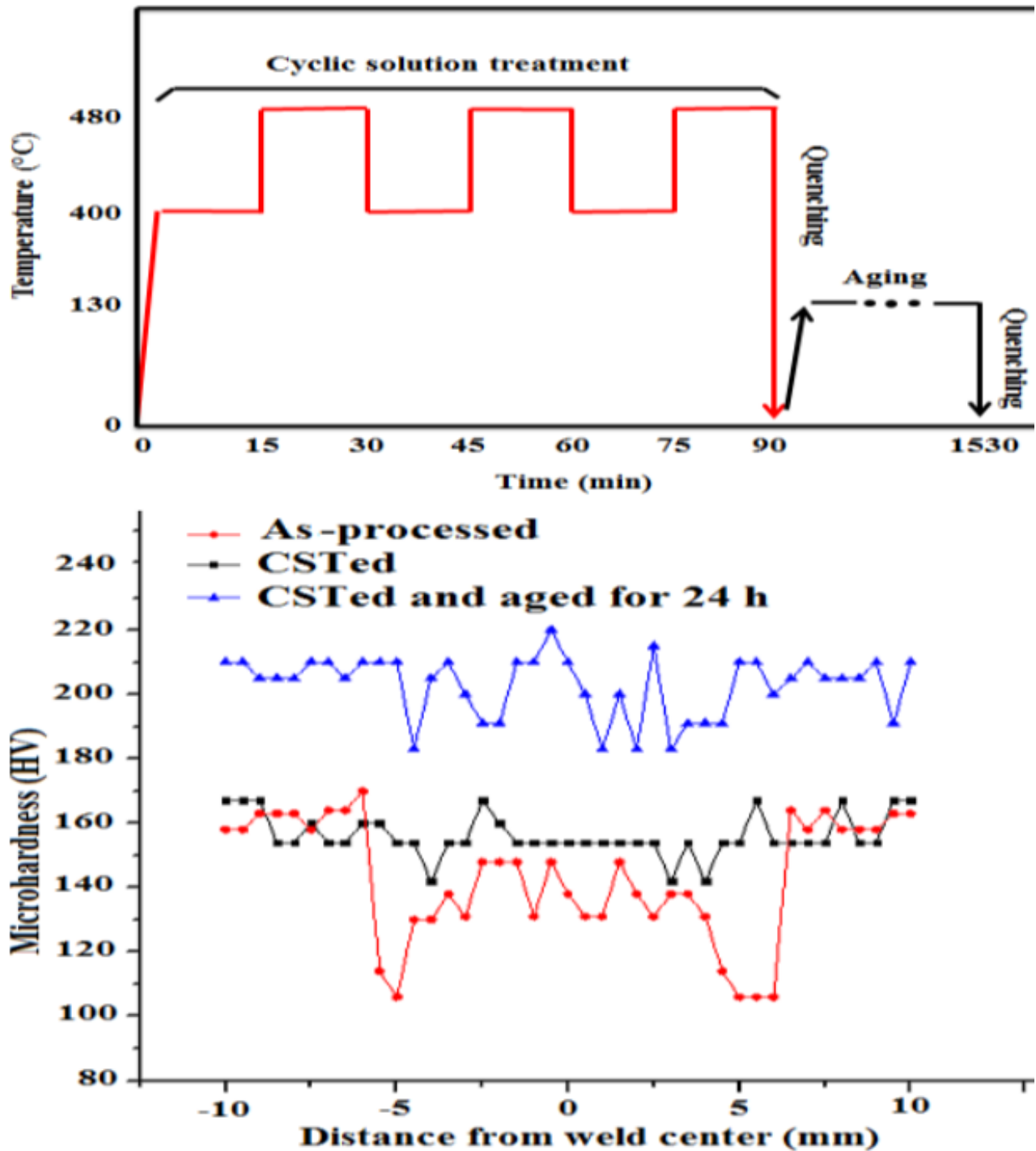


Figure II-22 : l'effet du CST sur les profils de micro-dureté d'un alliage A7075-T6 [bayazid]

Le CST augmente la résistance en traction et l'allongement alors qu'une homogénéisation de la distribution de la dureté est arrivée, une augmentation de 45% dans la résistance en dureté, et 33% pour la résistance en traction, avec un revenu de 130°C pendant 24 h. Après les 24 h de revenu, les propriétés mécaniques ont chuté à cause d'un sur-grossissement des précipités. Comme il est montré dans la figure qui suit :

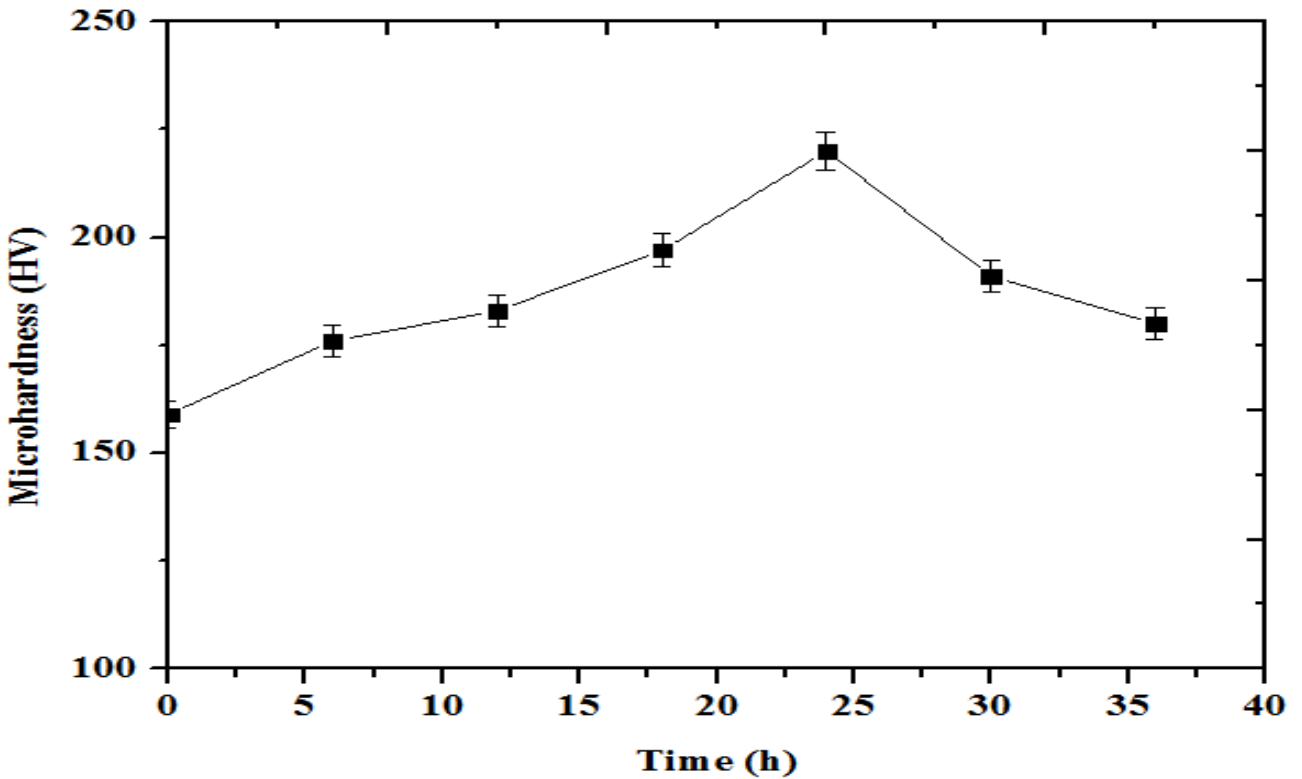


Figure II-23 : L'effet du temps de revenu sur la moyenne de la micro-dureté enregistré sur un alliage 7075-T6 [II-38].



### III.2. Le choix du matériau :

Notre choix du matériau a été porté sur un alliage d'aluminium 7075 T6, qui est fréquemment utilisé dans la construction aéronautique. Ce choix est basé sur différents critères tels que la disponibilité de la matière première, etc...



*Figure III-1 : Plaque brute d'aluminium 7075 T6 (épaisseur = 3 mm)*

Les alliages d'aluminium industriels 7075-T6 sont notamment utilisés en tant que tôles fortes pour les voilures d'avions et le fuselage. Ces alliages comportent les éléments Zn, Mg et Cu comme principaux éléments d'addition. Leur utilisation est due à leurs caractéristiques mécaniques supérieures.

Le matériau nous a été remis, par le service de maintenance d'air Algérie sous forme de tôle (400\*250 mm) et d'épaisseur = 3mm.

**III.1.1 Caractéristiques du matériau utilisé (7075-T6) :****A- Composition chimique :**

Alliage	Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Ti	Mn	Si	V	Autre	Al
7075T6	5.63	2.50	1.53	0.22	0.19	0.04	0.03	0.01	0.01	0.03	89.81

*Tableau III.1 : Composition chimique de l'alliage 7075T6.***B- Quelques propriétés mécaniques et physiques :**

Les concentrations sont en pourcentage massique.

/	<b>7075</b>
Masse volumique (g/cm <sup>3</sup> )	2,80
Intervalle de fusion	475-630
Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (°C-1.106)	23,5
Module d'élasticité (MPa) (1)	72 000
Module d'Young (GPa)	71
Coefficient de Poisson	0,33
Conductivité thermique (0 à 100 °C) (W/M°C)	État T6 : 130
Résistivité à 20 °C (μΩcm)	État T6 : 5,2
Capacité thermique massique (0 à 100 °C) (J/kg°C)	915
Limité élastique RP0.2 (MPa)	470 (3)
Limité à la rupture Rm (MPa)	535 (3)
Allongement (%)	8 (3)
Limité élastique RP0.2 (MPa)	390 (4)
Limité à la rupture Rm (MPa)	475 (4)
Allongement (%)	7 (4)

*Tableau III.2 : caractéristique mécaniques et physiques de l'alliage 7075. [I-3]*

### **III.5. Découpage de la tôle :**

Dans cette opération, on découpe la tôle en quatre parties à l'aide de la cisaille (guiotine) (disponible au niveau de l'atelier du département de mécanique).



*Figure III-2 : Découpage de la tôle.*

### **III.2 PROCEDURES EXPERIMENTALES :**

L'opération du soudage par friction malaxage (FSW) a été faite au niveau de l'atelier de fabrication de département mécanique à l'Université SAAD DAHLEB de Blida.

La figure 3.3 représente la machine-outil utilisée pour le soudage. Il s'agit d'une fraiseuse verticale FU 250 x 1000 /2. Elle est équipée d'une broche porte-fraise verticale et inclinable. Elle est employée soit pour le surfacage, soit pour l'exécution de rainures et de contours droits ou circulaires.

L'outil placé dans une fraiseuse verticale (Figure III-3) est présenté par les caractéristiques sur le tableau suivant :

Masse total	2 tonne
Plage de température	+5.....+35°c
fréquence	50Hz
Stroma	3N
puissance	6.5Kw
Fabrication-N°	3123/89

*Tableau III.3 : Paramètres de la machine de fraisage.*



*Figure III-3 : La fraiseuse utilisée au niveau de l'atelier.*

### III.2.1 Représentation de l'outil :

L'outil SFM a été conçu et réalisé au niveau de l'atelier d'usinage de notre département de mécanique grâce à l'aide de Mr Khatir Mohamed et de Mr Aggoun Hakim.

Les soudures ont été faites dans le même atelier.

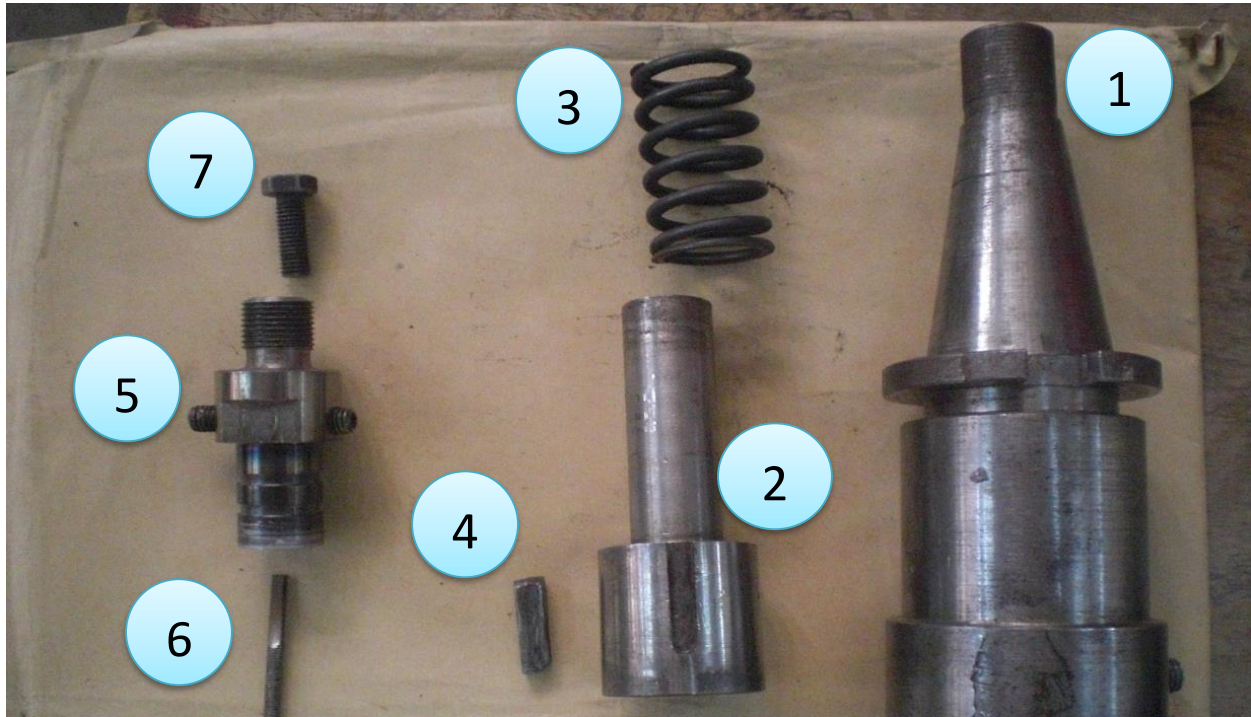


Figure III.4 : Photo des différents éléments de l'outil FSW réalisés.

Numéro des pièces	Nom des pièces	Matériau
1	Porte outil	E24
2	Arbre	E24
3	Ressort	Acier allié
4	Clavette	E24
5	Epaulement	42CD4
6	Pion	Acier allié
7	Vis de pression	Acier à outil STUB

Tableau III.4 : Les composantes d'un outil FSW.

### III.2.2 Paramètres opératoires du soudage SFM:

#### III.2.2.1 Déroulement du soudage :

- Montage de l'outil de soudage sur la machine,
- Découpages et nettoyage des tôles à souder avec l'alcool puis les polir sur les surfaces et les bords,
- Positionner les tôles de telle façon que le bord à souder soit bien parallèle à l'avance du pion pendant le soudage,
- Vérifier la planéité des tôles,
- Fixer les deux tôles sur la table de la machine à l'aide d'un système de bridage et poser sur une tôle de Titane.



*Figure III-5 : Le soudage des tôles*

### III.2.2.2 Paramètres utilisés:

Le but de l'expérience faite c'est de déterminer l'effet du rapport : (vitesse de rotation/vitesse d'avance) sur la qualité des joints. Pour cela il est évident de fixer les autres paramètres (angle d'inclinaison, diamètre du pion et l'épaulement, et la plongée de l'outil).

Variante	Vitesse	Variante	Vitesse
<b>A</b>	Vitesse de rotation = 1000 tr/min Vitesse d'avance = 100 mm/min	<b>C</b>	Vitesse de rotation = 1400 tr/min Vitesse d'avance = 120 mm/min
<b>B</b>	Vitesse de rotation = 1200 tr/min Vitesse d'avance = 110 mm/min	<b>D</b>	Vitesse de rotation = 1600 tr/min Vitesse d'avance = 130 mm/min

Tableau III-5 : la variation des vitesses de soudage durant l'expérience

Les autres paramètres utilisés sont :

- L'angle d'inclinaison :  $2^\circ$  ;
- Le diamètre de l'épaulement :  $D = 20 \text{ mm}$  ;
- Le diamètre du pion :  $d = 3 \text{ mm}$  ;
- La longueur du pion :  $L = 2.8 \text{ mm}$  ;
- La forme du pion : conique fileté en Z200 trempé et revenu ;
- La forme de l'épaulement : circulaire simple ;

Il faut noter que ces paramètres sont fixes pour les quatre variantes soudées.

### Prélèvement des échantillons :

Après les opérations de soudage des plaques d'aluminium, on prélève des échantillons pour contrôler la qualité du joint et appliquer des essais mécaniques (Caractérisation métallurgique, Micro-dureté, Essai de résilience, MEB).

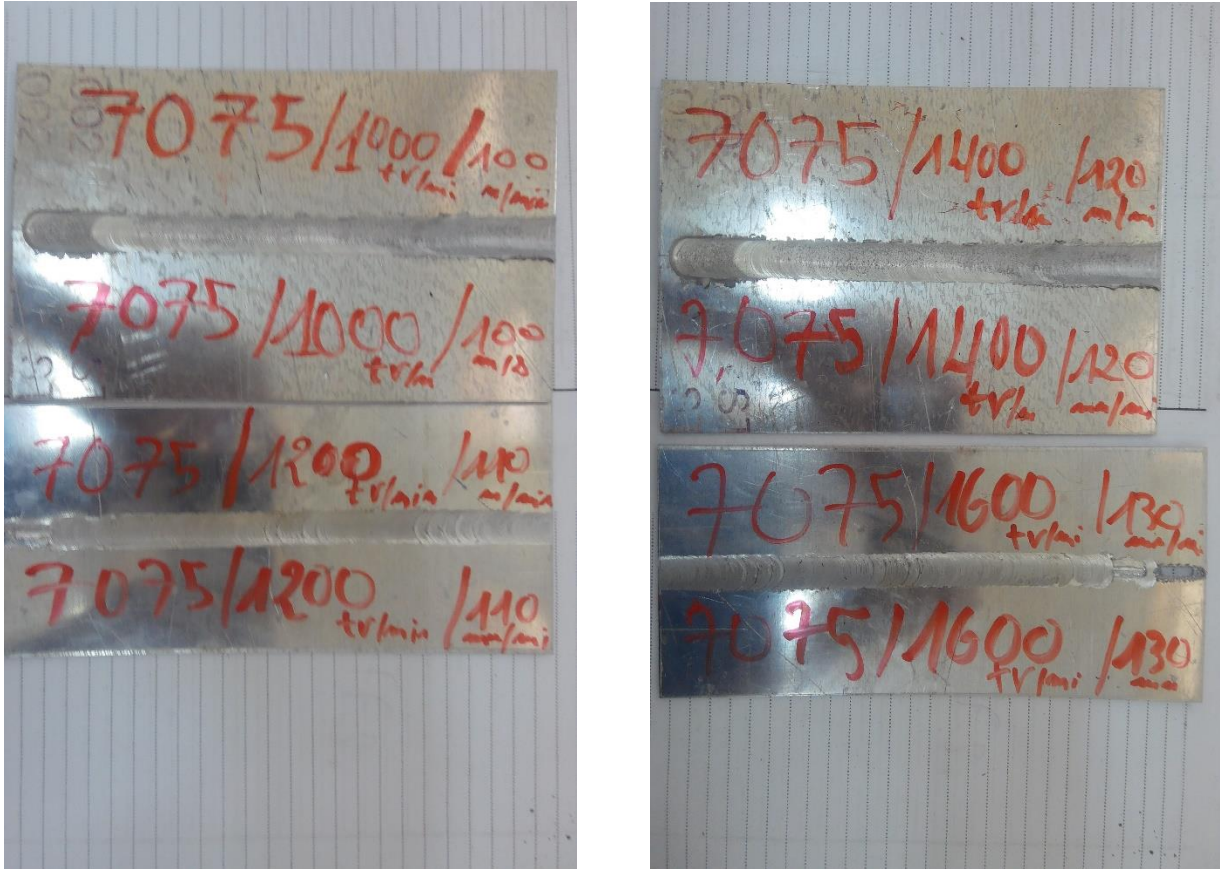


Figure III-6 : Les quatre variantes soudés en SFM.

Des échantillons des quatre variantes ont été pris pour déterminer l'évolution de la microstructure ainsi que l'effet de la vitesse et des différents apports de chaleur que procure.

### III.3 Traitements thermiques :

En 1911, Wilms découvrit qu'un alliage Al-Cu durcissait lors du vieillissement à température ambiante après trempe. Cela permit une nouvelle technique d'amélioration des propriétés mécaniques des métaux et en particulier pour les alliages d'aluminium. Grâce à cette technique, cet alliage est devenu privilégié pour les applications dans le domaine du transport aérien. Aujourd'hui, le durcissement par précipitation est devenu une pratique courante en métallurgie et s'applique à d'autres alliages que ceux à base d'aluminium.

Comme mentionné dans le premier chapitre, le but des traitements thermiques est de modifier la nature et la répartition des constituants d'un matériau. Selon le domaine d'application du matériau, ces traitements peuvent améliorer ou détériorer les propriétés mécaniques de ce



matériau. Ils font subir au matériau des transformations de structure grâce à des cycles prédéterminés de chauffage et de refroidissement dont le but est d'améliorer les caractéristiques mécaniques comme : la dureté, la ductilité, la limite d'élasticité, ... Ils sont souvent couplés à l'emploi d'une atmosphère contrôlée lors de la mise en température de la pièce pour éviter l'oxydation du matériau et pour effectuer un apport moléculaire à la surface du matériau.

En métallurgie, les traitements thermiques souvent retrouvés sont : La trempe, le revenu, le recuit et le vieillissement.

Dans notre cas, nous avons procédé par les trois étapes suivantes :

- La mise en solution,
- La trempe,
- Le revenu.

### **III.3.1. Mise en solution :**

Dans notre travail, le matériau est porté à une température aussi élevée que possible, pour permettre la dissolution des éléments qui provoquent le durcissement. Pour éviter tout risque de fusion partielle, cette température doit rester inférieure à la température eutectique et à la température de fusion des phases intermétalliques éventuellement présentes, car une fusion partielle d'un composant de l'alliage rend l'échantillon inutilisable.

Au départ, une température optimale de mise en solution est sélectionnée. Plusieurs échantillons à différentes températures furent utilisés pour permettre une dissolution d'une grande quantité de phase présente dans les échantillons ainsi que pour déterminer le temps optimal de maintien à la température sélectionnée.

La même procédure fut utilisée pour les traitements de revenu mais avec des températures et des temps de maintien différents ; le but était d'obtenir une bonne dureté.

### **III.3.2 Trempe :**

La trempe sert à maintenir les éléments durcissables en solution métastable. La vitesse de refroidissement nécessaire dépend alors très fortement de l'alliage.

### **III.3.3. Revenu :**

Ce traitement permet de réaliser une démixtion aussi fine que possible de la solution sursaturée dans l'aluminium presque pur et dans les précipités intermétalliques.

On parle de revenu, lorsqu'un apport de chaleur est nécessaire pour faire démarrer ou accélérer une réaction. Excepté dans les phases qui précipitent (composition et détails cristallographiques), la réaction se déroule de manière semblable dans les différents alliages durcissables.

Les traitements thermiques furent réalisés au sein de MK industrie, la figure qui suit illustre le four utilisé dans cette expérience :



*Figure III-7 : Le four MERACU.*

Nous avons utilisé un four MERACU de type LT5/12 et de volume 10L. La température maximale pouvant être atteinte est de 1000°C. Ce four est équipé d'un système de régulation assez précis, ainsi que d'une minuterie permettant de réaliser des traitements thermiques en palier (température constante pendant des périodes de temps définies 30 minutes).

La figure (III-8) illustre un exemple de traitement thermique d'un de nos échantillons.

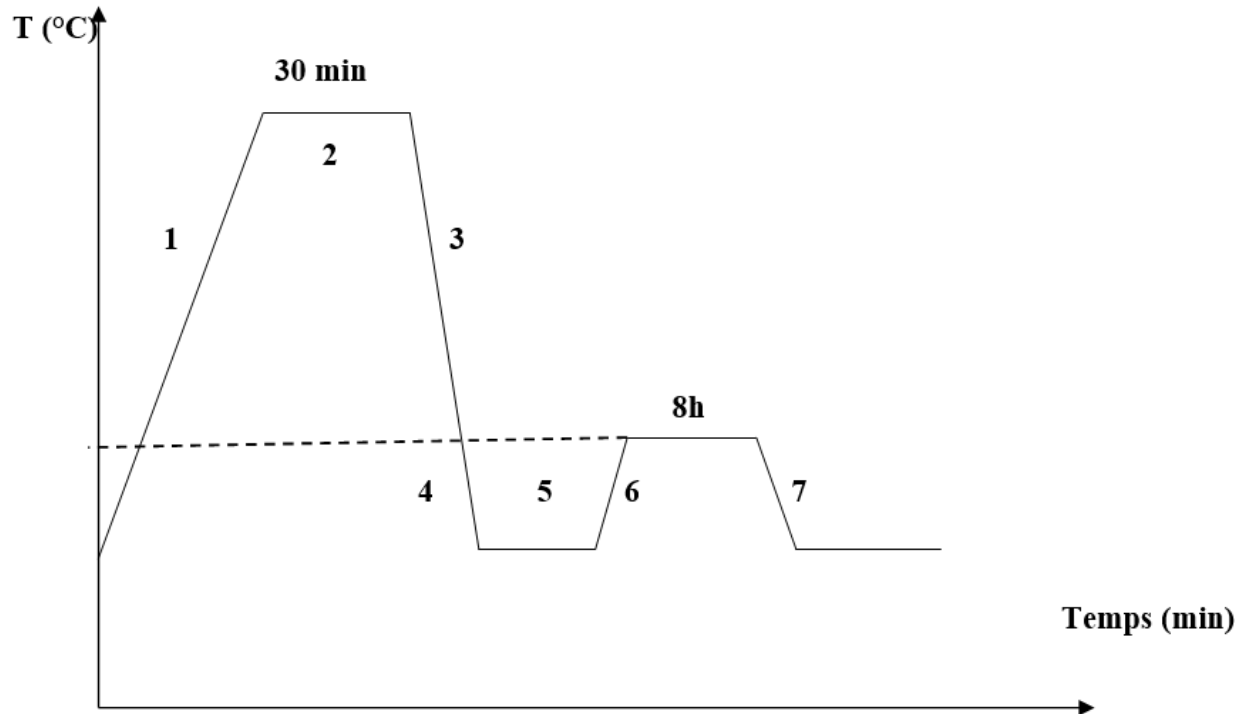


Figure III.8 : Exemple de traitement thermique d'un échantillon.

Mise en Solution :
465 °C
Temps de maintien pour la mise en solution :
30 min
Trempe à l'eau
Revenu : 120 °C
Temps de maintien pour chaque température de revenu :
8 H

Tableau III-6 : Le traitement thermique effectué.

### 3.4. Caractérisation de la soudure :

Les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium 7075-T6 sont en partie liées à la nature et la proportion des éléments qui les composent. Tout processus activé thermiquement ou mécaniquement affecte globalement la morphologie microstructurale, entraînant des modifications des propriétés mécaniques de l'alliage.

La compréhension de la métallurgie du soudage exige l'analyse microstructurale, des effets de l'apport thermique induit par la variation du rapport des vitesses, et les effets des traitements thermiques post-soudage "post-weld aging" qui entraînent une modification microstructurale du matériau.

#### **III.4 Microscopie optique :**

Avant l'utilisation de la microscopie optique, une préparation des échantillons devait être établie au préalable de la manière suivante :

- Enrobage,
- Polissage,
- Attaque chimique.

##### **III.4.1 Enrobage :**

Les échantillons des matériaux aluminium variés peuvent être enrobés à froid ou à chaud. Lors du choix d'une résine d'enrobage, il est important de s'assurer que la dureté de la résine est identique ou légèrement supérieure à celle du composant le plus dur dans la surface de l'échantillon.

Pour notre expérience, un enrobage à froid a été utilisé. Ce procédé ne nécessite pas de mise en pression. Il consiste à enrober un échantillon de la matière dans une résine en polyester transparent versé dans un moule récupérable pour permettre la fixation dans un porte-échantillon ou de faciliter sa prise en main lors du polissage manuel. L'expérience s'est déroulée au niveau de notre Département de Mécanique.



*Figure III-9 : Résine utilisée.*

#### **III.4.2 Pré-polissage et polissage de finition :**

Cette opération a été réalisée sur une surfaceuse a disque abrasif (polisseuse). c'est une opération mécanique qui permet d'avoir un état de surface semblable à celui d'un miroir. Ce polissage a été effectué en plusieurs étapes avec des disques en papier abrasif en carbure de silicium (de plus gros au plus fin : 80, 120, 180, 220, 320, 500, 800,1000 et 1200) qui tourne avec une vitesse de 150 à 300 tr/min, cette opération a été faite sous aspersion d'eau pour éviter l'échauffement de l'échantillon. La figure montre la polisseuse utilisée au niveau de du centre de recherche CSC.



*Figure III-10 : Polisseuse à disque tournant.*

Le polissage de finition a été réalisé avec la pâte diamanté sur un papier feutre afin d'avoir une surface à l'état miroir.

#### **III.4.2 L'attaque chimique :**

Le réactif chimique utilisé pour notre aluminium ces échantillons seront attaqués chimiquement par un réactif Keller constitué de :

- 2 ml d'acide fluorhydrique (HF),
- 5 ml d'acide nitrique (HNO<sub>3</sub>),
- 3 ml d'acide chlorhydrique (HCl),
- 190 ml d'eau distillée (H<sub>2</sub>O).

Les échantillons furent immergés durant 30 à 40 secondes, lavés à l'eau et séchés à l'aide d'un sèche-cheveux ordinaire.

#### **III.4.3 Microscopie optique :**

L'utilisation d'un microscope optique de type Carl Zeiss ayant un agrandissement variant de 50 à 1000, Doté d'une caméra numérique au niveau des laboratoires de CSC Chéraga nous a permis de prendre des micrographies de la microstructure dans le métal de base, la ZAT, ZATM, et le noyau pour les échantillons traités thermiquement et non-traités.



*Figure III-11 : Microscope optique.*

### **III. 5 Méthodes d'essais mécaniques :**

On utilise les essais mécaniques pour évaluer :

- La qualité d'un assemblage,
- Caractériser l'interaction entre un matériau et un procédé de soudage,
- Fournir des données quantitatives sur le comportement des assemblages soudés.

Pour notre cas, on a utilisé l'essai de dureté et l'essai de résilience.

#### **III.5.1 Essai de micro-dureté :**

Pour les alliages d'aluminium de la série 7000 à durcissement structural, la dureté est minimale dans la zone soudée. Elle chute de façon significative dans la ZAT/ZATM comme le montre la figure (II-20). Ce phénomène est dû à la recristallisation dynamique qui a eu lieu, provoqué par l'accouplement d'une grande déformation plastique et un grand apport de chaleur, dans laquelle les grains possèdent des dislocations, des microcavités, et à la (dissolution, grossissement, et re-précipitation) des précipités durcissant. Voir (paragraphe page)

La mesure de la micro-dureté est employée généralement pour caractériser un matériau. Il s'agit de s'assurer de sa résistance mécanique et de vérifier l'absence de fragilité à la suite des traitements mécaniques ou thermiques subis. Des essais de micro-dureté Vickers (par un pénétrateur pyramidal en diamant) ont été réalisés sur des coupes transversales aux joints soudés afin d'établir des filiations sur l'ensemble des zones de soudure (Mb, ZAT, ZATM, NZ).

La micro-dureté Vickers est mesurée à mi- épaisseur des joints soudés, perpendiculairement à l'axe de soudage.

Les tests de micro-dureté ont été réalisés au moyen d'un micro-duromètre de marque *MATZUZAWA* model *MXT70* à indenteur *Vickers* sous une charge appliquée de *300gf*.



*Figure III-12 : Le micro-duromètre utilisé*

### **III.5.2 Essai de résilience :**

Les matériaux présentent au niveau de leur microstructure des caractéristiques qui diminuent leur résistance à la propagation des fissures. De ce fait, la ténacité à la rupture est déterminée par la propagation des fissures en suivant des chemins de fissuration faciles. La distribution des chemins de fissuration faciles est importante pour pouvoir déterminer la ténacité à la rupture.



Les dimensions, le mode de fissuration et la distribution de ces constituants de la microstructure sont importants à connaître pour pouvoir déterminer la facilité avec laquelle une fissure peut se propager dans le matériau, et par conséquent pour pouvoir déterminer la ténacité à la rupture. L'importance de ces paramètres peut varier par modification de la composition de l'alliage ou du traitement du composant.

La connaissance des caractéristiques mécaniques déduite de certains essais (essai de traction) peut être insuffisante, car des ruptures peuvent être obtenues en dessous de la limite élastique dans les conditions particulières qui rendent le métal fragile. L'un des moyens pour caractériser la fragilisation d'un matériau est fourni par l'essai de résilience sur éprouvettes entaillées, décrit dans la norme NF EN 10045. Le principe consiste à rompre, d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On détermine alors l'énergie absorbée dont on déduit la résilience.

En mesurant la résilience en fonction de la température, on peut tracer une courbe mettant en évidence, si elle est effective, une zone de transition ductile-fragile correspondant à un changement de comportement de ductile à fragile.

Cette transition est rarement abrupte. On peut alors sélectionner des températures de transition arbitraires.

Avant d'entamer l'expérience, des éprouvettes entaillées (forme V) furent préparées conformément aux normes.

La figure (III-13) suivante représente la normalisation des éprouvettes :

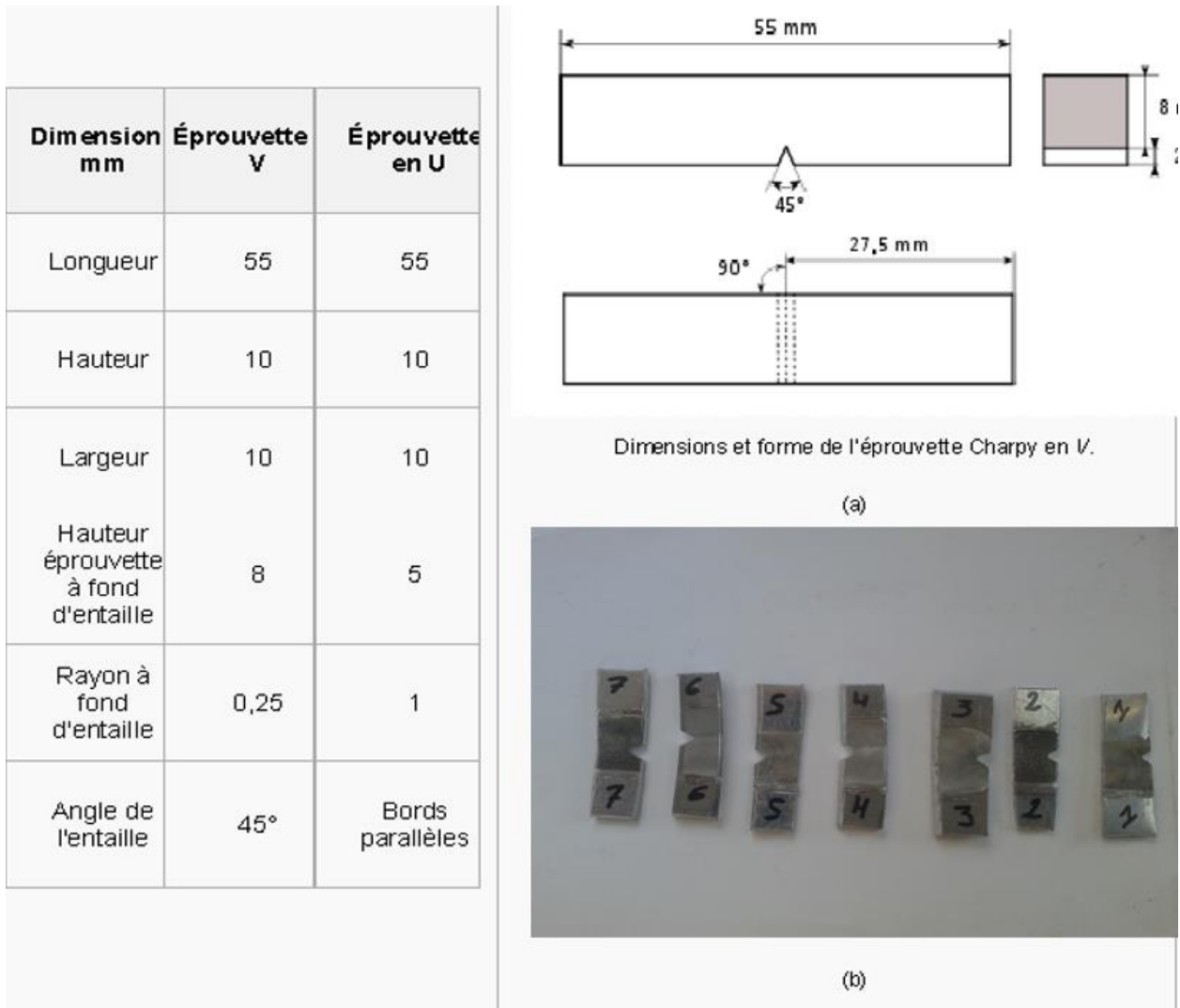


Figure III-13 : normalisation des éprouvettes

a) normalisée      b) fabriquée.

Aussi, l'entaille a été réalisée selon le type de l'expérience désirée à savoir :

- Métal de base,
- Zone Affectée Thermiquement,
- Zone Affectée Thermo-mécaniquement,
- Noyau.

A travers l'essai de résilience, on mesure les énergies nécessaires à la rupture de notre matériau à l'état non traité et après les différents traitements thermiques. L'influence de la forme de l'entaille sur l'énergie de rupture est très grande.

La résilience est l'énergie nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette, exprimée en joules par centimètre carré.

La résilience est l'énergie nécessaire pour produire la rupture de l'éprouvette, exprimée en joules par centimètre carré.

$$\text{Résilience} = \frac{\text{énergie absorbée par la rupture } W \text{ (Joules)}}{\text{section au droit de l'entaille (cm}^2\text{)}}$$

L'énergie cinétique des débris de l'éprouvette étant négligeable après la rupture ; le résultat de l'essai de résilience est donné par l'énergie de rupture.

L'expérience s'est déroulée au niveau du *Centre National de la Recherche en Soudage et Contrôle* de Chéraga.

Lors de cet essai, on a utilisé une température de 25°C. La machine utilisée est de type Hoytom. Elle est équipée d'un crythermostat ayant un intervalle de température variant de -85°C à 250°C. Aussi, on peut mesurer des énergies d'impact allant jusqu'à 750 J et avec une vitesse d'impact de 5.5m/s).

### **III.5.3 Microscopie électronique à balayage (MEB) :**

Une étude plus quantitative des intermétalliques fut menée par l'utilisation d'un microscope électronique à balayage conventionnel.

Le contraste de phases, obtenu en électrons rétrodiffusés permet de distinguer les différents précipités.

En pratique, la technique de microscopie à balayage peut être utilisée pour décrire la précipitation grossière de trempe. Elle offre, dans ce cas, une excellente alternative à la

microscopie en transmission puisque les zones observables sont alors beaucoup plus étalées (quelques cm<sup>2</sup>), avec un temps de préparation des échantillons très sensiblement diminué.

La qualité des images obtenues en microscopie électronique à balayage dépend grandement de la qualité de l'échantillon analysé. L'utilisation de ce dernier impose un travail préalable de découpe et de polissage.

Les exemples d'application de ce microscope sont :

- Caractérisation des hétérogénéités dans la matière (inclusions et manque d'homogénéités, cristallisations), en complément de la microscopie optique,
- Expertise des fractures de matériaux, en complément de la microscopie optique (présence de microfissures, de dépôts métalliques liés à un impact, etc.),
- Caractérisation des microstructures dans les roches, les matériaux de construction et les céramiques, en complément à la DRX (diffraction des rayons X) et à la microscopie optique,
- Caractérisation des charges dans les polymères, en complément à la DRX (diffraction des rayons X),
- Caractérisation des dégradations de surfaces (corrosions, rayures, traces d'impact, taches ...), en complément de la microscopie optique,
- Etc.

Notre expérience s'est déroulée au Centre de Développement des Technologies Avancées (CDTA) de Baba Hassen (Alger).

Le microscope électronique à balayage utilisé est de type : JEOL JSM6360LV.

### **IV.1. Introduction :**

La microstructure de l'aluminium conditionne largement les propriétés des matériaux, qu'elles soient mécaniques, magnétiques, électriques ou autres. Elle dépend de la chimie du matériau mais également de toute la gamme de transformation depuis la solidification, dont les traitements thermomécaniques (laminage à chaud) et les traitements mécaniques et thermiques. Tout au long de la gamme de fabrication, les transformations de phases, la déformation plastique des grains, la restauration et/ou la recristallisation des grains écrouis, les interactions précipitation-recristallisation, la croissance normale ou anormale des grains, influent sur la microstructure finale du matériau.

L'A7075-T6 est un alliage comme cité auparavant à durcissement structurale, son comportement mécanique et sa haute résistance mécanique dépend de l'état de précipités qui le constitue (taille, distribution, et nature), comme il a été cité au chapitre II, le FSW réduit les propriétés mécaniques du joint soudé, plusieurs phénomènes ont été cités tel que la recristallisation dynamique, le changement de la taille des grains, l'apport de chaleur, et la déformation plastique, ainsi que l'état métallurgique ou l'historique thermique des tôles T6.

Ce chapitre va aborder, une optimisation du rapport des différentes vitesses utilisés lors de l'FSW, pour cela une caractérisation mécanique et métallurgique des joints soudés fût indispensable, ainsi que l'effet du traitement thermique qui ont subis les différents échantillons.

### **IV.2 L'évolution de la microstructure :**

La figure (IV-1) représente la micrographie d'un échantillon à l'état brute, la structure représente des grains allongés au sens du laminage.

Il est bien clair que la microstructure de l'A7075-T6 est caractérisé par un état de précipitation de taille et distribution différente, il faut noter que le moindre apport de chaleur ou la moindre déformation plastique induit des changements de microstructure comme il est montré dans la figure (IV-2).



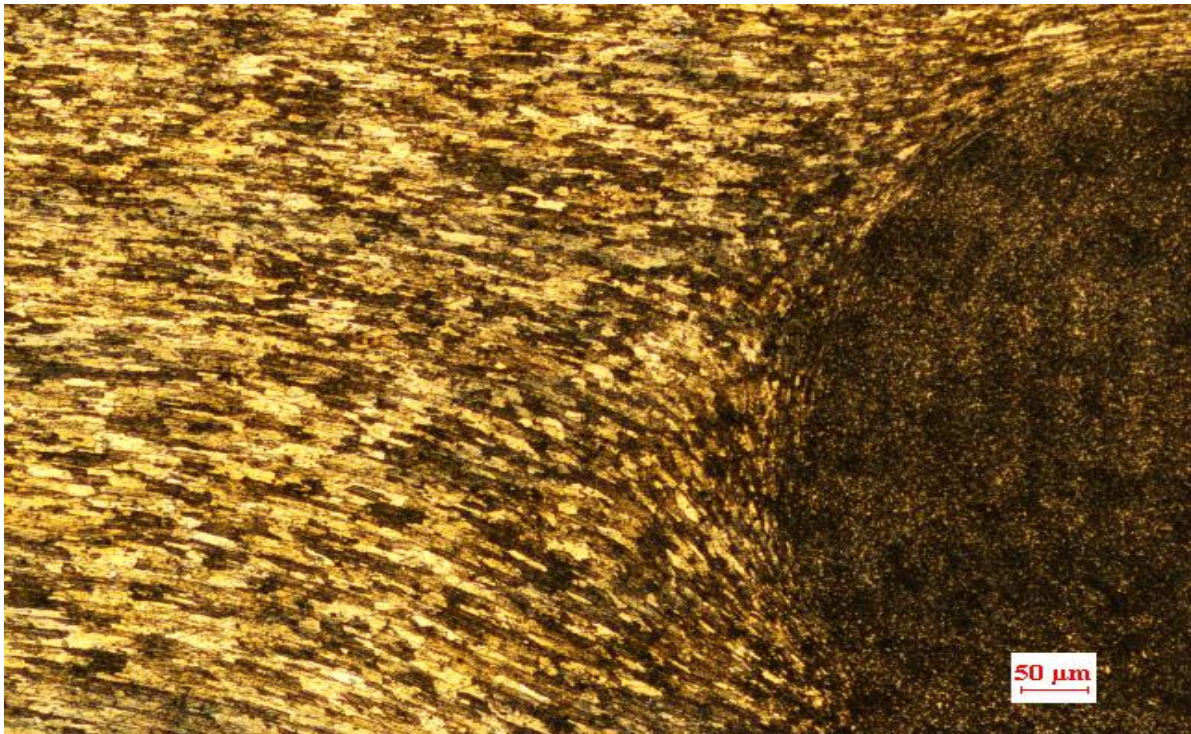
*Figure IV-1 : la microstructure du métal de base non traité.*



*Figure IV-2 : la microstructure du métal de base traité thermiquement.*

De ces deux dernières figures (Fig. IV-1 et Fig. IV-2), il est clair que la microstructure à l'état traité, représente des tailles de grains  $\alpha$  (aluminium) un peu plus grand que celle du non traité, qui est dû à la dissolution des précipités dans la matrice  $\alpha$ , lors de la mise en solution (465°C) qui a augmenté la taille des grains.

Après trempe, et revenu, une reprecipitation s'est produite, la taille des précipités résultant ont été plus fins, car la durée du revenu a été inférieure à celle du matériau à l'état T6. Pour conclure, le traitement thermique représente une légère modification de la structure du matériau, ceci induit une légère différence entre les propriétés mécanique entre les métaux de base, Bayazid et al. (2016) [II-38] ont eu la même observation concernant un « CST » sur un 7075-T6, « la taille des grains après le traitement thermique cyclique n'a pas considérablement changé ».

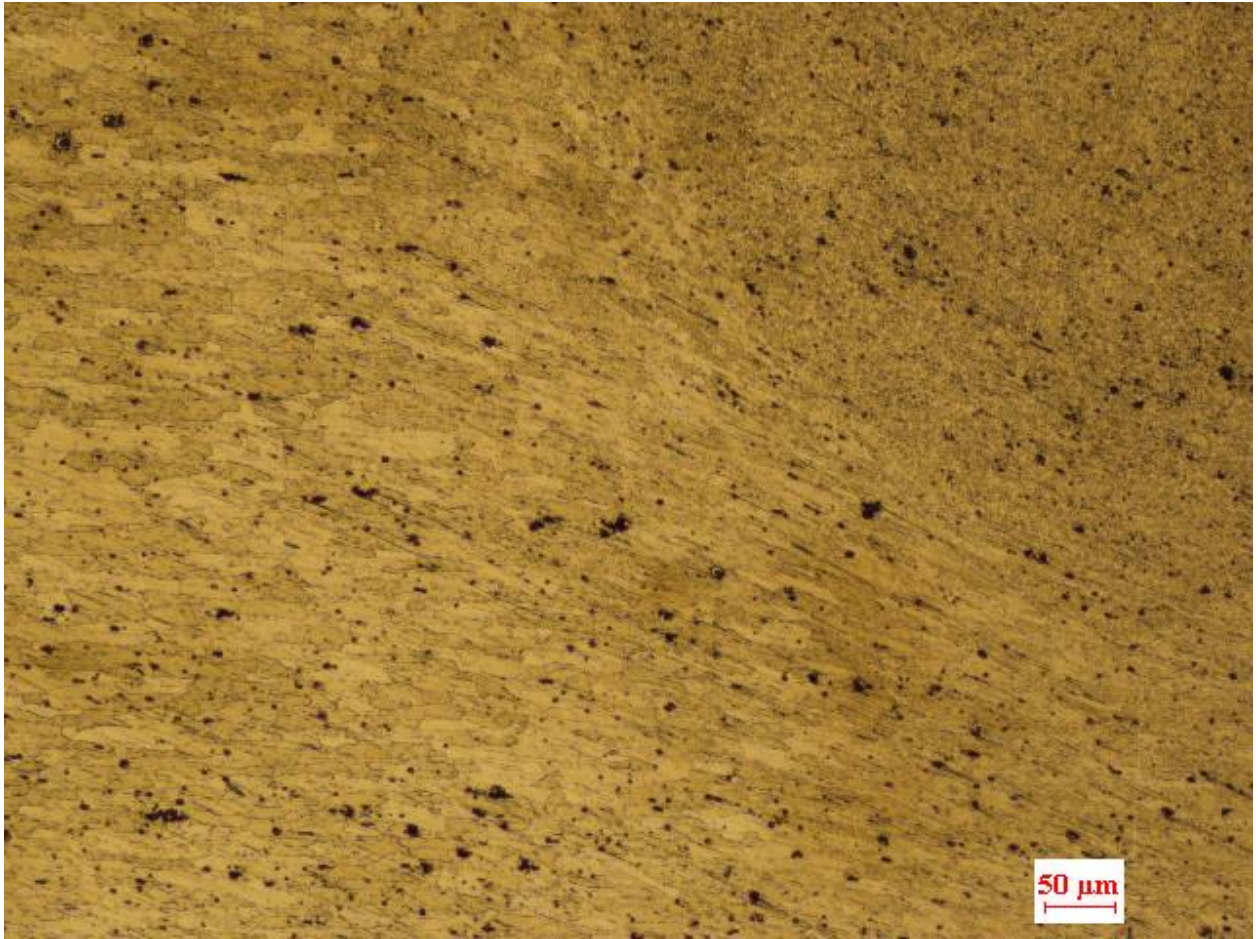


*Figure IV-3 : La microstructure du joint soudé à une vitesse (1000/100  $\omega/v$ ) non traité.*

La figure IV-3 représente une micrographie d'une coupe transversale de la variante A. Il est observé que la taille des grains diminue en allant vers le centre du soudage, la taille des grains dans le noyau est plus fine que dans la ZAT et la ZATM.

Dans la ZATM et la ZAT les grains présente un caractère moins équiaxes avec une taille supérieure à celle du noyau. Il faut noter que dans la ZATM les grains sont sévèrement déformés,

cette zone n'a pas subi une recristallisation complète due à l'insuffisance de contrainte de déformation. Cette observation est la même pour le cas de l'échantillon traité. Figure (IV-4).



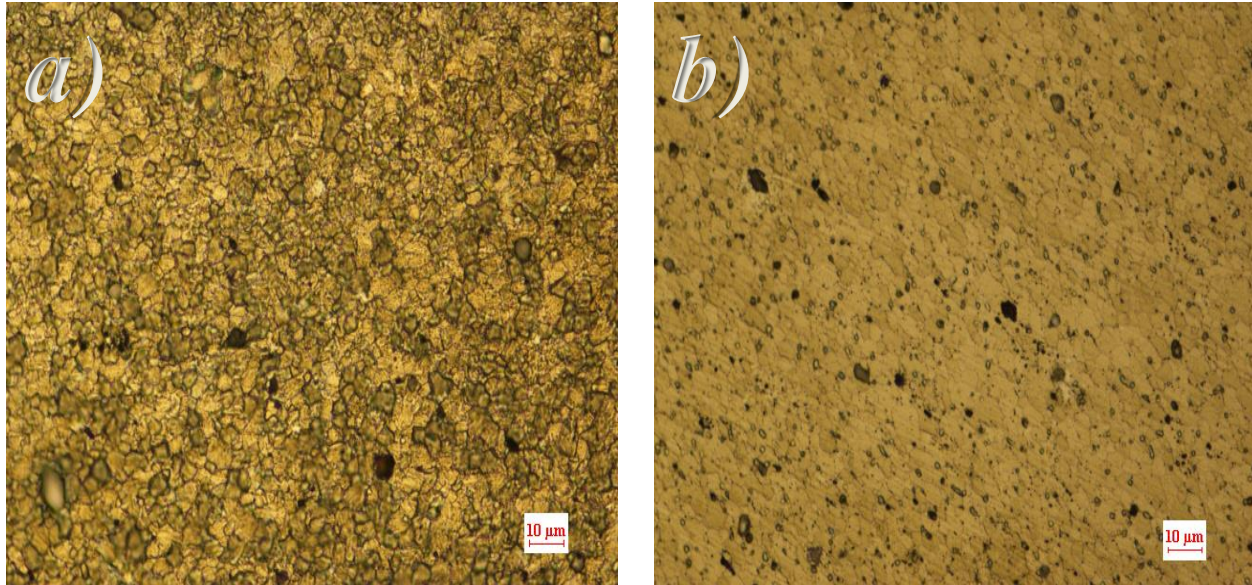
*Figure IV-4 : La microstructure du joint soudé à une vitesse (1000/100  $\omega/v$ ) traité.*

Dans le noyau, une microstructure caractérisée par des grains fines et équiaxes est nettement observable, ce résultat est le fruit d'une température élevée et une déformation plastique intense qui ont causé une recristallisation dynamique dans cette région. Dans la littérature cette zone est parfois référencé comme la DXZ « Dynamic Recrystallized Zone ».

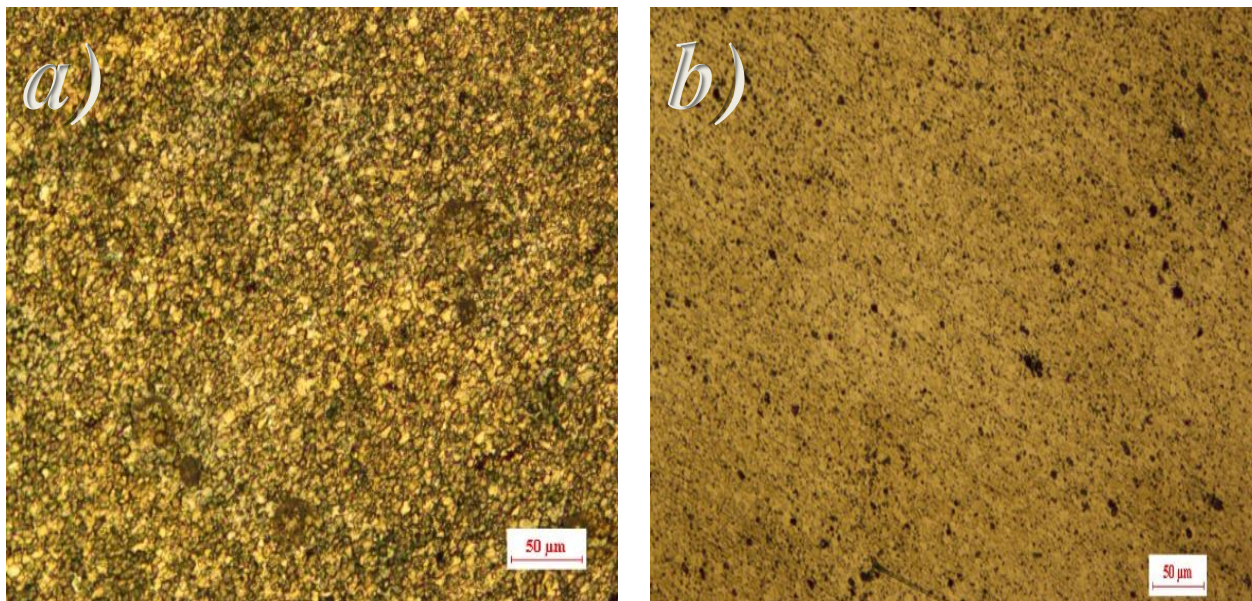
Cette observation est la même pour les quatre variantes (A, B, C, D).

Les figures qui suivent, représentent des micrographies des coupes transversale de chaque zone des quatre variantes, avant et après traitement thermique.

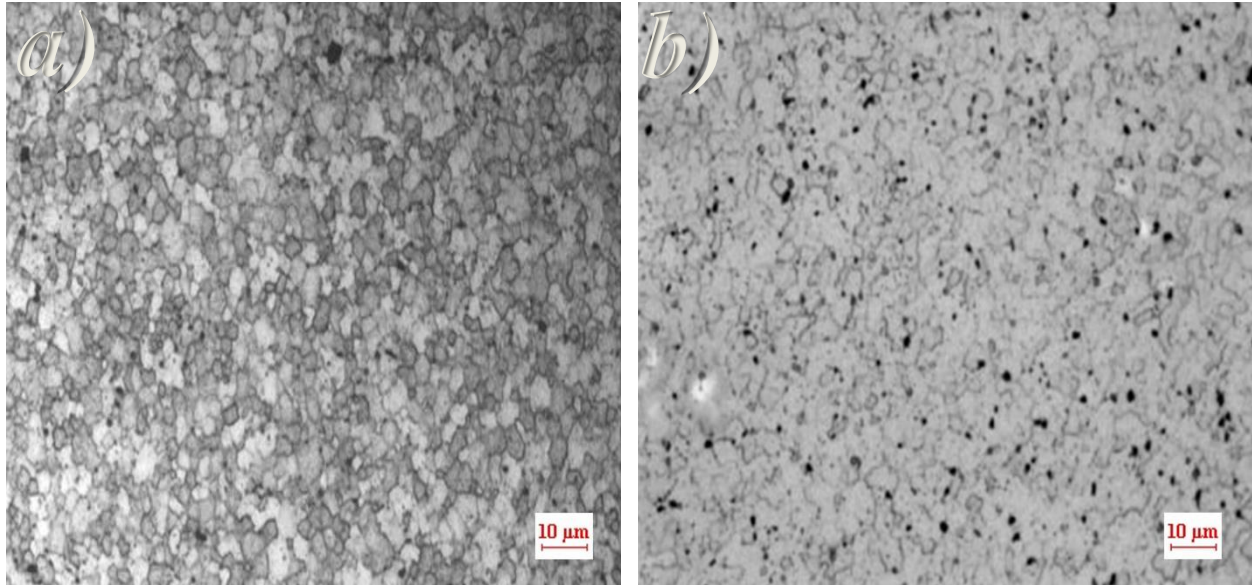




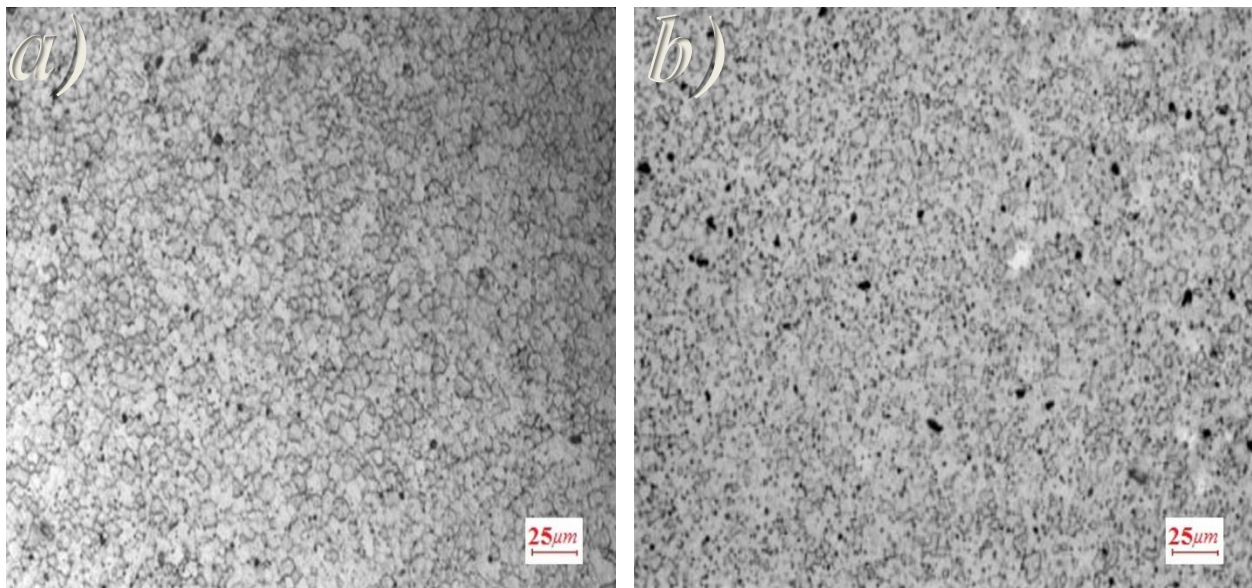
*Figure IV-5 : la microstructure du noyau de la variante A, soudé brute (a), et traité thermiquement (b).*



*Figure IV-6 : La microstructure du noyau de la variante B, Soudé brute (a), et traité thermiquement (b).*



*Figure IV-7 : : La microstructure du noyau de la variante C,  
Soudé brute (a), et traité thermiquement (b).*



*Figure IV-8 : : La microstructure du noyau de la variante D,  
Soudé brute (a), et traité thermiquement (b).*

Le noyau des quatre variantes représente une microstructure fine, il est observé qu'à l'état non traité il y a eu une dissolution parfois partielle et parfois totale des précipités. La taille des grains alpha a changé un petit peu selon les quatre rapports de vitesses, qui est due sûrement à la différence d'apport de chaleur et le pic de température, comme il a été cité par Feng et al. 2010

## Chapitre IV : Résultats et interprétation

[II-13], sur un A7075-T651 il a rapporté que la taille des grains dans le noyau diminue avec la diminution du rapport (w/v), qui est due au temps faible pour qu'il y aura un grossissement des grains comme il a expliqué [II-10].

La mise en solution et le revenu (vieillissement artificiel) après soudage, a provoqué une dissolution et une re-précipitation des précipités durcissants.

Il faut noter que la densité des précipités, et leur taille affecte la taille des grains, car les précipités lors de la re-précipitation ont un « Pinning effect » sur le mouvement des joints des grains qui a été peut-être la cause du non grossissement de la taille des grains après le revenu.

Le pinning effect a été cité par Sharma et al. (2012) [II-10], il a expliqué le rétrécissement de la taille des grains de la matrice  $\alpha$ , par ce phénomène.

Bolodrobko 2014 et al. [IV-1] ont établis un traitement thermique statique sur l'A 7075-T6, il a reporté que pendant un revenu entre (27°C-377°C) la taille des grains recristallisés dans le noyau n'a pas changé dans cet intervalle, au-delà de 377°C la taille augmente.

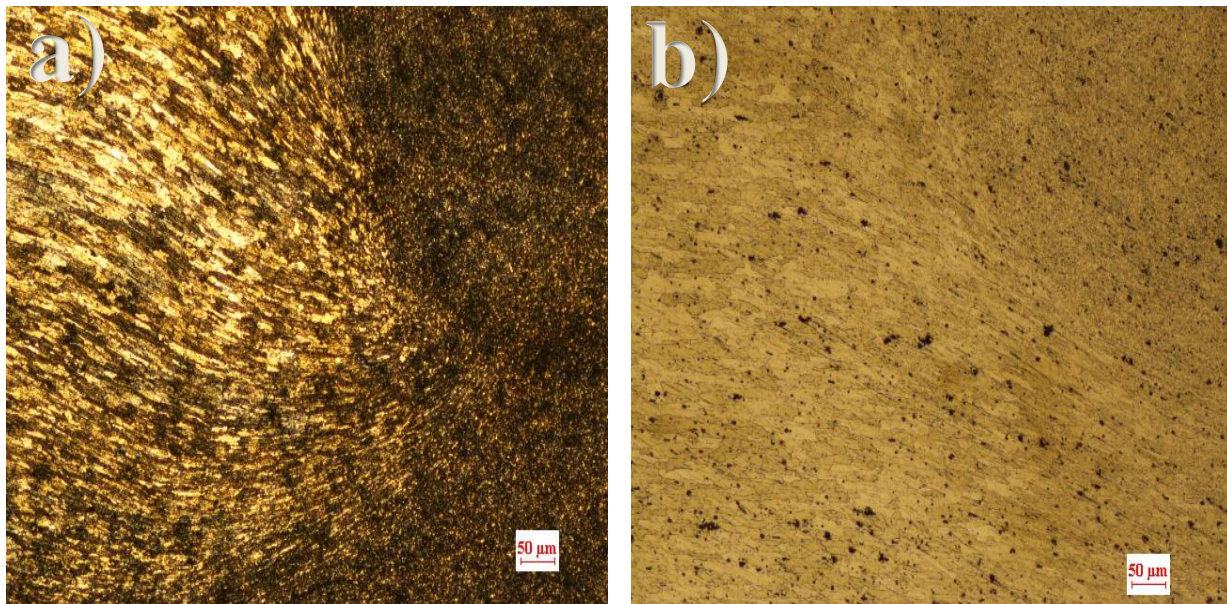


Figure IV-9 : microstructure de la ZAT et la ZATM (a) non traité et (b) traité de la variante A.

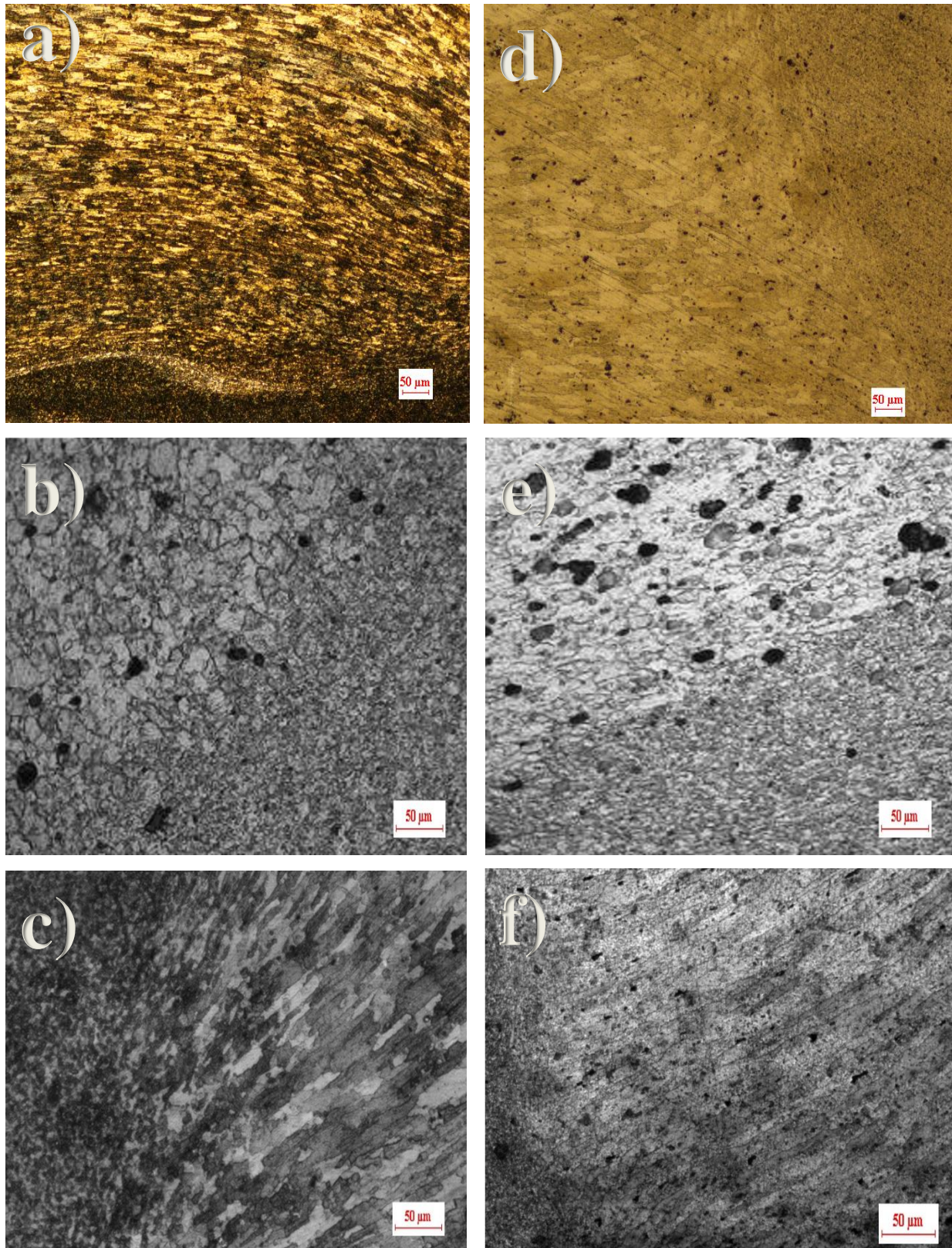


Figure IV-10 : microstructure de la ZAT et la ZATM dans les variantes non traités (a) variante B (b) variante C (c) variante D, et traités (d) variante B (e) variante C (f) variante D.

## Chapitre IV : Résultats et interprétation

La ZATM a une structure moins équiaxe avec une moyenne de taille de grains plus supérieur que celle du noyau, et plus inférieur que celle de la ZAT, dans cette dernière la structure est constituée de grains allongés et semblable a celle du métal de base, il n'y a aucune recristallisation dynamique observé, car le taux de déformation plastique n'été pas favorable pour la recristallisation. il est prévus après le soudage, un grossissement de précipités et une dissolution partielle dans ces deux zones, ceci influe sensiblement sur la microdureté qui sera établis par la suite.

La température atteinte à la ZAT et la ZATM lors du SFM, est liée au rapport de vitesses, il a été reporté que dans cette zone la température favorise le grossissement des précipités durcissant, tandis que le temps faible du maintien de la température montre la divergence entre les tailles de ces précipités. Feng et al. [II-13] Rafi et al. [II-17] et d'autres, Ont attribué la chute de la microdureté dans la ZAT et la ZATM est à cause du grossissement de ces précipités, la température dans cette région a surement favorisé le grossissement de ces précipités.

Pour les échantillons traités, il est attendus qu'une mise en solution est supposé dissoudre une grande quantité de précipités grossis, tandis que après le vieillissement artificiel une reprecipitation est prévus, les résultats de la microstructure pour les échantillons traités, montre que les précipités obtenus ont une taille plus fines, que celle du soudé brute ceci peut expliqué la compensation et l'homogénéisation de la microdureté dans ces deux zones. Cette observation est la même obtenus par Bayazid et al. [II-38] C.Yeni et al. [II-18] İpekoğlu et al.[II-12].

Dans ce qui suit nous allons prendre les échantillons traités thermiquement et faire des tests de microdureté. Les valeurs de microdureté des quatre variantes, sont enregistré dans les tableaux qui suivent :

### IV-3 Micro-dureté:

<b>MB</b>	<b>ZAT</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZN</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZAT</b>	<b>MB</b>
162.40	166.30	163.80	163.30	162.20	168.50	162.30
165.30	161.60	164.40	164.60	174.40	160.60	161.80
162.80	159.80	167.80	164.30	175.80	158.20	166.10
160.30			167.20			156.20
165.70			175.90			164.30
158.20			164.20			172.50
172.60			161.40			165.90
166.40						160.60

*Tableau IV-1 : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante A.*

Chapitre IV : Résultats et interprétation

<b>MB</b>	<b>ZAT</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZN</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZAT</b>	<b>MB</b>
154.20	165.10	169.70	168.60	168.10	170.30	168.30
155.60	166.40	170.30	167.40	169.40	170.80	168.20
161.80	168.20	171.60	165.30	171.80	170.10	165.90
161.60			163.40			16.120
161.80			164.70			164.20
162.20			164.80			163.20
162.60			166.30			162.10
163.90			167.80			

*Tableau IV-2 : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante B.*

<b>MB</b>	<b>ZAT</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZN</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZAT</b>	<b>MB</b>
159.20	164.20	162.90	163.80	162.40	164.90	159.80
161.10	164.10	164.20	162.20	163.60	166.50	159.70
161.90	161.40	165.30	162.20	164.30	166.80	160.80
160.20	161.20	165.30	161.10	165.90	166.40	161.20
158.90			160.90			161.20
158.20			160.50			159.40
160.50			160.40			159.90
162.40			161.60			161.30
152.60						161.50

*Tableau IV-3 : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante C.*

<b>MB</b>	<b>ZAT</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZN</b>	<b>ZATM</b>	<b>ZAT</b>	<b>MB</b>
161.30	162.40	161.20	161.60	160.30	161.90	160.10
162.40	162.90	161.90	161.50	160.50	160.80	159.80
162.00	159.70	163.40	161.50	162.90	160.30	159.20
161.60	159.50	164.80	160.80	163.70		157.60
159.40			158.40			157.40
159.20			157.30			158.20

*Tableau IV-4 : micro-dureté du matériau à l'état traité : variante D.*

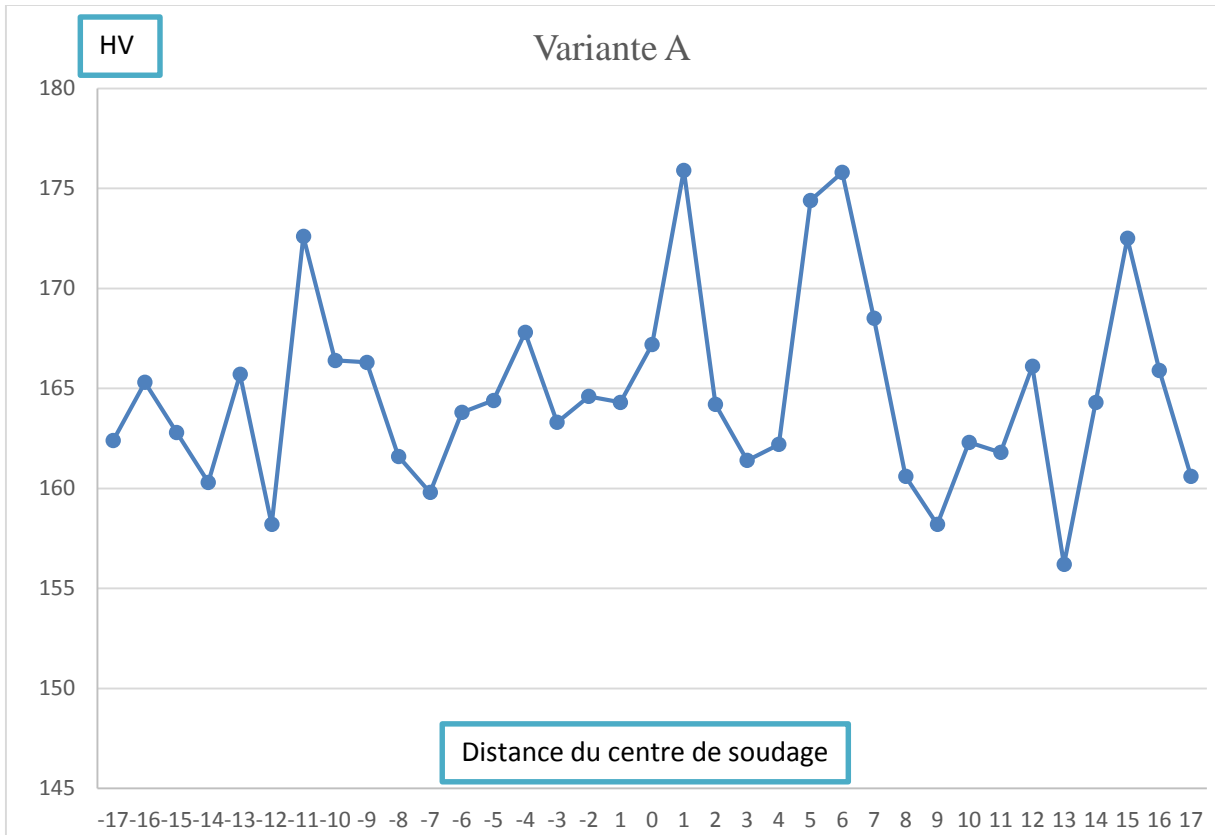


Figure VI-11 : courbe de micro-dureté de la variante A.

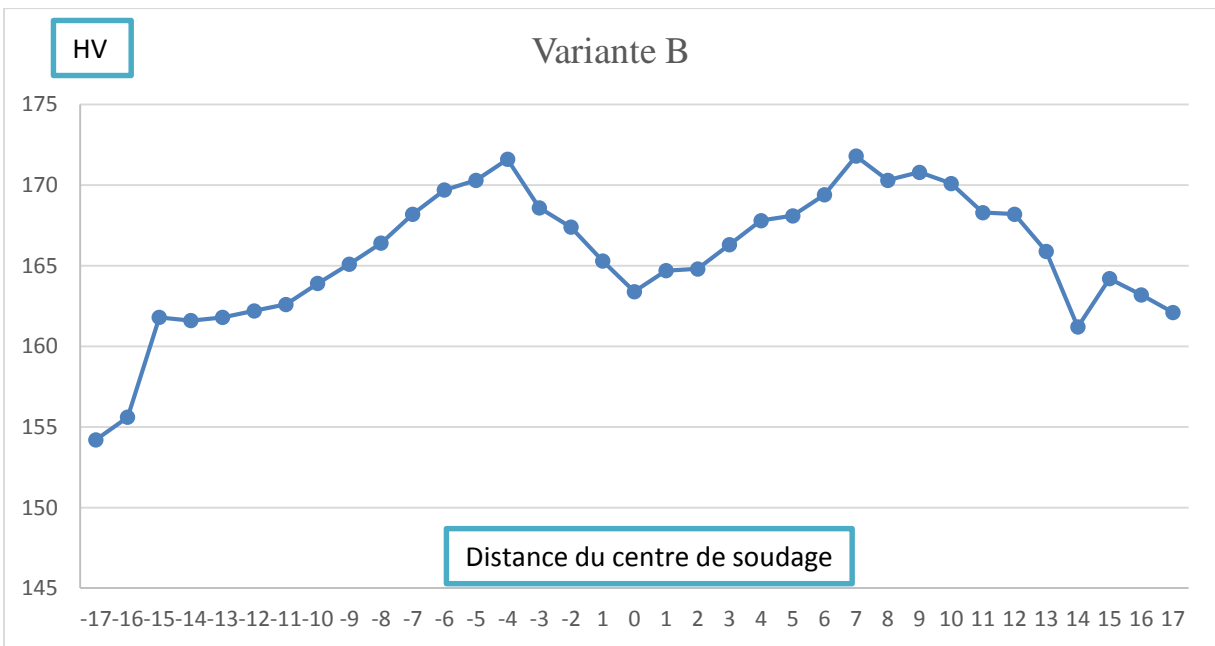


Figure IV-12 : courbe de micro-dureté de la variante B.

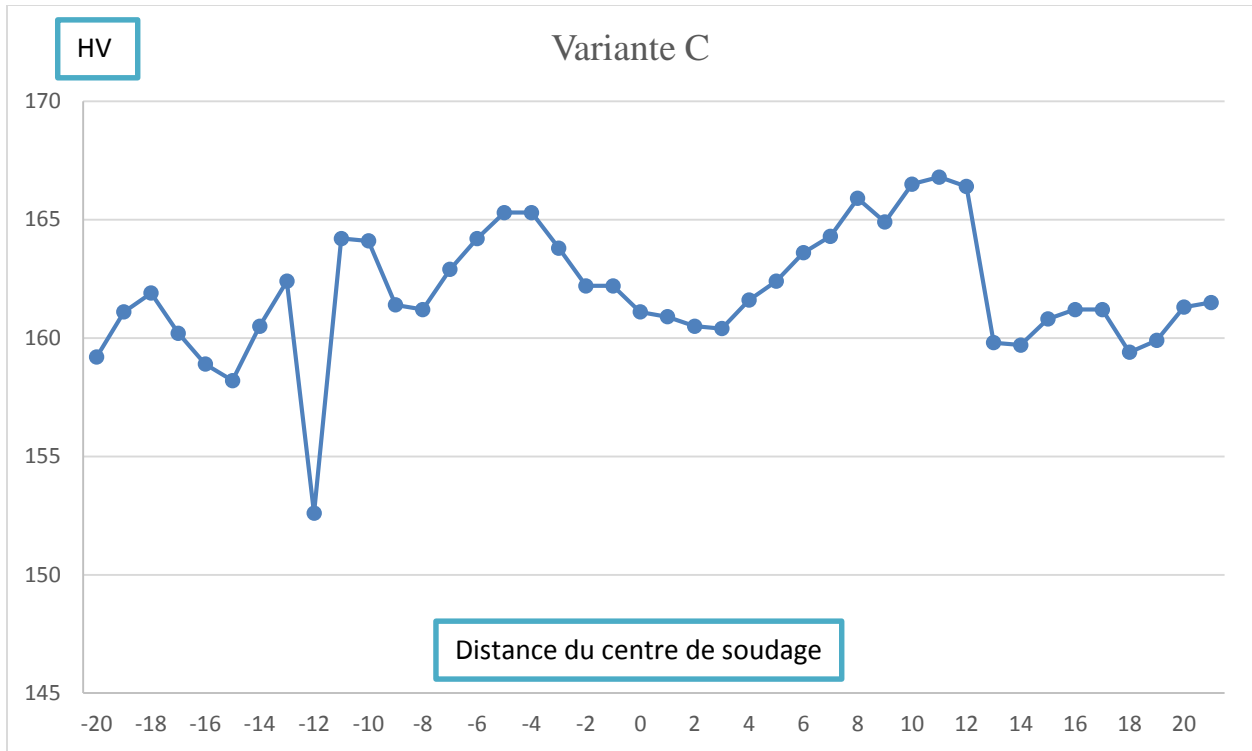


Figure IV-13 : courbe de micro-dureté de la variante C.

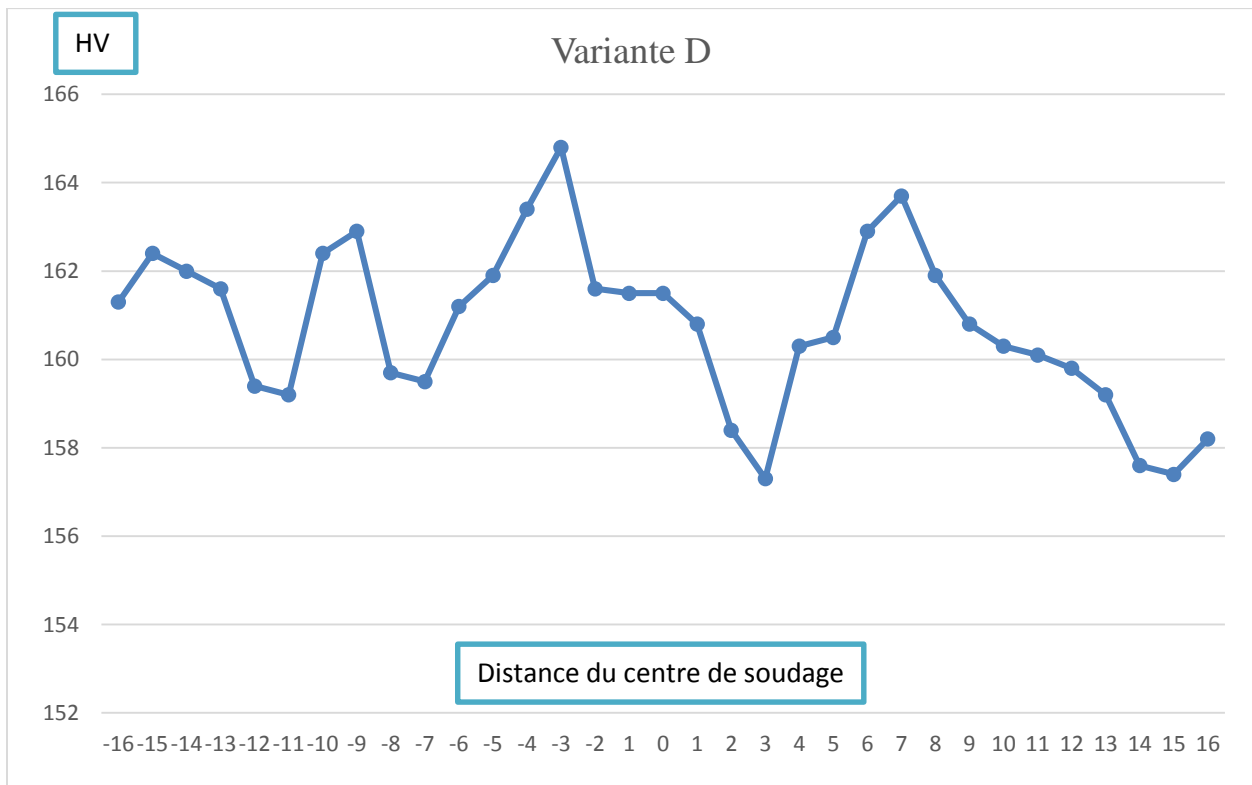


Figure IV-14 : courbe de micro-dureté de la variante D.



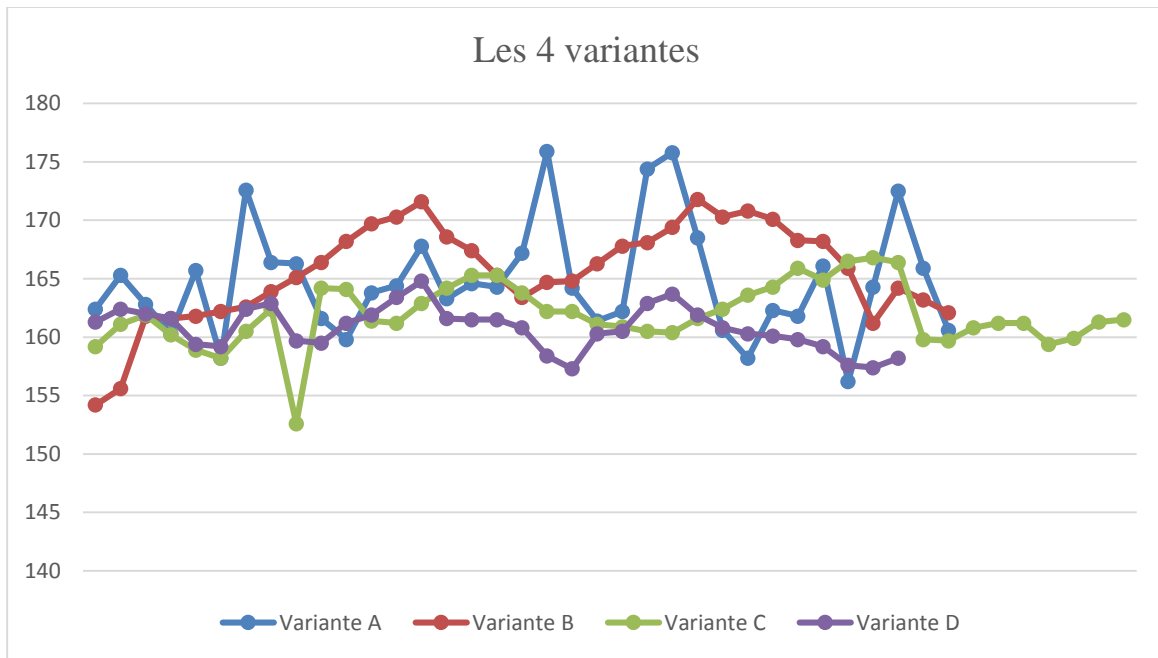


Figure IV-15 : courbe de micro-dureté des quatre variantes.

Les résultats obtenus montrent qu’une homogénéisation de la micro-dureté a pris lieu dans les quatre variantes traitées thermiquement ; le traitement thermique augmente la micro-dureté dans les zones soudées, et rétablit les chutes dans la ZAT, ZATM et noyau. Cette observation est conforme aux études de Bayazid et al. [II-38] C.Yeni et al. [II-18] İpekoğlu et al.[II-12]. (voir chapitre II)

Pour la variante (A) qui a été soudé avec le rapport 1000/100 ( $\omega/v$ ), les valeurs de micro-dureté présentes des écarts plus grands que celles des autres, cet écart diminue avec l’augmentation du rapport de vitesses, les écarts enregistrés pour les quatre variantes sont les suivant :

Variante	L’écart (HV)	La moyenne de la micro-dureté (HV)
A	19.7	164.9
B	17.6	166.9
C	14.2	162.7
D	7.5	160.95

Tableau IV-5 : le maximum écart enregistré pour les quatre variantes.

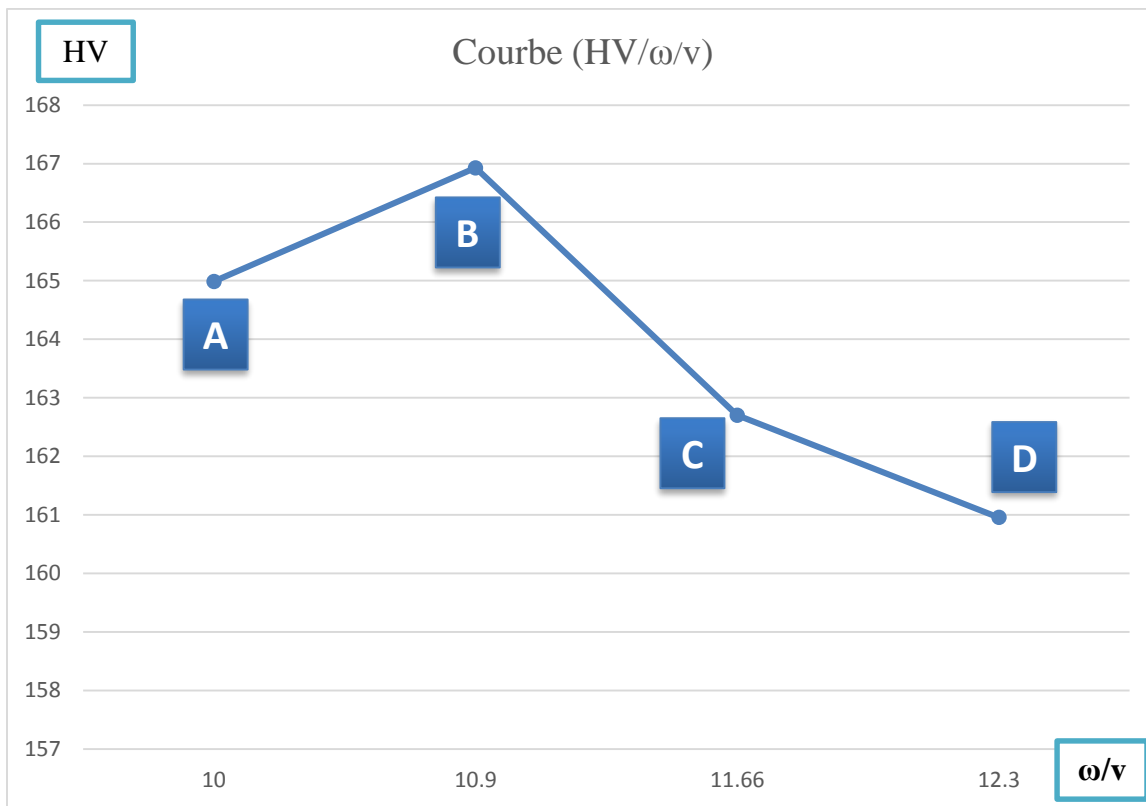


Figure IV-16 : courbe de micro-dureté en fonction du rapport des vitesses.

La figure (IV-16) montre la courbe de la micro-dureté en fonction du rapport des vitesses, le  $\omega/v$  qui a donné la plus grande moyenne de micro-dureté 166.9 Hv a été obtenu pour la variante B qui a été soudé par les paramètres (1200/110  $\omega/v$ ), il faut préciser que les valeurs de micro-dureté schématisés ont été calculé par la moyenne de toutes les valeurs enregistrées lors de l'essais pour chaque variante.

La courbe augmente en fonction du rapport des vitesses pour chuter au-delà de la variante B, la plus basse valeur a été enregistré pour la variante D qui a été soudé avec le rapport (1600/130  $\omega/v$ ).

La figure (IV-17) présente la variation de la micro-dureté dans les différentes zones en fonction du rapport des vitesses, ces zones ont eu presque le même comportement, en enregistrant une asymétrie dans le côté avançant et reculant.



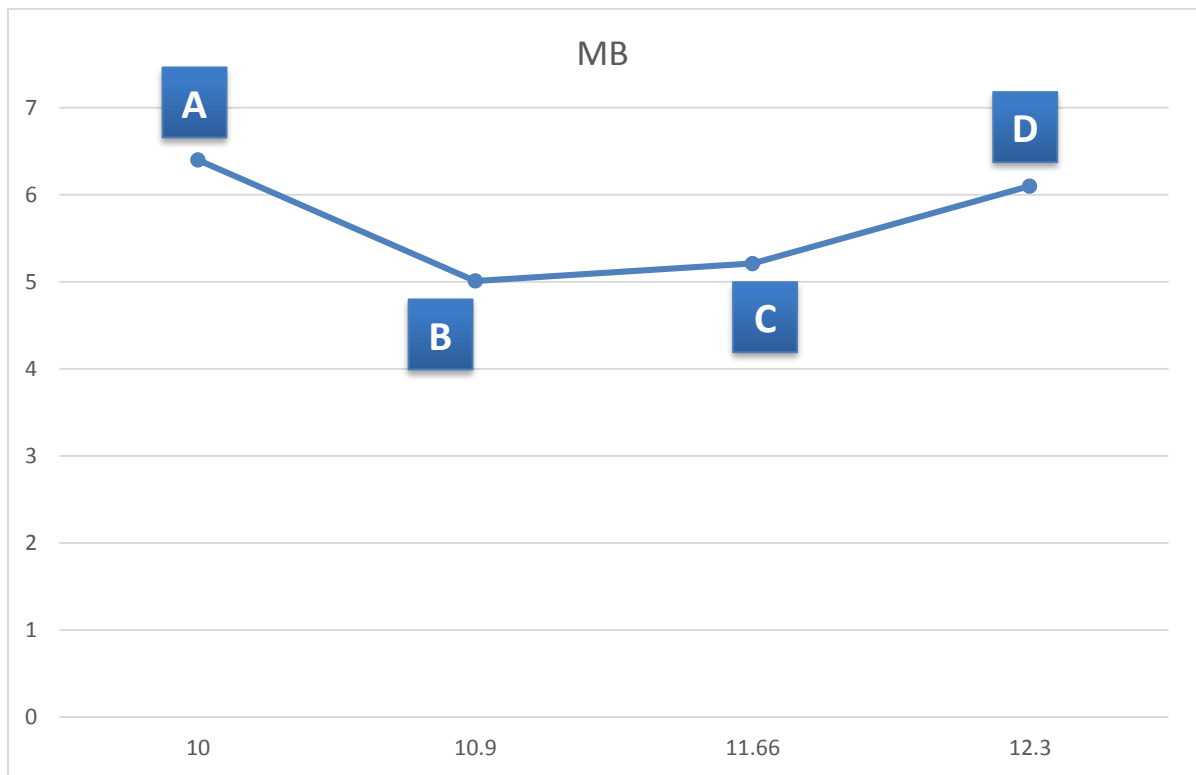
Figure IV-17 : la micro-dureté en fonction du rapport des vitesses dans : (A) Noyau, (B) ZATM avançant, (C) ZATM reculant, (D) ZAT avançant, (E) ZAT reculant.

**IV-4 Résultats des essais de résilience :**

Variante	MB (Joule)	ZAT (Joule)	ZN(Joule)
<b>A (10 <math>\omega/v</math>)</b>	6.4	5.3	2.6
<b>B (10.9 <math>\omega/v</math>)</b>	5.01	5.38	2.59
<b>C (11.66 <math>\omega/v</math>)</b>	5.21	5.32	2.41
<b>D (12.3 <math>\omega/v</math>)</b>	6.1	5.52	2.38

*Tableau IV-6 : les valeurs de résilience enregistrée dans les différentes zones.*

Les figures qui suivent représente une schématisation des résultats obtenus en fonction du rapport des vitesses.



*Figure IV-18 : Courbe de résilience en fonction du rapport des vitesses dans le MB.*

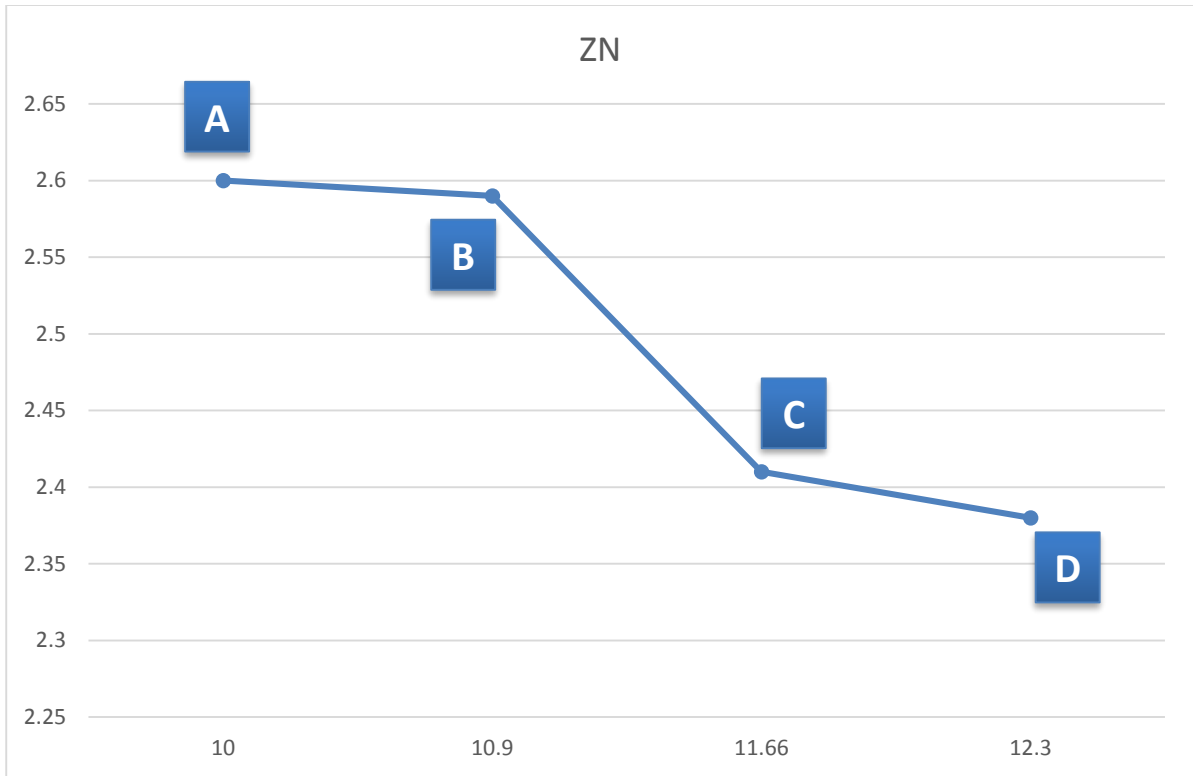


Figure IV-19 : Courbe de résilience en fonction du rapport des vitesses dans le noyau.

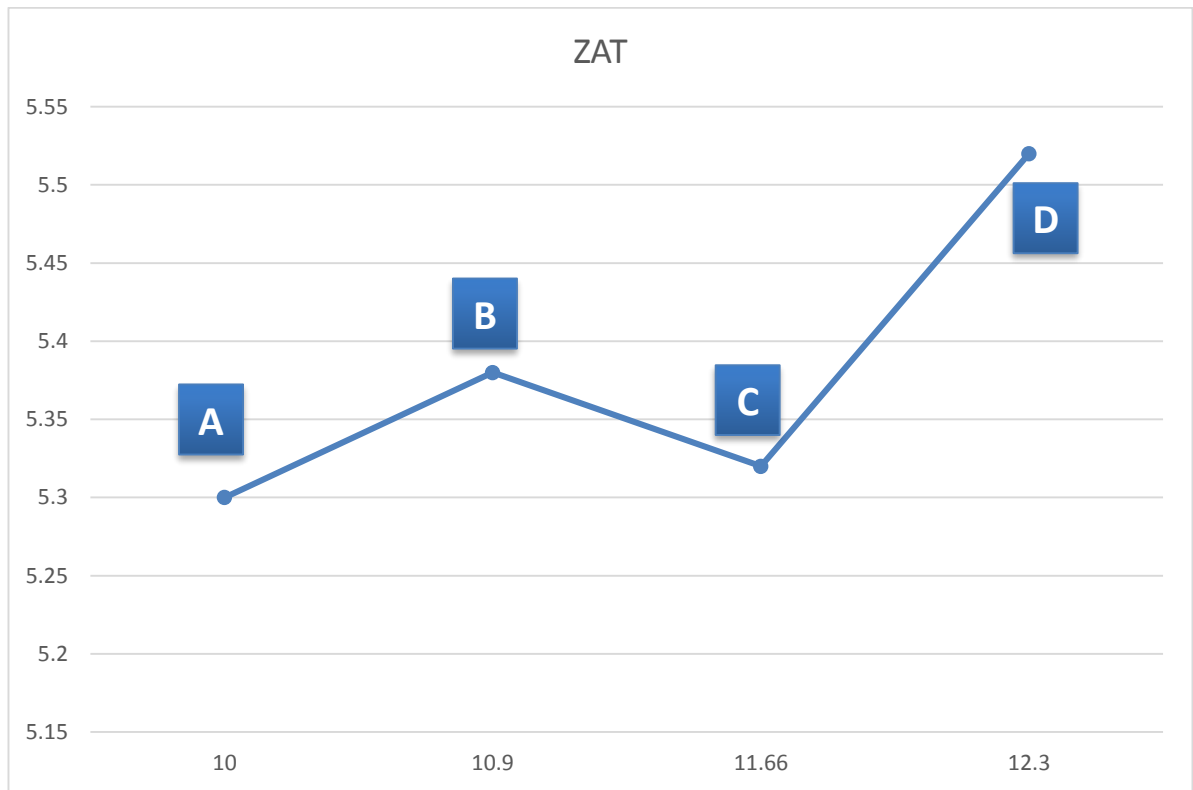


Figure IV-20 : courbe de résilience en fonction du rapport des vitesses dans la ZAT.

D'après les figures en dessus, il est clair que le comportement en résilience dans la ZAT est très différent que ce du noyau. Il faut noter que l'énergie absorbée lors du choc, est la plus faible dans le noyau, sur toutes les échantillons, avec diminution de la résilience en augmentant le rapport ( $\omega/v$ ). Dans la ZAT les valeurs de la résilience augmentent avec l'augmentation du rapport ( $\omega/v$ ).

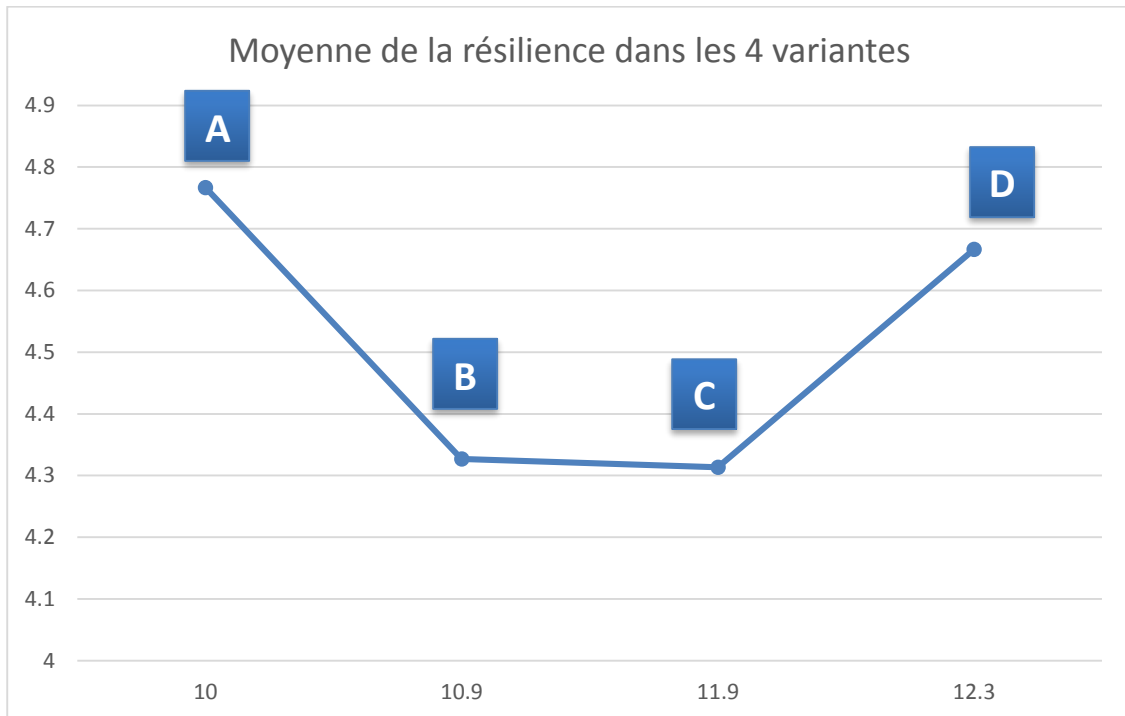


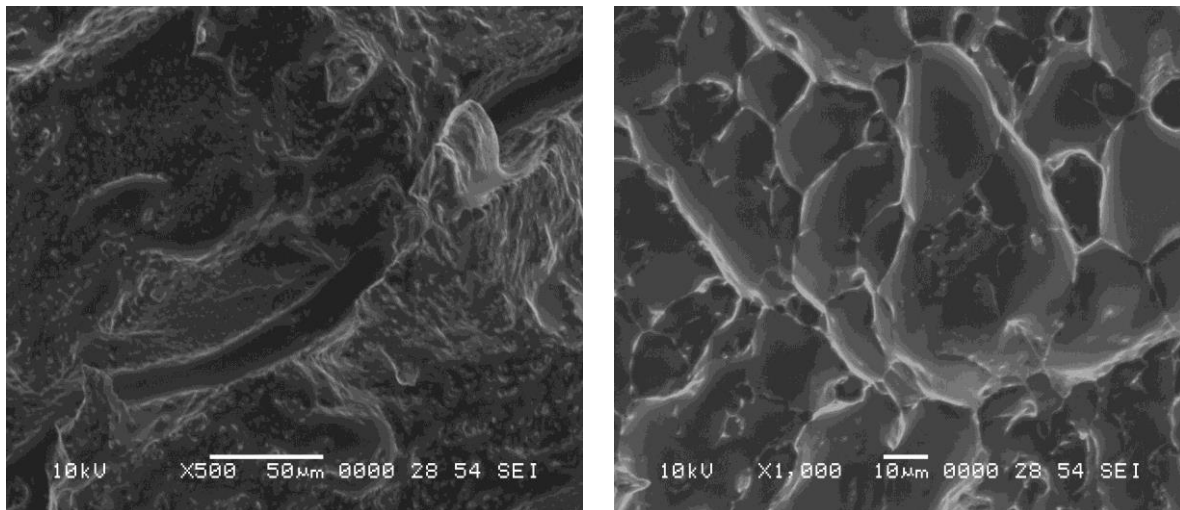
Figure IV-21 : courbe de la moyenne de résilience en fonction du rapport des vitesses.

La figure (IV-21) représente la variation de la résilience en fonction du rapport ( $\omega/v$ ), les valeurs inscrites sont une moyenne des valeurs de la résilience dans le MB, ZAT et NZ pour chaque variante.

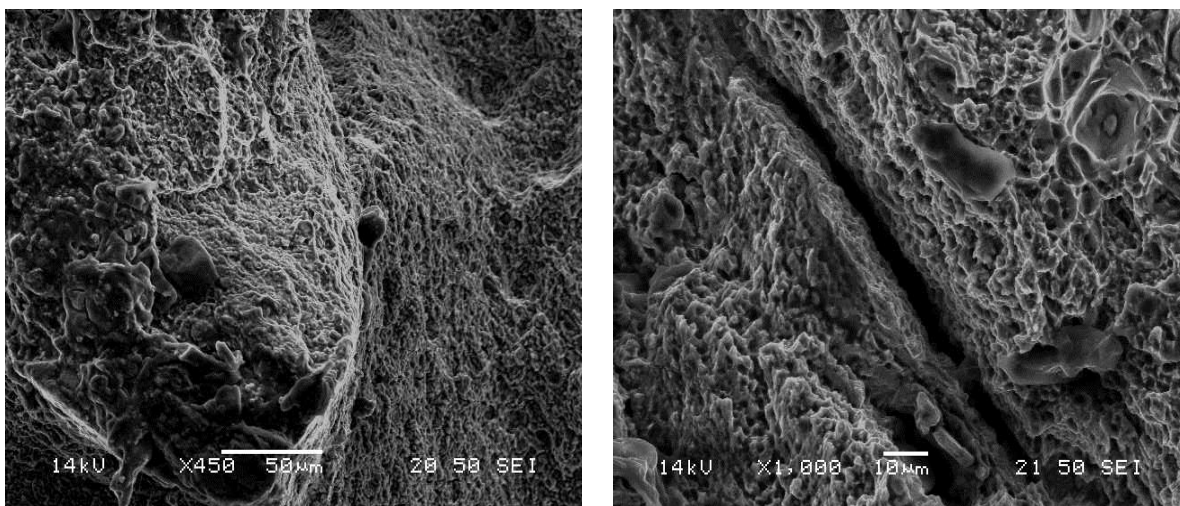
La variante A qui a donné le meilleur résultat en résilience, soudé avec les paramètres (1000/100 tr/mm), suivi de la variante D. les plus basses valeurs en résiliences ont été accordé aux variantes B et C.

#### IV-5 Résultats du MEB :

Ces figures montrent les faciès de rupture de la variante A et B, après essais de résilience la variante (A) et (B) ont eu des faciès de rupture ductiles en cupules.



*Figure IV-22 : Les faciès de rupture dans la variante A*



*Figure IV-23 : Les faciès de rupture dans la variante B*

Les faciès représentent une fractographie à cupule, ces ruptures sont accompagnées d'une déformation plastique, d'une striction importante et présentent des faciès d'aspect totalement ductile.

## CONCLUSION GENERALE

Ce travail est une contribution à l'étude et à la compréhension du procédé FSW utilisé pour le soudage des matériaux à usage aéronautique, à savoir les alliages d'aluminium 7075-T6.

Les plus importantes remarques dans ce travail, sont :

- 1- Le FSW produit un raffinement des grains dans la zone soudée, après traitement thermique la taille des grains dans les différentes zones du joint n'a pas été affecté.
- 2- A des différents rapports des vitesses, il a été remarqué une différence de la taille des grains dans le noyau.
- 3- Le traitement thermique a compensé les chutes en micro-dureté, prouvant que ce traitement thermique a conféré à la restauration de la micro-dureté dans le joint soudé.
- 4- L'essais de résilience a montré que la zone la plus faible dans le joint été le noyau, le mode de fracture dans cette zone été de mode ductile, le MEB a révélé des faciès de rupture ductile à cupules.
- 5- Pour répondre à la problématique posée au début de ce document, la plus grande moyenne enregistrée en micro-dureté a été confié à la variante B soudée par ses paramètres : (1200/110  $\omega/v$ ), la résilience la plus grande a été attribué pour la variante A soudés par : (1000/100  $\omega/v$ ).



## Références bibliographique

- [I-1] F. Nadeau, Thèse de doctorat, étude des conditions limitant la croissance anormale des grains dans les joints soudés par friction malaxage lors du traitement thermique de l'alliage d'aluminium AA5083, Naval Québec, Canada, 2013.
- [I-2] M.AZZOUG, Mémoire de Master, soudage par friction malaxage d'un alliage 2024-T3, Université de SAAD DAHLEB, 2011.
- [I-3] A.TEFFAHI, Mémoire de Master, soudage par friction malaxage d'un alliage 7074-T3, Université de SAAD DAHLEB, 2011.
- [I-4] Aide-mémoire, science des matériaux, DUNOD.
- [I-5] H. Benzeghimi, Mémoire de Master, étude de transformation de phases de soudage FSW des alliages d'aluminium 7075-T6, Université de SAAD DAHLEB, 2013.
- [I-6] I. Hamdi, Thèse de doctorat, Phénomène de précipitation des phases dans l'alliage d'aluminium série 6000, Université Mohamed Khider- Biskra, 2014.
- [I-7] H. BEDBOUDI, Thèse de doctorat, Etude de développement de structures dans les alliages à base d'aluminium : Al-Zn et Al-Cu-Zn, université Badji Mokhtar Annaba, 2011.
- [I-8] D. LAMROUS, Etude des transformations de phase et des propriétés physico-chimiques des alliages à base d'aluminium, Université Badji Mokhtar Annaba, 2014.
- [I-9] A. Deschamps, Thèse de doctorat, Influence de la prédéformation et des traitements thermiques sur la microstructure et les propriétés mécaniques des alliages Al-Zn-Mg-Cu,
- [I-10] M. NICOLAS, Precipitation evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments and in the heat-affected zone of welded joints, INPG, 2002.
- [I-11] J. TRADELLI, étude du comportement électrochimique des phases intermétallique des alliages d'aluminium 2214-T6 et 7050-T74, l'université de Lorraine, 2012.
- [I-12] A. Orozco-Caballero, Strategy for severe friction stir processing to obtain acute grain

refinement of an Al–Zn–Mg–Cu alloy in three initial precipitation states, *Materials Characterization* 112 (2016) 197–205.

[I-13] D. MAISONNETTE, Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d'aluminium 6061-T6, INSA de Lyon, 2010.

[I-14] S. MECHERI, Etude des réactions des Transformations de phase dans les alliages d'aluminium sous forme des tôles, Université Mentouri-Constantine 2007.

[II-1] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering R* 50 (2005) 1–78

[II-2] F. GEMME, Thèse de doctorat, Modélisation numérique des phénomènes physiques du soudage par friction-malaxage et comportement en fatigue de joints soudés en aluminium 7074-T6, université de Montréal, 2011.

[II-3] M.AISSANI, Thèse de doctorat, étude du comportement thermique et mécanique des matériaux aéronautiques par des méthodes numériques : application au soudage de structures métalliques, université SAAD DAHLEB de Blida, 2013.

[II-4] A. P. Reynolds et al. Relationships between weld parameters, hardness distribution and temperature history in alloy 7050 friction stir welds, *Science and Technology of Welding and Joining*, (2005), VOL 10 NO 2 190

[II-5] R.Andan et al, Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties, *Progress in Materials Science* 53 (2008) 980–1023.

[II-6] M. MEHTA et al. Tool Geometry for Friction Stir Welding Optimum Shoulder Diameter, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 2716—VOLUME 42A, SEPTEMBER 2011.

[II-7] M.W. Mahoney et al. Properties of Friction-Stir-Welded 7075 T651 Aluminum, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, VOLUME 29A, JULY 1998—1955.

[II-8] T. Azimzadegan et al. An Investigation into Microstructures and Mechanical Properties of AA7075-T6 during Friction Stir Welding at Relatively High Rotational Speeds, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1256—Volume 19(9) December 2010.

[II-9] M. Mohammadi-pour et al. Microstructure and mechanical properties of joints welded by friction-stir welding in aluminum alloy 7075-T6 plates for aerospace application, Department of Materials Engineering, University of Islamic Azad, South Tehran Branch, Tehran 1459853849, Iran, 2016.

[II-10] C. Sharma et al. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of AA7039 aluminum alloy, *Materials and Design* 36 (2012) 379–390.

[II-11] P. S. De et R. S. Mishra, Friction stir welding of precipitation strengthened aluminium alloys: scope and challenges, *Science and Technology of Welding and Joining* (2011) VOL 16 NO 4 343.

[II-12] G. İpekoğlu et al. Effects of temper condition and post weld heat treatment on the microstructure and mechanical properties of friction stir butt-welded AA7075 Al alloy plates, *Int J Adv Manuf Technol* (2014) 70:201–213.

[II-13] A.H. FENG et al. Microstructure and Cyclic Deformation Behavior of a Friction-Stir-Welded 7075 Al Alloy, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, VOLUME 41A, APRIL (2010)—957.

[II-14] O. Hatamleh et al. Fatigue Crack Growth of Peened Friction Stir-Welded 7075 Aluminum Alloy under Different Load Ratios, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 19(1) February (2010)—99.

[II-15] K. Elangovan et al. Predicting tensile strength of friction stir welded AA6061 aluminium alloy joints by a mathematical model, *Materials and Design* 30 (2009) 188–193.

[II-16] K. Kumar et Satish V. Kailas, The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation, *Materials Science and Engineering A* 485 (2008) 367–374.

- [II-17] H.K. Rafi et al. Microstructure and tensile properties of friction welded aluminum alloy AA7075-T6, *Materials and Design* 31 (2010) 2375–2380.
- [II-18] Ç. Yeni et al. Effect of post-weld aging on the mechanical and microstructural properties of friction stir welded aluminum alloy 7075, *Materials Science and Engineering*, Volume 34 Issue 2 December (2008) Pages 105-109.
- [II-19] Zhengwei Li et al. Optimal design of thread geometry and its performance in friction stir spot welding, *Materials and Design* 94 (2016) 368–376.
- [II-20] S. M. Bayazid et al. Effect of Pin Profile on Defects of Friction Stir Welded 7075 Aluminum Alloy, *Procedia Materials Science* 11 (2015) 12 – 16.
- [II-21] K. Elangovan et V. Balasubramanian Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy, *Materials Science and Engineering A* 459 (2007) 7–18.
- [II-22] R. Palanivel et al. Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys, *Materials and Design* 40 (2012) 7–16.
- [II-23] K. Kumar, Satish V. Kailas, On the role of axial load and the effect of interface position on the tensile strength of a friction stir welded aluminium alloy, *Materials and Design* 29 (2008) 791–797.
- [II-24] Mr. P H Shah et al. An experimental investigation of temperature distribution and joint properties of Al 7075 T651 friction stir welded aluminium alloys, *Procedia Technology* 23 (2016) 543 – 550.
- [II-25] R. Rai et al. Review: friction stir welding tools, *Science and Technology of Welding and Joining*, (2011) VOL 16 NO 4 325.
- [II-26] S. Hirasawa, et al. Analysis of effect of tool geometry on plastic flow during friction stir spot welding using particle method, *J. Mater. Process. Technol.*, 2010, 210, (11), 1455–1463.

[II-27] C. N. Suresha et al. A Study of the Effect of Tool Pin Profiles on Tensile Strength of Welded Joints Produced Using Friction Stir Welding Process, *Materials and Manufacturing Processes*, 26:9,1111-1116, DOI: 10.1080/10426914.2010.532527, (2014).

[II-28] Noor Zaman Khan et al. Effect of shoulder diameter to pin diameter (D/d) ratio on tensile strength of friction stir welded 6063 aluminium alloy, *Materials Today: Proceedings 2* (2015) 1450 – 1457.

[II-29] K.kumar et al. On the role of axial load and the effect of interface position on the tensile strength of a friction stir welded aluminium alloy, *Materials and Design* 29 (2008) 791–797.

[II-30] A. FARAH et al. COMPORTEMENT EN FATIGUE DE JOINTS D'ALUMINIUM 7075-T6 SOUDÉS PAR FRICTION-MALAXAGE ET PARACHEVÉS, UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL, 2013.

[II-31] Z. Shen et al. Microstructure and failure mechanisms of refill friction stir spot welded 7075-T6 aluminum alloy joints, *Materials and Design* 44 (2013) 476–486.

[II-32] R. Nandan et al. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties *Progress in Materials Science* 53 (2008) 980–1023.

[II-33] Paul Kah et al. Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys, *International Journal of Mechanical and Materials Engineering* (2015) 10:26 DOI 10.1186/s40712-015-0053-8.

[II-34] S. Di et al. The influence of zigzag-curve defect on the fatigue properties of friction stir welds in 7075-T6 Al alloy, *Materials Chemistry and Physics* 104 (2007) 244–248.

[II-35] T.Sakthivel et al. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction-stir-welded aluminum, *Int J Adv Manuf Technol* (2009) 43:468–473.

[II-36] Singh RKR et al. The microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al–Zn–Mg alloy in as welded and heat treated conditions. *Mater Des* 32:682–687, (2011).

[II-37] A. Sullivan et al. Microstructural properties of friction stir welded and post-weld heat-treated 7449 aluminium alloy thick plate, *Materials Science and Engineering A* 478 (2008) 351–360.

[II-38] S.M. Bayazid et al. Effect of cyclic solution treatment on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 7075 Al alloy, *Materials Science & Engineering A*, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.010>, (2016).

[IV-1] A. Goloborodko et al. Friction Stir Welding of a Commercial 7075-T6 Aluminum Alloy: Grain Refinement, Thermal Stability and Tensile Properties, *Materials Transactions*, Vol. 45, No. 8 (2004) pp. 2503 to 2508.