

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITE FERHAT ABBAS – SETIF 1

# THÈSE

Présentée à l'Institut d'Optique et de Mécanique de Précision  
Pour l'obtention du diplôme de

## DOCTORAT EN SCIENCES

**Option** : Optique et Mécanique de Précision

Par

**DEMOUCHE Mourad**

**Etude de l'influence des paramètres de soudage par  
friction sur la qualité des joints soudés**

Soutenue le 28 / 11 / 2019, devant le jury composé de :

Hocine BELHOUCHE	Professeur à l'université de M'SILA	Président
El Hadj OUAQDI	Professeur à l'université de Sétif 1	Rapporteur
Rachid LOUAHDI	Professeur à l'université de Sétif 1	Co-Rapporteur
Zakaria BOUMERZOUG	Professeur à l'université de Biskra	Examineur
Nassereddine ZEGHIB	Professeur à l'université d'Annaba	Examineur
Saad ABDESLAM	Professeur à l'université de Sétif 1	Invité

## **Remerciements**

*Le travail de thèse présenté dans ce manuscrit a été réalisé au sein du laboratoire de physique et mécanique des matériaux métalliques (LPMMM) à l'Institut d'optique et de mécanique de précision (IOMP) – Université FERHAT Abbas - Sétif.*

*J'adresse en premier lieu mes remerciements à Monsieur le Pr : E.H.OUAKDI et Monsieur le Pr : R.LOUAHDI d'avoir acceptés d'être les rapporteurs de cette thèse, pour leurs conseils et pour m'avoir encouragé dans les moments de doute et d'incertitude.*

*Je remercie Mr H. BELHOUCHE, Professeur à l'université de M'SILA pour m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse. Merci également à Monsieur Z. BOUMERZOUG, Professeur à l'université de Biskra, à Monsieur N. ZEGHIB, Professeur à l'université d'Annaba et à Monsieur S.ABDESSLEM, Professeur à l'université de Sétif, pour avoir acceptés de participer à ce jury.*

*D'autre part je tiens à remercier Mr A.BENKHLIF, ingénieur de labo des matériaux non métalliques pour la réalisation des essais de traction. Un grand merci au technicien du laboratoire de recherche LPMMM, Mr M.MANALLAH, pour sa grande disponibilité et pour son aide à la réalisation des essais de soudage.*

*Je remercie également Mr S.TEBBANE, enseignant à l'IOMP pour son aide et ses conseils en DRX. Enfin, je remercierai également Mme H.DHOUIBI, ingénieur de labo d'optique appliquée pour la qualité des observations obtenues par Microscope à Force Atomique (AFM).*

## **Résumé**

*Le soudage par friction est un procédé d'assemblage à l'état solide qui est largement utilisé en raison de ses avantages tels que son faible apport d'énergie et sa capacité de souder des matériaux qui ne peuvent pas être soudés par les procédés conventionnels et sans atteindre le point de fusion. Dans ce processus, la chaleur nécessaire au soudage est générée par le frottement créée à l'interface de contact d'une pièce en rotation et une pièce immobile sous l'action d'une pression axiale. Au cours du soudage, le frottement induit une déformation plastique importante du matériau à l'interface de contact ce qui permet de produire des joints de soudure de bonne qualité. Lors de ce travail, on s'intéresse principalement à l'effet des paramètres opératoires sur la soudabilité par friction d'un acier à haute teneur en carbone (100Cr6). Cet acier est souvent utilisé pour la fabrication des roulements.*

*Pour ce faire, Le présent manuscrit s'organise en deux volets. Le premier volet est consacré à la présentation d'une revue de la littérature sur le procédé de soudage par friction et le matériau étudié. Le second volet porte sur la caractérisation mécanique et microstructurale de joints de soudure par friction (semblables et dissemblables) obtenus dans diverses conditions de soudage de l'acier 100Cr6.*

*En premier temps, une procédure expérimentale a été utilisée pour obtenir des joints de soudure semblables (acier 100Cr6 / acier 100Cr6) avec des combinaisons différentes de paramètres de soudage. L'analyse de la microstructure a montré que la zone du joint de soudure présente trois régions métallurgiquement différentes. Il s'agit d'une zone affectée thermomécaniquement (ZATM) à la région proche de l'interface, une zone affectée thermiquement (ZAT) et une zone non affectée. La microstructure de la ZATM est caractérisée par des grains de martensite et d'austénite résiduelle. Les essais de traction ont montré que la résistance à la traction augmentait avec l'augmentation de la force et le temps de friction jusqu'à une certaine valeur, puis elle diminuait. La diminution de la résistance à la traction lorsque la force ou le temps de friction augmentent indique qu'une valeur excessive de ces deux paramètres dégrade la qualité du joint. De plus, les mesures de dureté montrent qu'une zone durcie est formée au niveau du joint de soudure, ce qui donne un comportement fragile au matériau après le soudage. En général, les propriétés mécaniques sont influencées par l'effet global de la structure métallographique de la soudure. Cette dernière est étroitement liée au type du matériau et les paramètres du procédé.*

*La seconde partie concerne le soudage dissemblable de deux matériaux différents. Il s'agit, en premier lieu du soudage par friction des tiges d'acier 100Cr6 avec des tiges d'un alliage d'aluminium à 5 % Mg (série 5xxx). Le processus a été analysé dans le joint de soudure par le test de microdureté Vickers. En deuxième lieu, des tiges de cet acier ont été soudées avec une plaque en acier de nature différente. Les variations de la dureté à travers la soudure et la microstructure ont été examinées.*

**Mots clés :** Soudage par friction, Acier 100Cr6, Zone affectée thermiquement (ZAT), Propriétés mécaniques, Microstructure, Dureté.

## **Abstract**

*Friction welding is a solid state joining process that is widely used because of its advantages such as its low energy input and its ability to weld materials that can not be welded by conventional processes and without reaching the melting point. In this process, the heat required for welding is generated by the friction produced at the contact interface of a rotating part and a stationary part under the action of axial pressure. During welding, the friction induces significant plastic deformation of the material at the faying surface which allows, and under the action of pressure, to produce high quality solder joints. In this work, we mainly focus on the effect of the operating parameters on the frictional weldability of a high carbon alloy steel (100Cr6). This steel is often used for the manufacture of bearings.*

*To do this, this manuscript is organized in two parts. The first part is dedicated to the presentation of a review of the literature on the friction welding process and the material studied. The second part deals with the mechanical and microstructural characterization of similar and dissimilar friction welding joints obtained under various welding conditions of 100Cr6 steel.*

*Firstly, An experimental procedure was used to obtain similar welded joints (100Cr6 steel / 100Cr6 steel) with different combinations of welding parameters. Analysis of the microstructure has shown that the area of the weld joint has three metallurgically different regions. This is a thermomechanically affected zone (ZATM) at the near-interface region, a thermally affected zone (ZAT), and an unaffected zone. The microstructure of the ZATM is characterized by martensite and retained austenite grains. Tensile tests showed that tensile strength increased with increasing strength and friction time to a certain value and then decreased. The decrease in tensile strength as the friction force or time increases indicates that excessive value of these two parameters degrades seal quality. In addition, the hardness measurements assume that a hardened area is formed at the seam, which gives the material a brittle behavior after welding. In general, the mechanical properties are influenced by the overall effect of the metallographic structure of the weld. This is closely related to the type of material and process parameters.*

*The second part concerns the dissimilar welding of two different materials. The first is the friction welding of 100Cr6 steel rods with an aluminum alloy rods (5xxx series, 5% Mg). The process was analyzed in the weld joint by the Vickers microhardness test. In the second, rods of this steel were welded with a steel plate with different nature. The variations in hardness across the weld and the microstructure were examined.*

**Keywords:** *Friction welding, 100 Cr6 steel, Heat Affected Zone (HAZ), mechanical properties, microstructure, Hardness.*

## ملخص

التلحيم بالاحتكاك هو عملية تجميع في الحالة الصلبة و الذي يستخدم على نطاق واسع بسبب قدرته على تلحيم المواد التي لا يمكن تلحيمها بواسطة الطرق التقليدية و دون الوصول إلى نقطة الانصهار. في هذه العملية ، يتم توليد الحرارة المطلوبة للحام بواسطة الاحتكاك الناتج عن سطح التلامس للجزء الدوار و جزء ثابت تحت ضغط محوري. أثناء اللحام ، يؤدي الاحتكاك إلى حدوث تشوه كبير في المواد عند سطح التلامس مما يسمح بإنتاج وصلات لحام ذات نوعية جيدة. في هذا البحث ، نركز أساساً على تأثير عوامل التشغيل على قابلية التلحيم بالاحتكاك للصلب العالي الكربون 100Cr6. يكرس الجزء الأول لعرض مراجعة للأدبيات المتعلقة بعملية التلحيم بالاحتكاك و المواد المدروسة. يتناول الجزء الثاني التوصيف الميكانيكي و البنية المجهرية لوصلات التلحيم بالاحتكاك التي تم الحصول عليها في شروط التلحيم المختلفة من الصلب 100Cr6.

أولاً، تم استخدام إجراء تجريبي للحصول على وصلات ملحومة - لحام متماثل- بمجموعات مختلفة من عوامل التلحيم. أظهر تحليل البنية المجهرية أن منطقة وصلة اللحام بها ثلاث مناطق مختلفة من الناحية المعدنية. يتعلق الأمر بمنطقة متأثرة بالحرارة و التشوه (ZATM) في المنطقة القريبة من الواجهة ، و منطقة متأثرة حرارياً (HAZ) ، و منطقة غير متأثرة. تتميز البنية المجهرية للمنطقة ZATM ببنية مارتينسيت (martensite) و الأوستينيت المتبقي (retained austenite). لقد أظهرت اختبارات الشد أن قوة الشد تزداد بزيادة القوة و وقت الاحتكاك إلى قيمة معينة ، ثم تقل. يشير الانخفاض في قوة الشد عند زيادة القوة أو وقت الاحتكاك إلى أن القيمة المفرطة لهاتين المعلمتين تؤدي إلى تدهور جودة المفصل. بالإضافة إلى ذلك ، تشير قياسات الصلابة إلى أن منطقة صلابة تتشكل في مفصل اللحام ، مما يعطي سلوكاً هشاً للمادة بعد اللحام. بشكل عام ، تتأثر الخواص الميكانيكية بالتأثير الكلي للبنية المعدني للحام. يرتبط هذا الأخير ارتباطاً وثيقاً بنوع المواد و معايير العملية.

الجزء الثاني يتعلق باللحام المتباين لمادتين مختلفتين. الأول هو لحام بالاحتكاك من قضبان الصلب 100Cr6 مع قضبان من الألومنيوم (سلسلة 5xxx - Mg 5%). تم تحليل العملية في مفصل اللحام عن طريق اختبار فيكرز (hardness Hv) للصلابة. ثانياً ، تم لحام قضبان هذا الفولاذ بصفحة فولاذية ذات طبيعة معدنية مختلفة. في النهاية تم فحص الاختلافات في الصلابة و البنية المجهرية عبر اللحام.

**الكلمات المفتاحية :** التلحيم بالاحتكاك , الصلب 100Cr6 , المنطقة المتأثرة حرارياً (HAZ), الخصائص الميكانيكية, البنية المجهرية , الصلابة.

# Liste des figures

## Chapitre I

Figure I.1	<i>Principaux procédés de soudage par friction</i>	6
Figure I.2	<i>Étapes d'un cycle de soudage par friction rotative</i>	8
Figure I.3	<i>Variation des paramètres opératoires en fonction du temps lors d'une opération de soudage par friction pilotée</i>	8
Figure I.4	<i>Effets de la pression et de la vitesse sur la morphologie de la ZAT</i>	10
Figure I.5	<i>Combinaisons soudables par friction</i>	12
Figure I.6	<i>Exemples de pièces soudées par friction rotative</i>	12
Figure I.7	<i>Effets des paramètres de soudage par friction sur la résistance à la traction des joints (acier AISI 1040)</i>	14
Figure I.8	<i>Résultats du test de fatigue (soudure en acier AISI 1040)</i>	14
Figure I.9	<i>Profil horizontal de dureté (soudure en acier AISI 1040)</i>	14
Figure I.10	<i>Résultats des tests de traction effectués sur des échantillons soudés par friction</i>	15
Figure I.11	<i>Variations de la dureté dans la ZAT</i>	15
Figure I.12	<i>Variation de la résistance à la traction des soudures par friction en fonction de la vitesse de rotation et le temps de friction</i>	16
Figure I.13	<i>Illustration schématique des différentes régions de la ZAT d'une soudure par friction</i>	17
Figure I.14	<i>Microstructure au MEB de la ZAT située à l'interface du joint</i>	20
Figure I.15	<i>Profil de dureté à travers une soudure par friction de AA7075-T6</i>	22
Figure I.16	<i>Caractéristiques microstructurales de la ZAT d'une soudure par friction de AA7075-T6</i>	22
Figure I.17	<i>Macrographies optiques des joints de soudure par friction d'un alliage de titane pour différentes vitesses de rotation</i>	23
Figure I.18	<i>Macrographies optiques des joints de soudure par friction d'un alliage de titane pour différentes vitesses de rotation;</i>	23
Figure I.19	<i>Macrographie d'un joint de soudure par friction à l'état recuit (HSS et AISI 1040)</i>	25
Figure I.20	<i>Macrographie de l'interface de la soudure non traitée (HSS et AISI 1040)</i>	25
Figure I.21	<i>Photos d'échantillons soudés par friction à différentes conditions (acier inox AISI 2205 et AISI 1020)</i>	26
Figure I.22	<i>Micrographie au MEB de l'interface d'une soudure par friction d'un acier inox AISI 2205 et AISI 1020</i>	26
Figure I.23	<i>Interface d'une soudure dissemblable acier inox / Cu</i>	27
Figure I.24	<i>Analyse EDS de la zone de la phase intermétallique d'un joint de soudure par friction, acier inox/ Cu</i>	28

Figure I.25	<i>Épaisseur de la phase intermétallique à l'interface d'un joint de soudure par friction d'un acier inox / Cu</i>	28
Figure I.26.	<i>Micrographie optique de la microstructure à l'interface d'une soudure par friction entre Ti et l'acier inox avec une couche intermédiaire en nickel</i>	29
Figure I.27.	<i>Microstructure à l'interface du joint de soudure par friction entre Ti-6AL-4V et un acier inox 304L</i>	30
Figure I.28	<i>Macrographie d'une soudure par friction entre un alliage d'Al (AA6061) et un acier (AISI 4340)</i>	31
Figure I.29.	<i>Micrographie d'un joint de soudure par friction entre AA 6061 et AISI 4340.</i>	31
Figure I.30	<i>Photos de pièces soudées par friction entre l'alumine et l'acier avec couche intermédiaire en aluminium</i>	32
Figure I.31	<i>Génération de la chaleur à travers une soudure par friction</i>	33

## Chapitre II

Figure II. 1	<i>Diagramme de phase Fer - Carbone</i>	36
Figure II.2	<i>Micrographie optique de la microstructure de l'acier 100Cr6</i>	37
Figure II.3	<i>évolution de la taille des grains d'austénite d'un acier 100cr6 en fonction de la température indiquée pendant 1 h</i>	38
Figure II.4	<i>Cinétique de la dissolution de la cémentite dans l'acier 100Cr6, commençant par une structure globulisée, en fonction de la température d'austénitisation</i>	38
Figure II.5	<i>Diagramme de transformation schématique montrant la vitesse de refroidissement la plus lente requise pour obtenir une microstructure entièrement martensitique</i>	39
Figure II.6	<i>Températures <math>M_s</math> en fonction de la teneur en carbone</i>	40
Figure II.7	<i>Influence des éléments d'alliage sur <math>M_s</math></i>	40
Figure II.8	<i>Acier 100Cr6 : (a) état globulisé, (b) état trempé contenant la martensite non revenu, l'austénite résiduelle et des carbures précipités et (c) état trempé et revenu</i>	41
Figure II.9	<i>Microstructure au MET de la bainite inférieure observée dans un échantillon de l'acier 100Cr6 austénitisé pendant 15 min à 860 °C puis soumis à un maintien de 2 h à 220 °C suivi d'un refroidissement par trempe à l'air</i>	42
Figure II.10	<i>Diagramme de transformation isotherme de l'acier 100Cr6</i>	43
Figure II.11	<i>Diagramme de transformation à refroidissement continu (CCT) de l'acier 100Cr6</i>	43
Figure II.12	<i>Données pour un acier 100Cr6 contient 1.08% carbone, revenu pour 1 h aux températures indiquées.</i>	44
Figure II.13	<i>Contrainte de compression à déformation vraie en fonction de la dureté</i>	45
Figure II.14	<i>Teneur en austénite résiduelle en fonction de la température d'austénitisation et la température du revenu pour un acier 100Cr6</i>	46
Figure II.15	<i>Microplasticité, principalement due à la transformation de l'austénite résiduelle</i>	47

## Chapitre III

Figure III.1	<i>Micrographie de l'acier 100Cr6 à l'état recuit</i>	49
Figure III.2	<i>Diagramme TRC de l'acier 100Cr6</i>	50
Figure III.3	<i>Processus de sphéroïdisation de l'acier 100Cr6</i>	50
Figure III.4	<i>Courbe Force – allongement de l'acier 100Cr6 à l'état recuit -Vitesse d'essai : 5 mm/min</i>	51
Figure III.5	<i>Dispositif de soudage par friction</i>	52
Figure III.6	<i>Système de bridage de la pièce fixe</i>	53
Figure III.7	<i>Schématisation des différentes étapes du procédé de soudage par friction rotative</i>	55
Figure III.8	<i>Formes et dimensions des pièces à souder par friction</i>	56
Figure III.9	<i>Photos montrant la procédure de découpage et enrobage des échantillons</i>	58
Figure III.10	<i>Machine de polissage</i>	59
Figure III.11	<i>Microscope optique</i>	60
Figure III.12	<i>Microscope électronique à balayage (MEB) type JOEL-Model JSM-7001F, japan,</i>	61
Figure III.13	<i>Principe de fonctionnement de l'AFM</i>	62
Figure III.14	<i>Principe de la diffraction des rayons X</i>	63
Figure III.15	<i>Machine de traction Zwick - 100</i>	64
Figure III.16	<i>Profils des mesures de dureté</i>	65

## Chapitre IV

Figure IV. 1	<i>Influence du temps de friction sur la résistance à la traction des pièces soudées par friction</i>	68
Figure IV.2	<i>Influence de la force de friction sur la résistance à la traction des pièces soudées par friction</i>	69
Figure IV.3	<i>Influence du temps de friction sur l'allongement et le raccourcissement axial des pièces soudées par friction</i>	70
Figure IV.4	<i>Influence de la force de friction sur l'allongement et le raccourcissement axial des pièces soudées par friction</i>	71
Figure IV.5	<i>Photos illustrant trois sections prélevées dans des soudures par friction réalisées sous différentes conditions</i>	72
Figure IV.6	<i>Micrographie optique montrant le changement de la microstructure à travers une soudure par friction d'un acier 100Cr6</i>	74
Figure IV. 7	<i>Orientation des grains de la microstructure au voisinage de la ZAT</i>	74
Figure IV.8	<i>Micrographie optique de la ZAT de quatre soudures différentes de type plan/plan</i>	75



Figure IV.9	<i>Micrographie optique de la ZATM prises dans des soudures de type plan/plan soudées sous différentes conditions</i>	77
Figure IV.10	<i>Micrographie optique de la ZATM prises dans des soudures différentes</i>	78
Figure IV.11	<i>Analyse par DRX de la Zone déformée plastiquement d'une soudure par friction de deux échantillons différents</i>	79
Figure IV.12	<i>Micrographie au MEB de la ZATM d'un joint de soudure (plan / plan)</i>	80
Figure IV.13	<i>Spectre EDX dans la ZATM d'un joint de soudure E6 (plan/plan)</i>	81
Figure IV.14	<i>Concentration massique des éléments d'alliage le long de la soudure-région centrale pour l'échantillon E6</i>	82
Figure IV.15	<i>Concentration massique des éléments d'alliage le long de la soudure-région périphérique pour l'échantillon E6</i>	83
Figure IV.16	<i>Image topographique par AFM capturée sur la surface de la ZATM du joint de soudure des éprouvettes E17 et E6</i>	84
Figure IV.17	<i>Courbes montrant les variations de duretés mesurées à travers une soudure (plan/plan) pour différentes valeurs de temps de friction</i>	86
Figure IV.18	<i>Courbes montrant les variations de duretés mesurées à travers une soudure (cône/plan)</i>	86
Figure IV.19	<i>Variations de la dureté (sphère / plan) et R = 5 mm</i>	87
Figure IV.20	<i>Variations de la dureté suivant la direction transversale du joint de soudure</i>	88
Figure IV.21	<i>Dureté moyenne pour différentes interfaces de contact (Temps de friction 5 sec)</i>	88
Figure IV.22	<i>Diagramme de phase du système Fe - Al</i>	89
Figure IV.23	<i>Vue schématique de positionnement des pièces avant soudage 100Cr6/AlMg</i>	91
Figure IV.24	<i>Exemple de pièces soudées par friction (soudure dissemblable Acier/Aluminium)</i>	92
Figure IV.25	<i>Relation entre le temps de friction et le raccourcissement axial (soudure dissemblable Acier/Aluminium)</i>	93
Figure IV.26	<i>Orientation des mesures de dureté (soudure dissemblable Acier/Aluminium)</i>	93
Figure IV.27	<i>Evolution de la dureté à travers la région centrale de la soudure Acier/Aluminium pour l'éprouvette R = 7 mm</i>	94
Figure IV.28	<i>Evolution de la dureté à travers la région centrale de la soudure Acier/Aluminium pour l'éprouvette R = 6 mm</i>	94
Figure IV.29	<i>Schématisme de l'assemblage étudié (tige - plaque)</i>	95
Figure IV.30	<i>Assemblage tige-plaque soudé par friction</i>	96
Figure IV.31	<i>Schéma montrant la direction de chargement lors de l'essai de cisaillement sur machine de traction</i>	97
Figure IV.32	<i>Points de soudure par friction de l'assemblage dissemblable tige -plaque après test de cisaillement</i>	97
Figure IV.33	<i>Evolution de la force maximale de cisaillement des soudures en fonction</i>	98

	<i>du temps de friction</i>	
Figure IV.34	<i>Photos montrant un échantillon prélevé d'un assemblage tige-plaque soudé par friction</i>	98
Figure IV.35	<i>Micrographie optique de la zone affectée thermomécaniquement d'une soudure par friction (Tige – plaque)</i>	99
Figure IV.36	<i>Distribution de la dureté le long de la soudure (tige – plaque)</i>	100

## **Liste des tableaux**

Tableau II.1	<i>Composition chimique standard de l'acier 100Cr6</i>	35
Tableau II.2	<i>Données de traction en fonction de la température d'essai de l'acier 100Cr6</i>	43
Tableau III.1	<i>Composition chimique de l'acier 100Cr6 en % massique</i>	49
Tableau III.2	<i>Paramètres opératoires utilisés lors du soudage</i>	57
Tableau IV.1	<i>Composition chimique de l'alliage d'aluminium [AlMg]</i>	90
Tableau IV.2	<i>Caractéristiques mécaniques de l'alliage AlMg (Norme NF EN 485-2 et 755-2)</i>	90
Tableau IV.3	<i>Paramètres de soudage dissemblable (tige – plaque)</i>	96

# Table des matières

<b>Introduction générale .....</b>	<b>1</b>
<b>Chapitre I Soudage par friction .....</b>	<b>5</b>
I.1 Introduction .....	5
I.2 Types de soudage par friction.....	5
I.2.1 Soudage par friction rotative .....	5
I.2.2 Soudage par friction linéaire .....	5
I.2.3 Soudage par friction malaxage .....	6
I.3 Principe du soudage par friction rotative .....	6
I.3.1 Phases d'un cycle de soudage par friction.....	7
I.3.1.1 phase de friction .....	9
I.3.1.2 phase de forgeage .....	9
I.3.2 Paramètres du soudage par friction .....	9
I.3.2.1 Vitesse .....	9
I.3.2.2 Pression .....	10
I.3.2.3 Temps .....	10
I.4 Facteurs influençant la qualité d'une soudure par friction.....	11
I.5 Matériaux soudables par friction.....	11
I.6 Propriétés mécaniques des joints de soudure par friction.....	13
I.7 Caractéristiques microstructurales des soudures par friction.....	16
I.7.1 Zone affectée par la chaleur.....	16
I.7.2 Soudage des matériaux semblables.....	17
I.7.2.1 Soudage des aciers .....	18
I.7.2.2 Soudage des alliages d'aluminium .....	21
I.7.2.3 Soudage des alliages de cuivre .....	22
I.7.2.4 Soudage des alliages de nickel .....	22
I.7.2.5 Soudage des alliages de titane .....	22
I.7.3 Soudage des matériaux dissemblables.....	24
I.7.3.1 Soudage des aciers au carbone avec des aciers alliés .....	24
I.7.3.2 Soudage des aciers inoxydables avec d'autres métaux .....	26
I.8 Analyse thermique du soudage par friction.....	32
I.8.1 Génération de la chaleur .....	32
I.8.2 Température de l'interface .....	33

<b>Chapitre II</b>	<b>Propriétés des aciers à roulements (100Cr6) .....</b>	<b>35</b>
II.1	Introduction.....	35
II.2	Propriétés microstructurales des aciers 100Cr6.....	35
II.2.1	Recuit de globulisation (Spheroidisation) .....	36
II.2.2	Austénitisation .....	37
II.2.3	Trempe et revenu.....	38
II.2.3.1	Trempe martensitique.....	39
II.2.3.2	Adoucissement et revenu .....	40
II.2.3.3	Transformation bainitique dans les aciers 100Cr6.....	41
II.3	Propriétés mécaniques des aciers 100Cr6 .....	43
II.3.1	Résistance à la traction.....	43
II.3.2	Dureté.....	44
II.4	Austénite résiduelle.....	45
II.5	Stabilité dimensionnelle de l'acier 100Cr6.....	47
		<b>48</b>
<b>Chapitre III</b>	<b>Matériau et techniques expérimentales.....</b>	
III.1	Condition expérimentales.....	48
III.1.1	Matériau d'étude.....	48
III.1.1.1	Composition chimique.....	48
III.1.1.2	Microstructure du matériau étudié.....	49
III.1.1.3	Processus de traitement thermique (spheroidisation) de l'acier 100Cr6 .....	49
III.1.1.4	Propriétés mécaniques.....	51
III.1.2	Dispositif du soudage .....	52
III.1.3	Mode opératoire .....	54
III.1.4	Paramètres du soudage.....	54
III.2	Techniques de caractérisation microstructurale.....	58
III.2.1	Préparation métallographique des échantillons .....	58
III.2.2	Techniques d'observation et d'analyse.....	59
III.2.2.1	Microscopie optique.....	59
III.2.2.2	Microscopie électronique à balayage (MEB).....	60
III.2.2.3	Microscopie à force atomique (AFM).....	61
III.2.2.4	Analyses par diffraction des rayons X.....	62
III.3	Caractérisation mécanique.....	64
III.3.1	Essai de traction .....	64
III.3.2	Essai de dureté.....	65

<b>Chapitre IV</b>	<b>Caractérisation des soudures.....</b>	<b>66</b>
IV.1	Caractérisation mécanique par essai de traction .....	66
IV.1.1	Résistance à la traction .....	67
IV.1.2	Allongement .....	69
IV.2	Raccourcissement axial .....	70
IV.3	Caractérisation microstructurale des joints de soudure.....	71
IV.3.1	Observation macroscopique .....	71
IV.3.2	Zones caractéristiques d'un joint de soudure par friction.....	72
IV.3.2.1	Zone affectée thermomécaniquement (ZATM) .....	73
IV.3.2.2	Zone affectée thermiquement (ZAT) .....	73
IV.3.2.3	Zone non affectée .....	73
IV.3.3	Etude de la zone affectée thermomécaniquement.....	76
IV.3.4	Analyse MEB-EDX .....	80
IV.3.4.1	Micrographie au MEB .....	80
IV.3.4.2	Analyse chimique EDX dans le cordon de soudure .....	80
IV.3.4.3	Distribution des éléments chimiques .....	82
IV.3.5	Analyse par microscopie à force atomique (AFM).....	83
IV.4	Dureté .....	85
IV.5	Soudage dissemblable, Acier 100Cr6 - Alliage d'Aluminium AlMg .....	89
IV.5.1	Introduction.....	89
IV.5.2	Matériaux.....	90
IV.5.3	Raccourcissement axial .....	92
IV.5.4	Dureté.....	93
IV.6	Soudage de l'acier rond (100Cr6) sur acier plat (doux).....	95
IV.6.1	Paramètres de soudage.....	95
IV.6.2	Essai de cisaillement .....	96
IV.6.3	Résultats du test de cisaillement.....	97
IV.6.4	Caractérisation microstructurale.....	98
IV.6.5	Dureté .....	99
IV.6.6	Conclusion .....	100
<b>Chapitre V</b>	<b>Discussion des résultats.....</b>	<b>101</b>
V.1	Microstructure des soudures .....	102
V.2	Propriétés mécaniques des soudures .....	104
V.2.1	Traction .....	104
V.2.2	Raccourcissement axial .....	105
V.2.3	Effets de la martensite et l'austénite résiduelle sur les propriétés Mécaniques .....	105

V.2.4 Dureté .....	106
<b>Conclusion générale.....</b>	<b>107</b>
<b>Références</b>	

## Introduction générale

La fabrication de structures pour les applications aéronautiques impose des exigences strictes aux méthodes d'assemblage. Ces exigences concernent principalement un poids minimal, des propriétés adéquates, facilité et fiabilité des assemblages. Parmi les techniques d'assemblages possibles, on trouve les procédés de soudage à l'état solide qui sont historiquement les plus anciens.

Lors du soudage à l'état solide, les joints de soudure sont produits par diffusion à des températures inférieures au point de fusion des matériaux de base sans addition de métal d'apport. Le soudage à l'état solide présente de nombreux avantages. Aucune fusion n'est impliquée, ce qui réduit considérablement les problèmes liés à la fusion et à la solidification dans les techniques de soudage par fusion (soudage laser ou à l'arc), et rend alors possible d'assembler des alliages difficilement soudables par les techniques conventionnelles. De plus, la formation de phases intermétalliques à l'interface, qui peuvent être fragiles, est éliminée ou minimisée.

Dans les assemblages à l'état solide, un contrôle approprié, individuel ou combiné, des paramètres du processus tels que le temps, la température et la pression maintenus pendant le processus peut améliorer la qualité de l'assemblage.

Les procédés de soudage à l'état solide comprennent le soudage sous pression à froid, le soudage par diffusion, le soudage par explosion, le soudage à la forge, le soudage par ultrasons, le soudage par friction, ... etc. Ces procédés impliquent, d'une manière générale, un ou plusieurs des phénomènes suivants : La *diffusion* d'atomes à travers une interface, la *pression* et le *mouvement relatif* des surfaces en contact.

Le soudage par friction est l'une des méthodes de soudage à l'état solide les plus économiques et les plus productives pour joindre des métaux semblables et dissemblables. Il est souvent la seule technique efficace dans ce domaine qui peut surmonter les difficultés rencontrées lors de l'assemblage de matériaux présentant des caractéristiques physiques très différentes tels que la conductivité et la dilatation thermique.

Le soudage par friction concerne les procédés de soudage à l'état solide qui conduisent à la jonction de matériaux sous l'influence de la chaleur générée par le frottement produit par un mouvement de glissement induit mécaniquement entre les surfaces en contact.

Le frottement mécanique peut être produit entre deux pièces maintenues sous pression, une pièce en rotation et une pièce fixe (friction rotative) ou les deux pièces en mouvement linéaire oscillatoire (friction linéaire) ou à l'aide d'un outil en mouvement entre deux pièces fixes (friction malaxage).

Lors du soudage par friction rotative (*Rotary Friction Welding* en anglais), la chaleur nécessaire au soudage est produite par le frottement généré par le mouvement de rotation de l'une des pièces à souder contre une pièce maintenue fixe sous une pression axiale. Cette méthode repose sur la conversion directe d'énergie mécanique en énergie thermique pour former la soudure, sans application de chaleur provenant d'une autre source. La qualité de la soudure produite par soudage par friction est étroitement liée aux paramètres du processus tels que la vitesse de rotation, le temps de friction et de forgeage, la pression de friction et de forgeage. Ces paramètres doivent être optimisés pour assurer l'efficacité des soudures obtenues.

Le processus de soudage par friction rotative comprend deux phases distinctes: phase d'échauffement (ou friction) et phase de forgeage. Pendant la phase d'échauffement, les deux pièces à souder sont maintenues en contact sous une pression prédéterminée pendant une durée prédéterminée. Par conséquent, la chaleur générée par friction à l'interface crée une zone plastique entre les pièces à assembler et est diffusée dans le matériau adjacent. Dans cette zone, et sous l'effet du cisaillement qui se produit entre les deux pièces et la pression axiale appliquée, une partie du matériau plastifié est écoulee à l'extérieur sous forme de bourrelet. En conséquence, il se produit un raccourcissement axial (*axial shortening*). La température à l'interface est en dessous de la température du liquidus.

Une fois que la déformation plastique du matériau a eu lieu à l'interface, la partie tournante est arrêtée en augmentant la pression afin de permettre la consolidation des deux parties et la création du joint de soudure. Dans ce processus, le temps de soudage est extrêmement court, et peut aller,

Le soudage par friction offre la possibilité de produire des joints de soudure de bonne qualité en un temps extrêmement court (quelques secondes) et aucun élément supplémentaire (c.-à-d., sans poids ni coût supplémentaire).

Pendant le soudage par friction, le matériau à l'interface est soumis à des fortes déformations à haute température et à vitesse de déformation élevée. Par conséquent, des



modifications importantes de la microstructure et des propriétés mécaniques se produisent à la zone de la soudure. En raison des fortes déformations plastiques, la température à l'interface ne peut pas être mesurée directement, ce qui pose un problème d'interprétation des modifications de la microstructure qui se produisent dans la zone de soudure.

Bien que les propriétés mécaniques et métallurgiques des joints de soudure par friction sont assez étudiées pour de nombreux alliages, le soudage par friction des aciers à haute teneur en carbone tels que les aciers à outil et les aciers à roulement n'est pas encore bien maîtrisé. Par conséquent, l'objectif principal de ce travail a été de comprendre la soudabilité par friction de l'acier 100Cr6 en analysant l'effet des paramètres opératoires sur l'efficacité du joint de soudure résultant. Pour ce faire, les propriétés microstructurales et mécaniques lors du soudage par friction de l'acier 100Cr6 ont été étudiées expérimentalement dans ce manuscrit.

La thèse est organisée comme suit :

La première partie est une revue de la littérature qui a été menée pour examiner l'état de l'art concernant la technique de soudage utilisée et le matériau étudié. Cette partie comprend deux chapitres:

Le premier chapitre est consacré à la présentation du procédé de soudage par friction utilisé dans notre étude. Le deuxième chapitre présente d'une manière détaillée les propriétés de l'acier 100Cr6.

La deuxième partie concerne l'étude expérimentale du soudage par friction de l'acier 100Cr6. Elle comprend deux chapitres. Dans le chapitre 3 sont présentés les conditions opératoires pour la réalisation des joints de soudure ainsi que les techniques expérimentales utilisées pour la caractérisation.

Dans le chapitre 4, nous avons cherché à caractériser mécaniquement et métallurgiquement les soudures, afin de mettre en évidence l'effet des paramètres du processus de soudage sur la tenue des joints de soudure.

L'étude expérimentale se présente en deux sections. Dans un premier temps, nous nous sommes intéressés au soudage semblable par friction d'un acier à haute teneur en carbone allié au chrome 100Cr6 sous diverses conditions opératoires. Plus spécifiquement, le temps et la force de friction ainsi la géométrie de la surface d'interface de contact.

Les propriétés mécaniques des soudures dans les conditions « tel que soudé » ont été évaluées par des essais de traction et par des mesures de dureté. Pour mettre en évidence l'influence des paramètres du procédé et les changements microstructuraux affectant les propriétés

mécaniques, l'évolution microstructurale à travers la soudure a été étudiée par microscopie optique, microscopie électronique à balayage (MEB), Diffraction des rayons X, et par microscopie à force atomique (AFM).

Dans un deuxième temps, des soudures dissemblables ont été étudiées. Il s'agit du soudage par friction des tiges de l'acier 100Cr6 avec des tiges d'un alliage d'aluminium à 5 % Mg (AlMg) ainsi le soudage de tiges de cet acier avec une plaque en acier de nature différente. Les variations de la dureté à travers la soudure et la microstructure ont été examinées.

Et enfin, le chapitre 5 est consacré à la discussion des résultats expérimentaux.

## **Chapitre I**

# **SOUDAGE PAR FRICTION**

## **I.1 Introduction**

Dans les machines de soudage par friction, L'utilisation du mouvement relatif entre les pièces à souder sous l'effet de la pression de contact sert à la conversion de l'énergie mécanique en une quantité de chaleur au niveau du joint de soudure à l'aide du frottement produit à l'interface de contact. La génération du frottement est effectuée selon le type et les directions de ce mouvement. On distingue trois types de mouvements : mouvement de rotation, mouvement alternatif et mouvement linéaire [7].

## **I.2 Types de soudage par friction**

Selon la manière de produire le frottement, il existe différentes variantes du procédé de soudage par friction, à savoir le procédé de soudage par friction rotative (Figure I.1a), le soudage par friction linéaire (Figure I.1b) et le procédé de soudage par friction malaxage (Figure I.1c).

### **I.2.1 Soudage par friction rotative**

Ce type de soudage est utilisé pour les pièces de révolution. Dans ce processus, une pièce est animée d'un mouvement de rotation autour de son axe tandis que l'autre est maintenue immobile sous un effort axial de compression. Lors du soudage par friction rotative, l'énergie de rotation pendant la phase de friction peut être générée et transférée à la pièce tournante selon deux manières. Par l'utilisation d'un moteur tournant à vitesse constante (*soudage par friction pilotée*) ou par l'utilisation de l'énergie cinétique stockée dans un volant rotatif (*soudage par friction inertielle*).

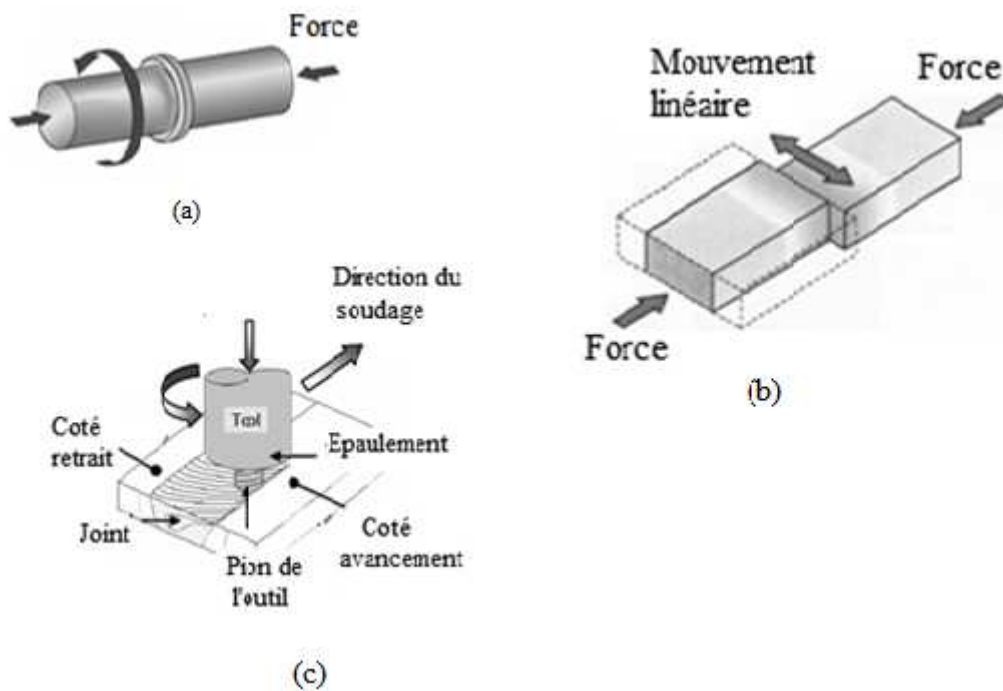
### **I.2.2 Soudage par friction linéaire**

Le soudage par friction linéaire est un processus dans lequel une pièce est fixe et l'autre est animée d'un mouvement linéaire oscillatoire sous une pression normale. Le soudage par

friction linéaire peut souder des pièces prismatiques (non circulaires) et la génération de chaleur est presque uniforme sur toute la section du joint.

### I.2.3 Soudage par friction malaxage

Lors du soudage par friction-malaxage (FSW), un outil rotatif à épaulement qui se termine par un pion fileté se déplace le long des surfaces de contact de deux plaques serrées de manière rigide, comme illustré à la Figure I.3. L'épaulement est en contact avec la surface supérieure des pièces à souder. La chaleur générée par le frottement entre le pion de l'outil rotatif et les deux pièces ramollit le matériau à souder. Une déformation plastique sévère et un écoulement de ce métal plastifié se produisent lorsque l'outil est déplacé dans le sens de la soudure [15].



**Figure I.1** Principaux procédés de soudage par friction, a – Friction rotative, b – Friction linéaire, c – Friction malaxage (FSW).

## I.3 Principe du soudage par friction rotative

Un grand nombre de pièces fabriqués à partir de différents matériaux ont traditionnellement nécessité certaines opérations d'assemblage. Habituellement, certaines méthodes de soudage par fusion sont utilisées pour souder des aciers à faible teneur en carbone. Cependant, le soudage des aciers à haute teneur en carbone et des superalliages est

plus difficile que de souder des aciers à faible ou moyen carbone en raison de la teneur élevée en carbone qui affaiblit la soudabilité du matériau. Bien que les méthodes de soudage par fusion conventionnelles ne soient pas facilement compatibles avec les dernières nuances de superalliages à haute résistance, des techniques de soudage par friction sont en cours de développement dans ces applications.

Le soudage par friction rotative est un processus qui produit une soudure sous l'effet d'une force de compression, mettant en contact deux pièces en rotation l'une par rapport à l'autre afin de produire de la chaleur et de déformer plastiquement le matériau à l'interface de contact [4].

Le joint de soudure peut être obtenu sans atteindre le point de fusion du matériau; ce qui réduit considérablement les problèmes de fissuration et la déformation grossière des soudures lors de la solidification. En outre, le soudage par friction présente des avantages supplémentaires par rapport aux techniques de soudage par fusion [12].

### **I.3.1 Phases d'un cycle de soudage par friction**

La réalisation d'un cycle de soudage par friction rotative consiste en première étape à mettre en rotation la pièce tournante, l'accostage et la mise en contact des deux pièces à souder. Une force de compression axiale est ensuite appliquée pour que les deux pièces frottent l'une contre l'autre. Durant cette étape, la chaleur nécessaire au soudage est générée, ce qui provoque une déformation plastique du matériau à l'interface de contact.

Après avoir atteint une durée ou un raccourcissement axial prédéterminé, la pièce en rotation est arrêtée et la force axiale est augmentée en même temps jusqu'à ce que la soudure soit consolidée et refroidie. Les étapes de base du soudage par friction rotative sont illustrées à la Figure I.2.

Les principaux paramètres opératoires du procédé de soudage par friction rotative sont donc la vitesse de rotation, la pression axiale et le temps de soudage. Ces paramètres déterminent la quantité de chaleur générée à l'interface de soudage et influencent la qualité du joint de soudure obtenu.

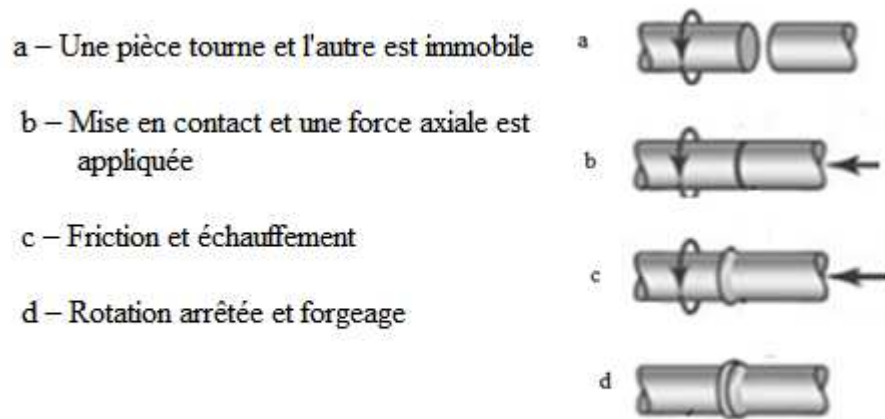


Figure I.2 Etapes d'un cycle de soudage par friction rotative

En général, un cycle de soudage par friction peut être divisé en deux phases. Phase de friction (phase d'échauffement) où la chaleur de soudage est générée afin de plastifier le matériau et former le bourrelet à l'interface. Phase de forgeage où la rotation est arrêtée et la pression est augmentée. Cette phase correspond à la consolidation et refroidissement de la soudure. Les relations entre les variables du processus sont illustrées à la figure I.3 qui représente la vitesse de rotation et la pression axiale en fonction du temps pour une soudure typique. Le temps nécessaire de freinage (arrêt de la broche tournante) est également un paramètre important, car il affecte la température de soudure et le timing de la force de forgeage [13].

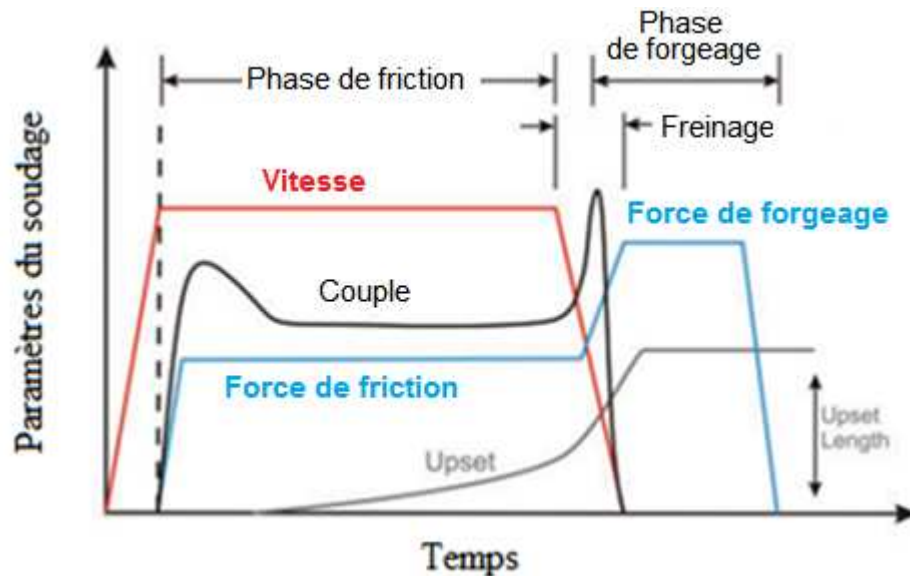


Figure I.3 Variations des paramètres opératoires en fonction du temps lors d'une opération de soudage par friction [66]

### **I.3.1.1 phase de friction**

Durant la phase de friction, les surfaces en contact se frottent l'une contre l'autre sous l'action d'un effort axial de compression. Ceci permet la génération de la chaleur et une forte adhésion se produit à la zone de contact. Après un certain moment, un cisaillement se produit et le métal est transféré d'une surface à l'autre. À mesure que le frottement continue, la température à l'interface et le couple augmentent et la quantité de la matière transférée croît. Pendant cette période, le couple augmente et diminue jusqu'à une valeur minimale qui reste constante. Lorsque le métal est chauffé et plastifié, il est transféré - sous l'effet de la force axiale - à partir de l'interface vers les bords extérieurs. Le raccourcissement axial se poursuit à augmenter [63].

### **I.3.1.2 phase de forgeage**

Lorsque la vitesse de rotation tend à diminuer (à la fin de la phase d'échauffement) et la pression est augmentée (au début de la phase de forgeage), un deuxième pic de couple se produit lorsque la liaison métallique se produit à l'interface et se refroidit. Le couple est ensuite tend à diminuer lorsque la vitesse de rotation s'annule. Pour les métaux dissemblables, plusieurs facteurs peuvent influencer le mécanisme de liaison ce qui le rend plus complexe et très difficile de prédire l'aptitude à la soudabilité des métaux différents. Parmi ces facteurs, on cite notamment les propriétés physiques et mécaniques, la structure cristalline, la solubilité mutuelle et les composés intermétallique [65].

## **I.3.2 Paramètres du soudage par friction**

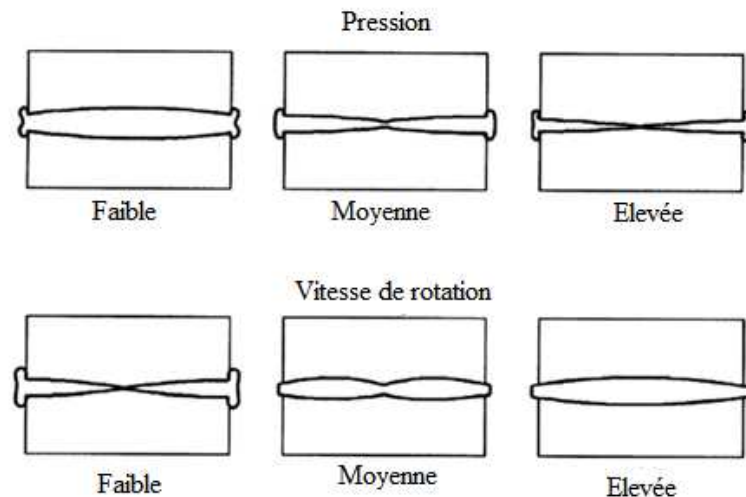
Les paramètres importants qui affectent la qualité des soudures obtenues par friction rotative sont la vitesse de rotation, la pression axiale et le temps nécessaire pour réaliser un cycle de soudage.

**I.3.2.1 Vitesse :** La vitesse de rotation est liée à la nature du matériau à souder et au diamètre de la surface à souder à l'interface. Ce paramètre a des effets différents sur les propriétés mécaniques des joints de soudure par friction. Une grande vitesse de rotation entraîne la génération d'une quantité importante de chaleur à l'interface, ce qui entraîne par conséquence, un ramollissement du matériau et une augmentation de la formation intermétallique.

Afin de minimiser les effets néfastes et produire des joints de bonne qualité, les vitesses de rotation utilisées doivent être appropriées. Car, la variation des vitesses de rotation produit des effets différents sur la qualité du joint [79].

**I.3.2.2 Pression :** La pression axiale choisie dépend des métaux assemblés et de la géométrie du joint. Cette pression a un effet sur la température dans la zone de soudure, la puissance d'entraînement requise et le taux de raccourcissement axial (volume du bourrelet écoulé).

L'effet combiné sur la forme et la largeur de la soudure (Figure I.4), nécessite que le choix de la pression axiale et la vitesse de rotation doit se situer dans une plage appropriée pour chaque matériau à souder et ne doit pas être d'une manière indépendante [66].



**Figure I.4** Effets de la pression et la vitesse sur la morphologie de la ZAT [66]

**I.3.2.3 Temps :** Le temps caractérise la rapidité et la productivité du processus de soudage.

Un temps d'échauffement très court peut entraîner un chauffage inadéquat et peut créer des zones non soudées à l'interface, ce qui produit des soudures faibles. Par contre, un temps de chauffage très long limite la productivité et entraîne un gaspillage de la matière (taux de raccourcissement important).

Le contrôle du temps de chauffage peut se faire de deux manières. La première consiste à arrêter la rotation à la fin d'une durée prédéterminée à l'aide d'un système de chronométrage approprié. La deuxième méthode qui est configurée pour consommer une longueur suffisante pour assurer un chauffage adéquat, consiste à arrêter la rotation après un raccourcissement axial prédéterminé [80].

En résumé, pour un raccourcissement axial donné lors du soudage, le temps de chauffage sera gouverné par la vitesse et la pression de chauffage. Donc, le temps de chauffage décroît avec l'augmentation de la pression de chauffage [65].



## **I.4 Facteurs influençant la qualité d'une soudure par friction**

Lors d'une opération de soudage par friction, trois phénomènes sont impliqués : la génération de chaleur par friction, la dissipation de chaleur et la déformation plastique du matériau de base. Le couplage entre ces phénomènes au cours de l'opération de soudage par friction, rend très difficile le développement d'un modèle prédictif pour le procédé de soudage par friction. Cependant, d'un point de vue qualitatif, le processus est bien compris grâce à des études expérimentales sur le soudage par friction effectuées sur une grande variété de matériaux. Cinq facteurs qualitatifs influencent sur la qualité d'une soudure par friction [13]:

- Vitesse relative des surfaces de contact
- Pression appliquée
- Propriétés du matériau
- Etat de surface et présence de films de surface
- Température de surface

La vitesse et la pression sont liées aux paramètres du processus de soudage par friction, tandis que les propriétés du matériau, l'état de surface et la présence de films de surface sont liés aux propriétés des matériaux assemblés,

La température de surface est un paramètre critique pour assurer de bonnes soudures. C'est une combinaison des paramètres du processus de soudage et des propriétés des matériaux assemblés. Les effets d'une température excessive ou insuffisante sont généralement évidents grâce à un examen de la soudure finie.

## **I.5 Matériaux soudables par friction**

Le soudage par friction atteint un niveau de progrès considérable dans plusieurs applications industrielles à cause de sa capacité de produire des joints de haute qualité avec une résistance excellente. Il peut être utilisé pour assembler une large gamme de matériaux semblables et dissemblables (figure I.5) tels que Les métaux, les céramiques, les composites à matrice métallique et les polymères. De nombreuses combinaisons de métaux dissemblables qui ne peuvent pas être assemblées par les techniques de soudage classique par fusion ont été soudées par friction. La figure I.6 montre quelques applications du soudage par friction rotative.

Métaux et alliages	Aluminium	Alliages d'Al	Bronze	Cuivre	Magnésium	Monel	Nickel	Nimonic	Acier	Acier coulé	Aciers spéciaux	Aciers inoxydables	Titane
Aluminium .....	■	■	□	■	▲	□	■	□	■	□	□	■	■
Alliages d'Al .....	■	■	□	□	▲	□	□	□	●	□	□	▲	□
Bronze .....	□	□	▲	□	□	□	□	□	▲	▲	□	□	□
Cuivre .....	■	□	□	▲	□	□	□	□	■	□	□	■	□
Magnésium .....	▲	▲	□	□	▲	□	□	□	□	□	□	□	▲
Monel .....	□	□	□	□	□	■	□	□	□	■	□	■	□
Nickel .....	■	□	□	□	□	□	□	□	□	□	□	□	■
Nimonic .....	□	□	□	□	□	□	□	■	■	■	□	■	□
Aciers .....	■	●	▲	■	□	□	□	■	■	■	■	■	▲
Aciers coulés .....	□	□	▲	□	□	■	□	■	■	■	■	■	□
Aciers spéciaux .....	□	□	□	□	□	□	□	□	■	■	■	■	□
Aciers inoxydables .....	■	▲	□	■	□	■	□	■	■	■	■	■	▲
Titane .....	■	□	□	□	▲	□	■	□	▲	□	□	▲	■

■ Bonne soudabilité    ▲ Soudable    ● Soudure délicate    □ possible ou non essayé

Figure I.5 Combinaisons soudables par friction [14]

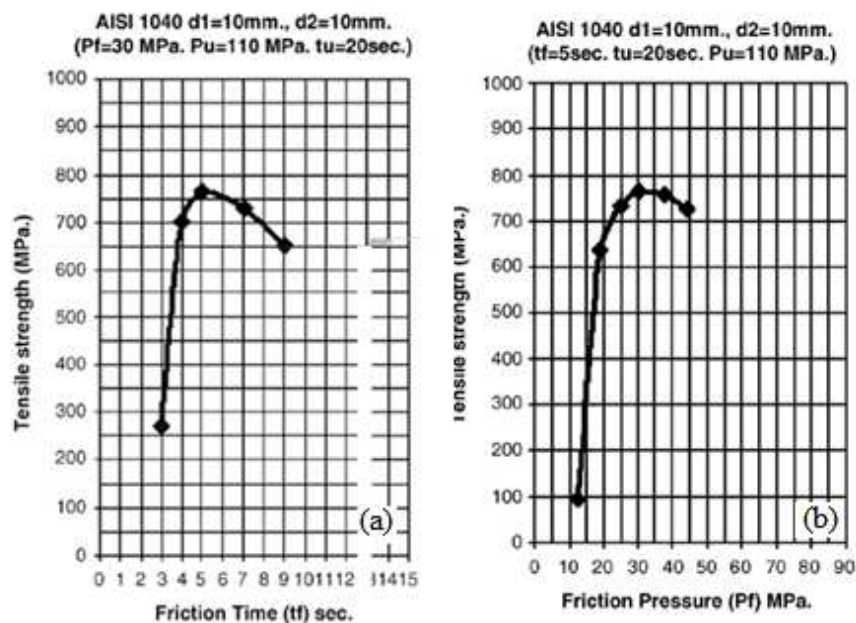


Figure I.6 Exemples de pièces soudées par friction rotative [76]

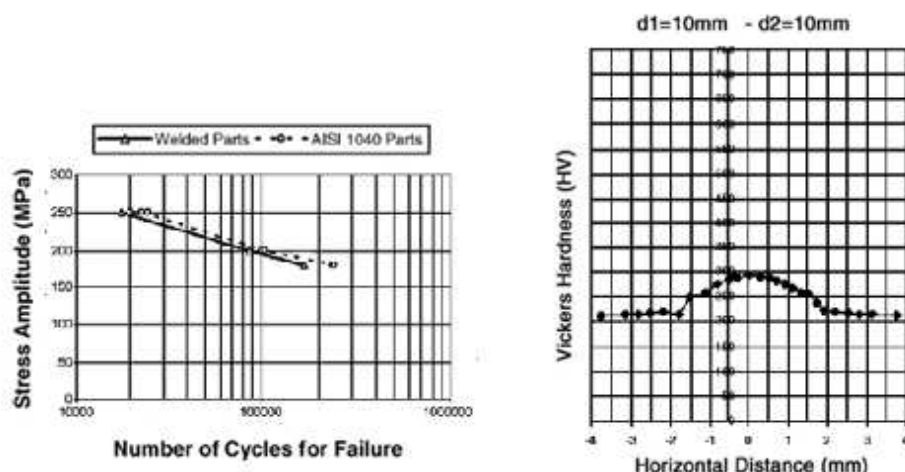
## I.6 Propriétés mécaniques des joints de soudure par friction

Les propriétés mécaniques des joints de soudure par friction dépendent des microstructures des zones formées à la proximité de la ligne de soudure pendant le soudage. Cette section décrit les effets des paramètres de processus sur les caractéristiques mécaniques des joints, comme la résistance à la traction, la dureté, la fatigue et le comportement à la rupture.

Dans son étude sur le soudage par friction d'un acier à moyenne teneur en carbone (AISI 1040), Mumin Sahin et al [18] ont étudié les effets des paramètres de soudage tels que le temps de friction et la pression de friction sur la résistance des joints de soudure par friction. Les propriétés mécaniques des joints ont été examinées à l'aide des tests de traction, de fatigue et de dureté. Il a été trouvé (figures I.7a et I.7b) que la variation du temps de friction et de la pression de friction influent sur la résistance des joints qui atteint un maximum puis diminue. La résistance à la traction des pièces soudées est d'environ 95% de celle du métal de base. La résistance à la fatigue des soudures a été étudiée également. Les variations d'amplitudes de contrainte en fonction du nombre de cycles de charge à la rupture sont illustrées à la Figure I.8. Comme on peut le voir, la résistance à la fatigue des pièces soudées est très proche de celle du métal de base. L'étude de la dureté dans le sens horizontal montre qu'elle atteint son maximum au centre du joint puis elle prend les valeurs du métal de base (Figure I.9).



**Figure I.7** Effets des paramètres de soudage par friction sur la résistance à la traction des joints (Acier AISI 1040) [18]

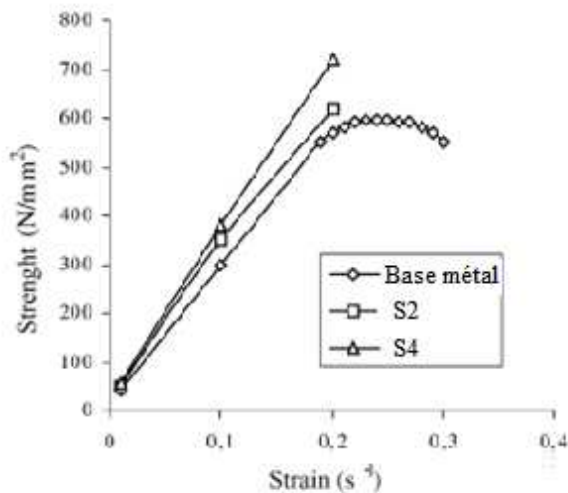


**Figure I.8** Résultats du test de fatigue,  $\sigma_{mean} = 400 \text{ MPa}$  (Acier AISI 1040) [18]

**Figure I.9** profile horizontal de dureté (Acier AISI 1040) [18]

Niyazi Ozdemir et al [21] ont examiné les effets des paramètres de soudage (pression de friction, pression de forgeage, temps de friction, temps de forgeage et vitesse de rotation) sur les propriétés mécaniques des assemblages soudés par friction d'un acier hypereutectoïde à haute teneur en carbone (1,18% de carbone et 4% d'aluminium). Les résultats expérimentaux indiquent que chaque paramètre individuel a peu d'effet sur la qualité du joint, mais la combinaison des effets de la vitesse de rotation, de la pression de friction et du temps de friction a un effet significatif sur les propriétés mécaniques.

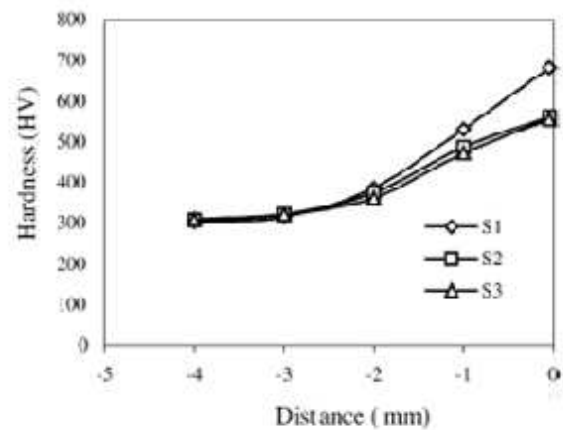
Les résultats des tests de traction effectués sur des échantillons soudés par friction (Figure I.10) Indiquent qu'avant le soudage (métal de base), les éprouvettes présentaient un comportement relativement ductile, mais après le soudage, le comportement est devenu fragile et aucune déformation plastique n'est détectée dans les échantillons après le soudage. Les auteurs ont constaté également que l'augmentation du temps de friction, de la pression de friction et de la pression de forgeage devrait augmenter la dureté du joint (Figure I.11) et la dureté était maximale à l'interface pour tous les joints et diminuait vers le matériau de base.



**Figure I.10** Résultats du test de traction réalisé sur pièces soudées par friction, [21]

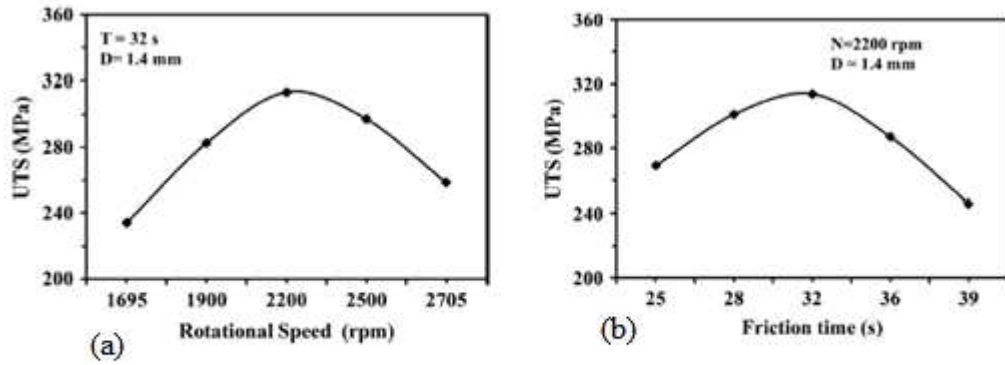
S2 (N = 1500 tr /min,  $t_f = 6$  sec,  $t_{for} = 2$  sec,  $p_f = 30$  MPa,  $p_{for} = 60$  MPa)

S4 (N = 2000 tr /min,  $t_f = 6$  sec,  $t_{for} = 2$  sec,  $p_f = 25$  MPa,  $p_{for} = 50$  MPa)



**Figure I.11** Variations de la dureté dans la ZAT [21]

Sur la base d'un modèle empirique développé, R. Palanivel et al [27], ont évalué l'effet des paramètres de processus sur la résistance à la traction de tubes en titane soudés par friction. Les tubes ont un diamètre extérieur de 60 mm, une épaisseur de paroi de 3,9 mm et une longueur de 75 mm. Les paramètres de processus pris en compte étaient la vitesse de rotation et le temps de friction. La variation de la résistance maximale à la traction est illustrée à la Figure I.12.

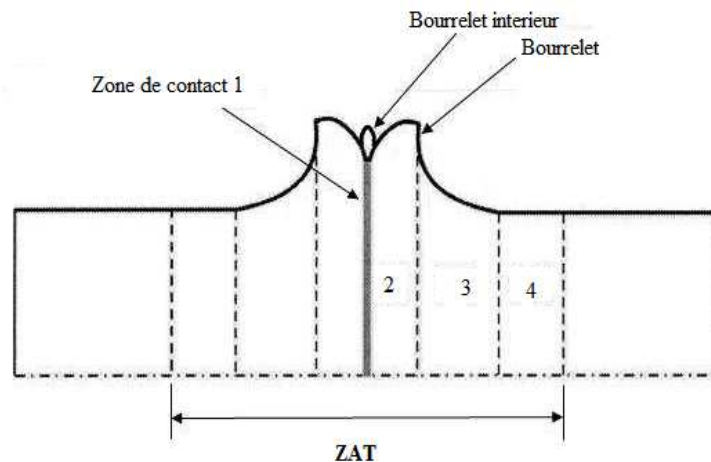


**Figure I.12** Variation de la résistance à la traction des soudures par friction en fonction de : (a) la vitesse de rotation, (b) temps de friction, [27]

## I.7 Caractéristiques microstructurales des soudures par friction

### I.7.1 Zone affectée par la chaleur

Les propriétés microstructurales des soudures obtenues par friction a été largement étudié pour différents types de matériaux. Lors du soudage par friction, le matériau du joint de soudure a subit des gradients de températures ce qui mène à des changements de phases et des modifications de sa microstructure après solidification. Habituellement, cette région est appelée zone affectée thermiquement (ZAT). Elle être divisée en plusieurs régions, comme illustré à la Figure I.13.



**Figure I.13** Illustration schématique des différentes régions de la ZAT d'une soudure par friction. 1- Zone de contact, 2- Zone totalement plastifiée, 3- Zone partiellement plastifiée, 4- Zone indéformée [12].

Les surfaces dans la zone de contact (zone 1) se frottent les unes par rapport aux autres ce qui permet le passage des particules de métaux d'une surface à l'autre. Le matériau dans cette zone a été affecté par la température maximale atteinte et a subi une sévère déformation plastique à grande vitesse en provoquant un écoulement du matériau. Cette vitesse de déformation est gouvernée par la vitesse de rotation. La qualité des soudures obtenues peut être influencée par le comportement de cet écoulement.

Dans la zone entièrement plastifiée (zone 2), le métal subit une déformation plastique importante et la température dans cette zone est suffisamment élevée, ce qui permettra au métal de subir une recristallisation dynamique car cette région présente une structure de grains fins.

La zone partiellement déformée (zone 3) est la région où la déformation et la température sont inférieures à celles de la zone 2. Cette zone a une structure de grain plus grossière.

La zone non déformée, représentée dans la région (4), est la zone qui n'a subi aucune déformation plastique [12].

### I.7.2 Soudage des matériaux semblables

Les deux exigences générales pour former de bonnes soudures par friction sont :

- l'aptitude au forgeage des matériaux à assembler,
- les matériaux peuvent générer un frottement à l'interface de la soudure.

Les matériaux fragiles tels que les céramiques et les fontes ne peuvent pas être soudés à eux même (soudage semblable) à cause de la première exigence. Cependant, les matériaux ductiles peuvent parfois être assemblés à ces matériaux. La deuxième exigence élimine le soudage des alliages qui fournissent une lubrification sèche à l'interface du joint et rend difficile à souder les alliages contenant du graphite tels que la fonte [13].

### **I.7 .2.1 Soudage des aciers**

Le soudage par friction en tant que processus à l'état solide où la température de soudage est inférieure à la température de fusion ne pose aucun problème pour le soudage de l'acier dans la plupart des cas, même pour différentes combinaisons de matériaux, qui ne peuvent être soudés par aucun autre procédé. Les aciers au carbone et les aciers faiblement alliés peuvent être assemblés dans une large gamme de conditions de soudage des aciers. Les aciers à moyenne teneur en carbone et les aciers alliés peuvent être soudés par friction, mais avec des paramètres plus rigoureusement contrôlés en raison de leurs propriétés de durcissement.

Dans un grand nombre d'applications de l'acier dans l'industrie automobile, le soudage par friction est fréquemment utilisé pour des applications où l'un des éléments à assembler présente une symétrie axiale. Par exemple, les ensembles d'arbre d'entrée de transmission automobile, les soupapes et les turbocompresseurs sont assemblés par soudage par friction.

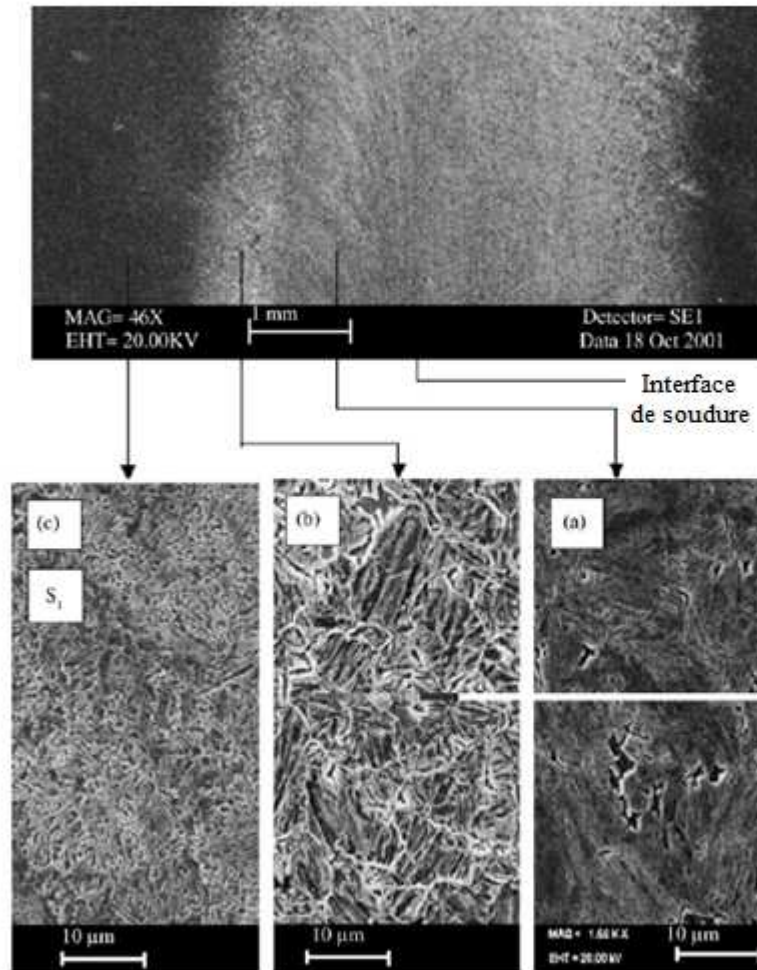
C.J. Bennett et al [16] ont étudiés le soudage par friction de l'acier *CrMoV*. Cette étude porte sur les méthodes permettant de caractériser la variation des propriétés de soudure entre des cylindres en acier *CrMoV*.

N. Mathiazhagan et al [17] ont étudié les effets des paramètres de processus de soudage par friction sur la microstructure et les propriétés mécaniques des joints lors du soudage par friction d'un acier à moyenne teneur en carbone (*AISI 1040*). Il a été trouvé que la résistance à la traction de la soudure diminue lorsque la pression de friction augmente tant à la pression de forge basse qu'à la pression de forge élevée. Cela est dû à la génération élevée de chaleur qui conduit à la structure des grains grossiers. La liaison se produit sur une phase intermétallique qui, lorsqu'elle est trop épaisse, elle influence négativement sur les propriétés de la liaison. L'épaisseur de la couche intermétallique dépend linéairement de la racine carrée du temps de friction, indiquant que la croissance est causée par la diffusion. Si le temps de friction est maintenu longtemps, une large zone de diffusion avec des phases intermétalliques peut être générée. Si le temps de frottement augmente, la résistance à la traction augmente également à une valeur maximale puis diminue avec l'augmentation du temps de friction.



Le même type d'acier a été étudié par Mumin Sahin et al [18] lors du soudage par friction où les propriétés mécaniques des joints ont été examinées à l'aide d'essais de traction, d'essais de fatigue, d'essais de choc et d'essais de dureté. Les résultats de l'étude montrent que la résistance à la traction des pièces soudées est d'environ 95% de celles du métal de base (AISI 1040). L'effet de la pression de friction sur les propriétés des plaques de superalliage à base de fer MA956 laminées à chaud et soudées par friction a été étudié par H. Ates et al [19]. Une autre étude [20] a utilisé le soudage par friction-malaxage pour souder un acier à haute teneur en carbone constitué d'une structure duplex (ferrite + cémentite) et a permis de réaliser des soudures sans défaut avec tous les paramètres de soudage.

Les performances des joints de soudure réalisés par friction d'un acier hypereutectoïde à haute teneur en carbone (1,18 % C et 3,95 % Al) ont été étudiées [21]. Les propriétés microstructurales de la zone affectée thermiquement (ZAT) ont été examinées. Les résultats expérimentaux indiquent que chaque paramètre a peu d'effet individuel sur la qualité du joint, mais l'effet combiné de la vitesse de rotation, de la pression et du temps de friction a un effet significatif sur les propriétés mécaniques et métallurgiques. L'examen microscopique montre que la zone de contact à l'interface est divisée en trois zones: la région entièrement plastifiée (région 1) où la déformation dépend de la combinaison du gradient de la vitesse de rotation et des vitesses de refoulement axial et radial, la région partiellement déformée (région 2) et la région non déformée (région 3). La figure I.14 montre la microstructure de la ZAT située à l'interface du le joint. Elle est constituée de martensites en lattes et en plaques. Sur la Figure I.14a, on peut observer l'effet de la déformation plastique sur la morphologie du grain. Dans la région à grain fin, la structure se compose de la martensite revenue et de la cémentite au joints des grains (voir Figure I.14b). Dans la troisième région, c'est la microstructure originale du métal de base.



**Figure I.14** Microstructure au MEB de la ZAT située à l'interface du joint [21]

D'après les résultats des tests de dureté, ils on constaté que la dureté était maximale à l'interface pour tous les joints et diminuait à des vitesses différentes vers le matériau de base. D'après la distribution de la dureté et les photos du MEB, la microstructure est entièrement en martensite (lattes et plaques) dans les première et deuxième régions. Les temps de forgeage et de friction et les pressions ont une incidence sur le type de martensite formée dans ces régions. Les pressions de friction et de forgeage contribuent à la formation de martensite à l'interface dans la région (1) et en partie dans la région (2).

En règle générale, l'augmentation du temps de friction, la pression de friction et la pression de forgeage devraient augmenter la dureté. À des pressions plus élevées, plus de matière transférée hors de la région d'interface et par conséquent la région avec une dureté supérieure rétrécie. En cas de basses pressions et des temps de friction plus courts, la région transformée dans l'interface s'élargit et une région composée d'une structure entièrement martensitique et

les carbures locaux se produit. Cela a créé une interface dure et fragile. La dureté maximale a été enregistrée avec des temps de friction plus longs qui ont élargi la ZAT.

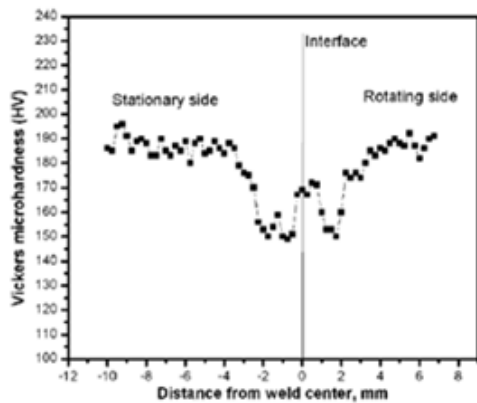
### **I.7.2.2 Soudage des alliages d'aluminium**

L'aluminium est l'un des métaux non ferreux les plus importants dans les applications industrielles. L'aluminium et ses alliages sont largement utilisés dans les éléments de construction des industries automobile et aérospatiale, car ils présentent de bonnes propriétés mécaniques et métallurgiques. La plupart des produits d'aluminium sont assemblés à partir de pièces constitués d'alliages d'aluminium qui contient des éléments d'adition tels que Mg, Zn, Cu et Mn afin d'améliorer les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion. De nombreux chercheurs ont indiqués que les propriétés mécaniques d'un joint d'Al ou de ses alliages soudé par friction présentaient de bonnes caractéristiques.

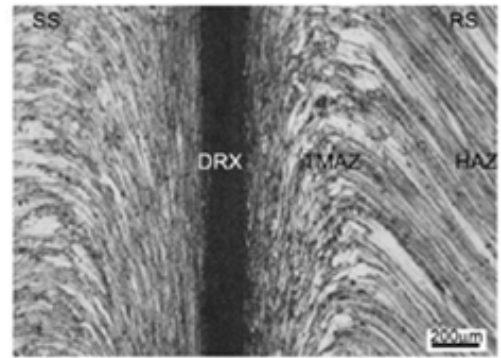
Dans [22], les auteurs ont réalisés des études expérimentales incluant sur des joints soudés par friction à partir de tiges en alliage d'aluminium 6061 présentant diverses géométries d'interface. H. K. Rafi et al [23] ont étudiés les effets des paramètres de processus sur la microstructure et les propriétés de traction des soudures par friction de l'alliage AA7075-T6. Les résultats expérimentales montrent que l'utilisation de grandes valeurs pour le la pression de friction (114 MPa), vitesse de rotation de la broche (2000 tr / min) et raccourcissement axial (4 mm) est bénéfique pour maximiser la résistance du joint. Les soudures par friction présentent trois caractéristiques microstructurales distinctes (Figure I.15). Zone recristallisée dynamiquement (dynamically recrystallised zone - DRX), zone affectée thermomécaniquement (TMAZ), zone affectée par la chaleur (HAZ).

Le profil de dureté montre une certaine symétrie sur l'interface de soudure. Sur les deux côtés fixes et en rotation, il y a une diminution significative de la dureté dans les régions HAZ et TMAZ. Dans la zone centrale (DRX), une augmentation considérable de la dureté était observée par rapport à la zone HAZ.

Les alliages d'aluminium 5083, qui ont été exposés à de fortes déformations plastiques, ont été soudés par friction et la variation des propriétés mécaniques des joints a été étudiée expérimentalement par Mumin Sahin et al [24].



**Figure I.15** Profile de dureté à travers une soudure par friction de AA7075 – T6 [23]



**Figure I.16** Caractéristiques microstructurales de la ZAT d'une soudure par friction de AA7075 – T6 [23]

### I.7.2.3 Soudage des alliages de cuivre

Le cuivre et ses alliages ont une conductivité thermique supérieure à celle de l'aluminium. Lorsque des matériaux à haute conductivité thermique sont assemblés, la chaleur se diffuse rapidement dans le métal de base, ce qui entraîne généralement une mauvaise soudabilité en raison de la difficulté de concentrer la chaleur dans les soudures.

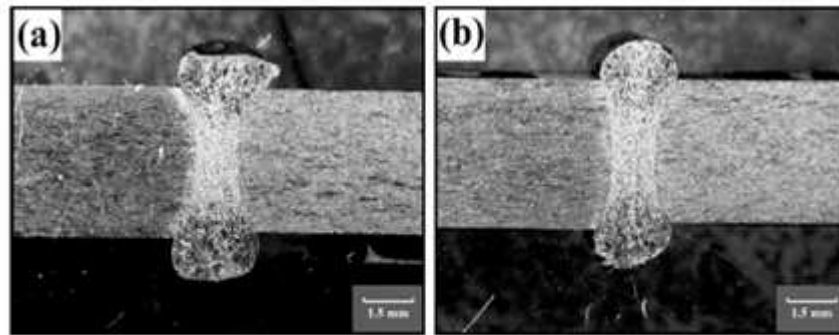
P. S. Shankar et al. [25] ont appliqués la méthode de Taguchi pour optimiser les paramètres de soudage afin d'obtenir une résistance maximale à la traction du joint soudé par friction d'un l'alliage de cuivre Cu Zn28 Pb2.

### I.7.2.4 Soudage des alliages de nickel

R. Damodaram et al. [26] ont caractérisés la microstructure et évalués les propriétés mécaniques des joints de soudure par friction d'un superalliage 718 à base de fer- nickel avant et après un traitement de vieillissement.

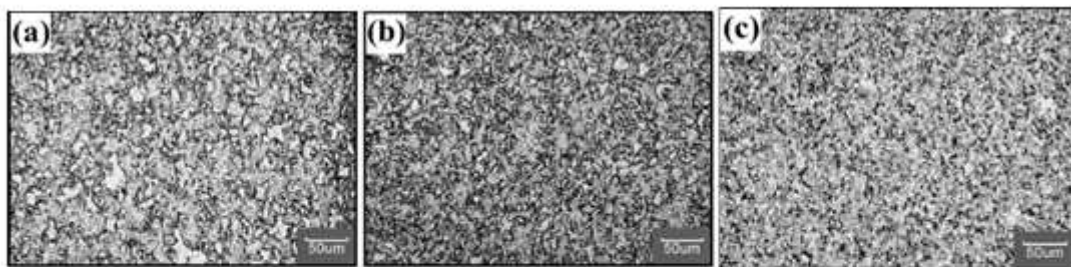
### I.7.2.5 Soudage des alliages de titane

Le soudage par friction présente de nombreuses caractéristiques avantageuses pour l'assemblage des alliages de titane. R. Palanivel et al [27] ont évalué l'effet des paramètres de processus sur la résistance à la traction de tubes en titane soudés par friction (Figure I.17) sur la base d'un modèle empirique développé à partir de données expérimentales. Les résultats obtenus montrent bien que la vitesse de rotation a une influence considérable sur la géométrie de la zone de soudure et la morphologie du bourrelet.



**Figure I.17.** Macrographies optiques des joints de soudure par friction d'un alliage de titane pour différentes vitesses de rotation; (a) 1695 trs/min et (b) 2200 trs/min - ( $T = 32$  s et  $D = 1,4$  mm). [27]

La variation de la taille des grains de la zone de soudure avec différentes vitesses de rotation sont présentées dans la figure I.18.



**Figure I.18** Micrographies optiques des joints de soudure par friction d'un alliage de titane pour différentes vitesses de rotation; (a) 1695 trs/min, (b) 2200 trs/min et (c) 2705 trs/min - ( $T = 32$  s et  $D = 1,4$  mm) [27]

La fonction représentant la résistance à la traction du joint soudé en fonction de la vitesse de rotation  $N$  [tr/mn], du temps de friction  $T$  [sec] et du raccourcissement  $D$  [mm] est donné par:

$$R = f(N, T, D)$$

et la relation empirique finale développée est donné par:

$$UTS \text{ (MPa)} = 313,697 + 7.342 N + 6.989 T + 6.247 D - 23.791 N^2 - 19.903 T^2 - 16.192 D^2$$

M. Avinash et al [28] ont pu réaliser avec succès des joints métalliques similaires en alliage de titane par la méthode du soudage par friction.

La facilité relative de souder par friction des métaux semblable est liée aux propriétés compatibles des matériaux à l'interface de la soudure. Comme la chaleur est répartie uniformément des deux côtés du joint et les caractéristiques de déformation sont identiques des deux côtés du joint, Il en résulte des soudures symétriques avec de bonnes propriétés [13].

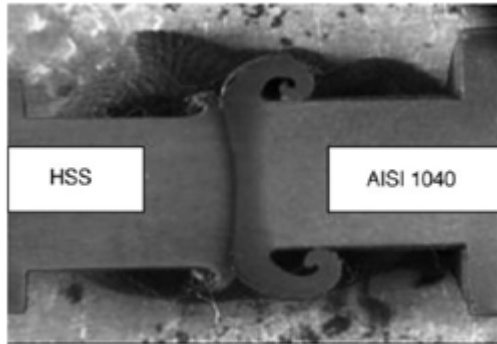
### **I.7.3 Soudage des matériaux dissemblables**

Bien que de nombreux joints de soudure par friction en métaux similaires soient produits pour des raisons économiques, de nombreux joints en métaux différents sont produits parce qu'il n'est pas possible de les réaliser par d'autres méthodes de soudage. Des exemples de ce type de joints incluent des combinaisons de métaux dissemblables avec des points de fusion très différents et des combinaisons de métaux dissemblables qui forment des phases incompatibles lors du soudage par fusion.

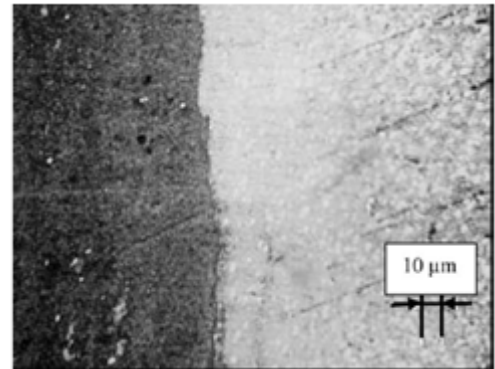
La caractéristique la plus importante du soudage par friction est qu'il est possible de souder une vaste gamme de combinaisons de métaux dissemblables. Le soudage par friction peut atteindre un bon rendement de joint même lorsque la combinaison de matériaux à souder présente de grandes différences de propriétés mécaniques et métallurgiques, comme le point de fusion (tungstène et cuivre), les matériaux métalliques à bas point de fusion (cuivre et aluminium) et la résistance des matériaux. (acier inoxydable et aluminium pur).

#### **I.7.3.1 Soudage des aciers au carbone avec des aciers alliés**

En général, les aciers à faible et à moyenne teneur en carbone sont liés les uns aux autres dans différentes conditions, et les aciers à haute teneur en carbone peuvent également être liés par soudage par friction à des aciers alliés [12]. Les aciers rapides sont soudés sur des aciers à moyenne teneur en carbone destinés à l'industrie de l'outillage [31]. Dans ce travail, M'umin Sahin a effectué une étude sur le soudage par friction d'un acier rapide (HSS-S 6-5-2) avec un acier à moyenne teneur en carbone (AISI 1040). Un traitement post soudage (recuit à 650 °C pendant 4h) a été appliqué aux joints de soudures obtenus. Les figures I.19 et I.20 montrent une macrographie de la soudure après recuit et une micrographie de l'interface de la soudure avant recuit respectivement.



**Figure I.19** Macrographie d'un joint de soudure par friction à l'état recuit (HSS et AISI 1040) [12]



**Figure I.20** Micrographie de l'interface d'une soudure par friction non traitée (HSS et AISI 1040) [12]

L'acier avec des teneurs en carbone aussi élevées que 1,0%, comme l'acier SAE 52100 (100Cr6), peut être soudé à des alliages à plus faible teneur en carbone. Un traitement thermique de pré-soudage peut être nécessaire dans certains cas pour une meilleure compatibilité des propriétés de l'interface, et un traitement thermique post-soudage peut être aussi nécessaire dans certains cas [13].

Nirmal S. Kalsi et al. [29] ont étudié expérimentalement l'effet du changement de la teneur en carbone de l'acier dans le procédé de soudage par friction et un modèle statistique est développé. Lors de cette expérimentation, des pièces avec différente teneur en carbone dans chacune ont été soudées avec des pièces ayant la même teneur en carbone. La méthode de réponse de surface (Response surface methodology) est utilisée pour analyser les résultats. Le soudage par friction est effectué avec la variation de la de vitesse, de la pression de forgeage et de la teneur en carbone, tout en maintenant les autres paramètres constants. Des variations de résistance à la traction et de dureté ont été obtenues et examinées. Il a été constaté qu'une très faible teneur en carbone dans le matériau, jusqu'à 0,2% et 0,6% ou plus, ne modifiait pas sensiblement la dureté. À très faibles valeurs de carbone, une augmentation de la pression de forgeage augmente la valeur de la dureté de la soudure. Dans une autre étude, Le soudage par friction d'aciers renforcés par dispersion d'oxydes (ODS) et d'acier ferritique-martensitique 11Cr – 0,5Mo – 2W, V, Nb (PNC-FMS) a été examiné pour étudier la faisabilité du soudage par friction de cet alliage [30].

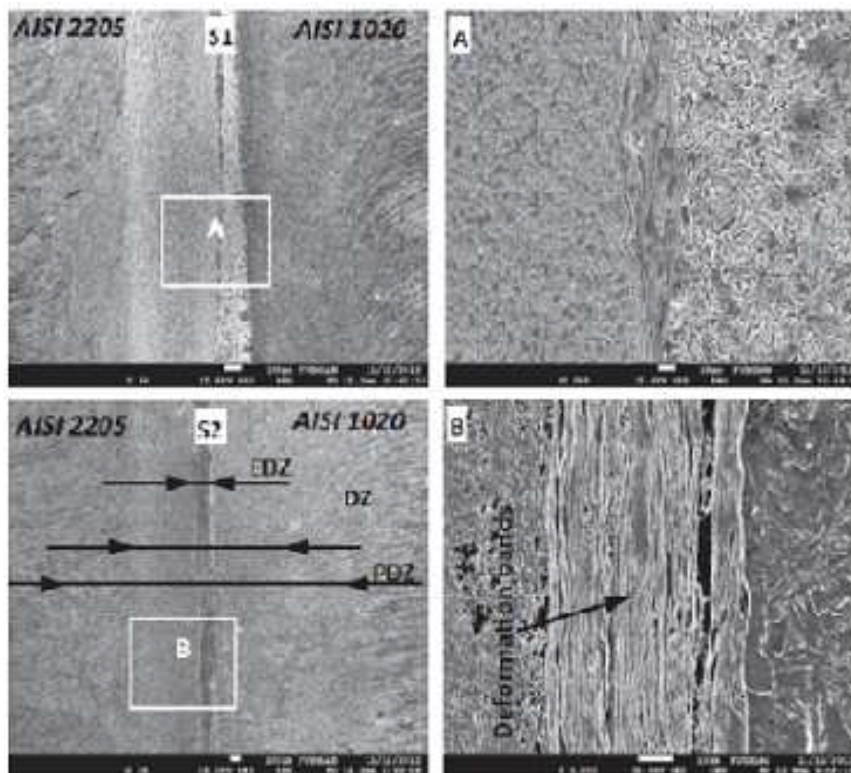
### I.7.3.2 Soudage des aciers inoxydables avec d'autres métaux

Les aciers inoxydables sont relativement faciles à souder par friction avec d'autres métaux. Par exemple, l'acier inoxydable austénitique avec l'acier au carbone [38].

Dans une autre étude menée par Serdar Mercan et al [33], l'acier inoxydable duplex AISI 2205 et un acier à faible teneur en carbone AISI 1020 (0.2 %C) ont été assemblés en utilisant différents paramètres de soudage par friction (figure I.21).



**Figure I.21** Photos d'échantillons soudés par friction à différentes conditions (acier inox AISI 2205 et AISI 1020) [33]



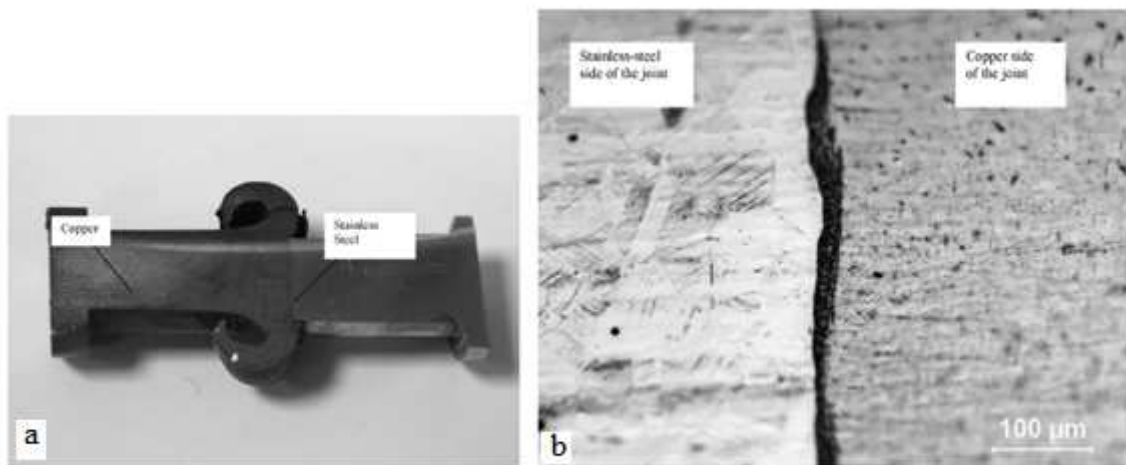
**Figure I.22** Micrographie au MEB de l'interface d'une soudure par friction d'un acier inox AISI 2205 et un acier AISI 1020 (0.2 % C) des échantillons S1 et S2 [33]



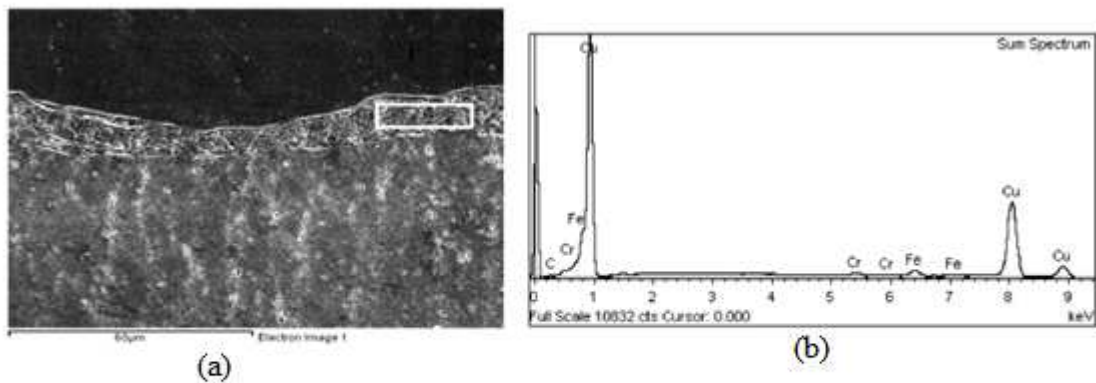
Des essais de traction ont été effectués afin d'identifier l'impact des paramètres de soudage sur la résistance de la liaison. La valeur maximale de la résistance à la traction des joints de soudure était 633MPa. Cette valeur est supérieure à la résistance à la traction du matériau de base (610 MPa).

Comme il est montré par les photos MEB prises aux interfaces des joints de soudure données sur la Figure I.22, Il n'ya pas d'espace vide, de fissure et de zones non liées à l'interface de raccordement. On peut observer également qu'il y a quatre zones après le soudage qui sont une zone excessivement déformée, une zone déformée, zone partiellement déformée et le métal de base. (Figure I.22 - specimen S2).

L'acier inoxydable avec l'alliage de cuivre est un exemple de joint de soudure dissemblable réalisés par friction. La figure I.23 montre une photographie de l'interface d'un joint de soudure par friction entre un acier inox austénitic AISI 304 et le cuivre. En raison des variations de la résistance des matériaux, le joint présente une variation sensible de la largeur de la zone affectée par la chaleur (ZAT). On observe également une déformation plus importante (bourrelet) du côté Cu par rapport au côté acier (Figure I.23a). La zone affectée thermiquement du côté du cuivre est plus large que celle du côté de l'acier. L'analyse EDS réalisée dans une zone définie de l'interface a montré que l'interface était formée de 2,70% de C, 0,98% de Cr, 2,96% de Fe et 93,36% de Cu.

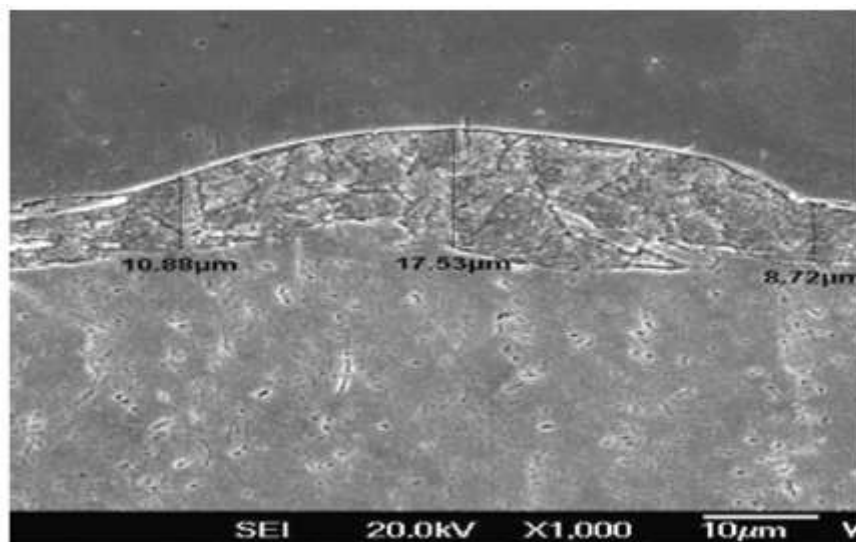


**Figure I.23** Interface d'une soudure dissemblable acier inox / Cu  
a – Macrographie du joint, b – Micrographie de l'interface du joint [77]



**Figure I.24** Analyse EDS de la zone de la phase intermétallique d'un joint de soudure par friction acier inox / Cu  
*a – Image MEB, b – Spectre EDS [77]*

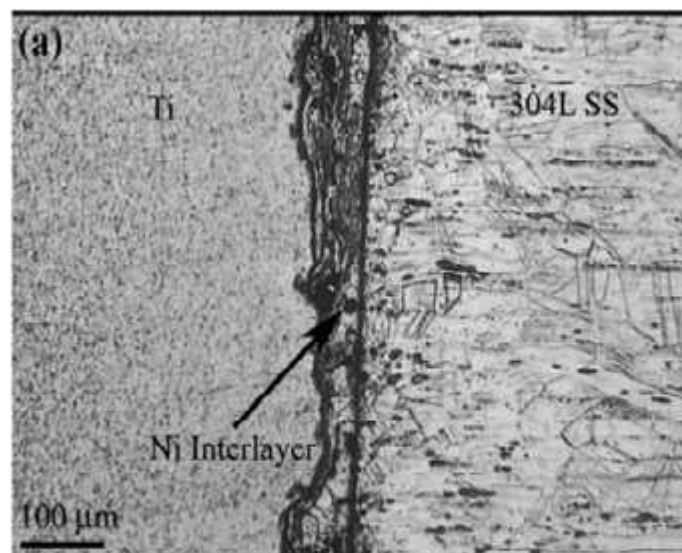
Ainsi, la présence de phases intermétalliques à l'interface est évidente. Les films d'oxyde de cuivre ont été fragmentés en raison d'une déformation excessive à l'interface causée par la rotation (Figure I.25). Les résultats de diffraction des rayons X pour le soudage par friction des joints en acier inoxydable-cuivre ont indiqué que des composés intermétalliques  $FeCu_4$  et  $Cu_2NiZn$  s'étaient formés dans la zone de soudage. L'épaisseur de la couche contenant les phases intermétalliques a varié entre  $8,72 \mu m$  et  $17,53 \mu m$ . La formation de la couche intermétallique à l'interface est responsable de la dureté élevée et de la faible résistance à la traction du joint de soudure [77].



**Figure I.25** Epaisseur de la phase intermétallique à l'interface d'une soudure par friction d'un acier inox/Cu [77]

Plusieurs travaux de recherche ont été effectués aussi sur le soudage par friction de l'acier inoxydable et des alliages d'aluminium série 6xxx [32, 34, 37 et 39].

D'autres combinaisons dissemblables incompatibles ont été soudées avec succès en utilisant des techniques de couches intermédiaires (interlayer) à l'interface de contact. Jeswin A- J et al [36] ont étudié les propriétés du joint soudé par friction d'un acier inoxydable austénitique et un acier à moyenne teneur en carbone AISI 1040 à différents paramètres de soudage en utilisant le nickel comme couche intermédiaire. CH. Muralimohan et al [40] ont utilisé également le nickel comme une couche intermédiaire pour souder par friction l'acier inoxydable au titane. La couche de nickel a été déposée sur l'acier inox. La figure I.26 montre la microstructure d'une section de soudure par friction réalisée entre le titane et l'acier inoxydable avec une couche intermédiaire en nickel.

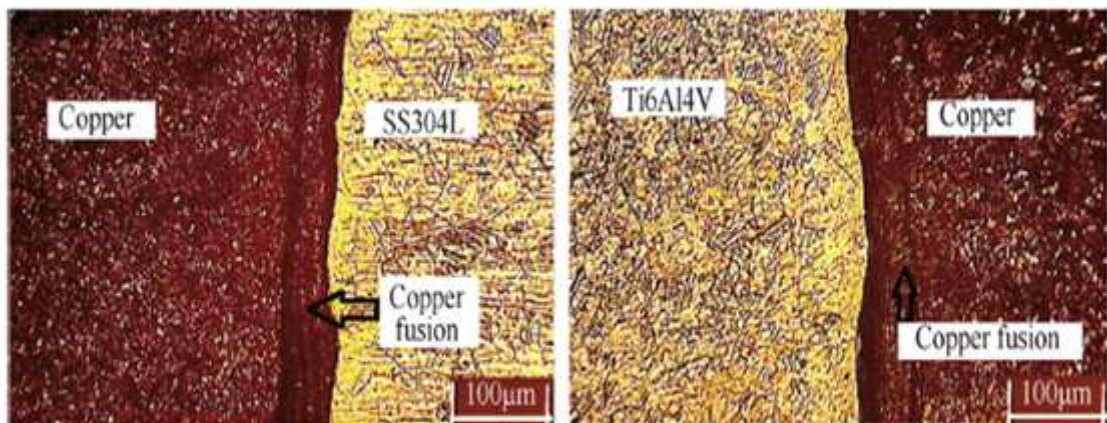


**Figure I.26.** Micrographie optique de la microstructure à l'interface d'une soudure par friction entre Ti et un acier inox avec une couche intermédiaire en nickel [40]

Un alliage de titane (Ti-6Al-4V) a été soudé à un acier inoxydable en utilisant une couche intermédiaire en cuivre par R. KUMAR et al [51]. Les résultats montrent qu'un faible joint a été obtenu lorsqu'il a été tenté de souder directement les deux matériaux. La présence de couche intermédiaire de cuivre dans ce joint a joué un rôle important dans l'obtention d'une excellente liaison entre l'alliage de Ti et l'acier inoxydable sans fissure. De plus l'ajout du cuivre en tant que couche intermédiaire a amélioré la résistance à la traction par rapport aux joints établis sans couche intermédiaire.

La microstructure au MEB à l'interface de l'acier inoxydable et du cuivre révèle l'existence des composés intermétalliques comme le montre la figure I.27. L'analyse EDS montre que dans cette région, la solubilité du cuivre (14,52% en poids) est visible dans la région de l'acier inoxydable. A l'interface du Ti et le cuivre, La micrographie au MEB et l'analyse EDX montrent que la solubilité du cuivre du côté de l'alliage de Ti est plus importante que celle des autres éléments.

Il a été constaté également que des éléments du cuivre diffusent des deux côtés du métal de base sous forme de composés intermétalliques et il n'y a pas de contact direct entre les deux métaux de base. Cette zone intermétallique a amélioré la résistance à la traction de la liaison par rapport à une liaison directe sans couche intermédiaire [51].



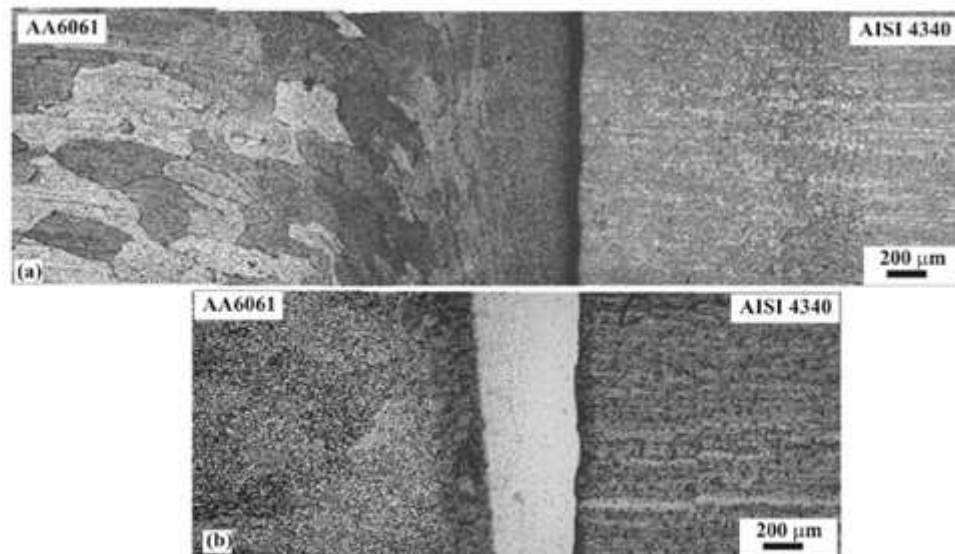
**Figure I.27** Microstructure à l'interface du joint de soudure entre Ti-6AL-4V et un acier inoxydable 304L [51]

D'autres combinaisons de métaux dissemblables qui ne sont pas considérées comme compatibles, peuvent être assemblées par soudage par friction, telles que l'aluminium sur l'acier (figure I.28) [41,42,43,]. Des joints de transition peuvent souvent être utilisés en tant que couches intermédiaires pour le soudage par friction de matériaux incompatibles. Par exemple, il est difficile de souder l'aluminium 6061 directement à l'acier inoxydable. Toutefois, l'alliage d'aluminium 6061 peut être relié à l'acier inoxydable par l'intermédiaire d'une couche d'argent avec une efficacité de joint élevée (figure I.28) [41].



**Figure I.28** Macrographie d'une soudure par friction entre un alliage d'Al (AA6061) et un acier (AISI 4340)  
(a) Sans couche intermédiaire, (b) avec couche intermédiaire [41]

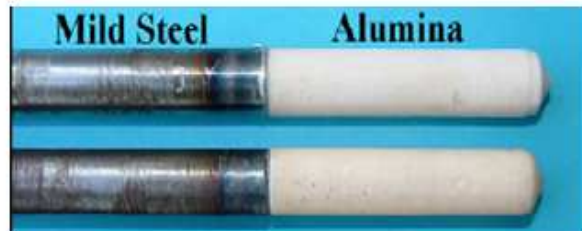
La figure I.29 montre les microstructures des soudures sans et avec couche intermédiaire dans la zone de soudure entre AA 6061 et AISI 4340. L'interface de soudure est droite, une large zone sombre est indiquée sur l'alliage d'aluminium à côté de l'interface de soudure. Les joints avec de l'argent en tant qu'intermédiaire montrent le remplacement de la région sombre par une région brillante.



**Figure I.29.** Micrographie d'un joint de soudure par friction entre AA 6061 et AISI 4340. (a) joint sans couche intermédiaire et (b) joint avec couche intermédiaire [41]

Plusieurs études ont été menées également sur le soudage par friction du cuivre et ses alliages sur d'autres métaux [44, 45], les alliages de titane [50, 52, 53, 54] et alliages de nickel [46, 47, 48,49]. De plus, de nombreux composites à matrice métallique ont été soudé par friction

(figure I.31) [55, 56, 57, 58]. La figure I.30 montre un exemple d'alumine  $Al_2O_3$  soudé par friction à une tige en acier doux en utilisant une feuille d'Al 1100 comme couche intermédiaire.



**Figure I.30** Photos de pièces soudées par friction entre l'alumine et l'acier avec couche intermédiaire en aluminium [55]

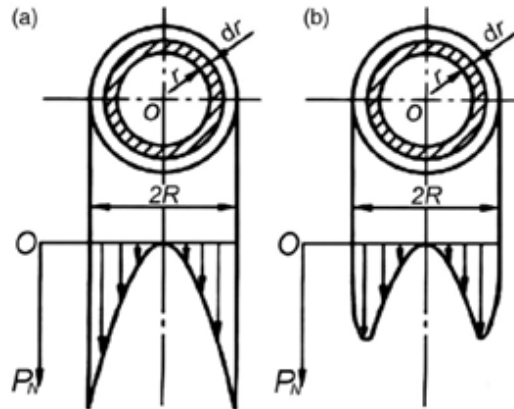
## I.8 Analyse thermique du soudage par friction

### I.8.1 Génération de la chaleur

Pendant le processus du soudage par friction, la chaleur est générée par la conversion d'énergie mécanique en énergie thermique à l'interface des pièces à souder lors de la rotation sous pression. La chaleur générée par le frottement diffuse ensuite dans une partie des matériaux en contact. Comme la chaleur est nécessaire pour obtenir les soudures, elle affecte également les propriétés mécaniques et les propriétés microstructurales des matériaux soudés au voisinage de l'interface de soudage.

La difficulté de l'analyse thermique théorique est la détermination d'une représentation analytique pour le taux d'apport d'énergie à l'interface. L'expression générale pour le taux de génération de chaleur est le cisaillement à l'interface qui est supposée être convertie à une quantité de chaleur de friction et représentée en termes de coefficient de friction, distribution de la pression à travers l'interface, vitesse angulaire et rayon de la pièce cylindrique soudée.

Le problème à résoudre est la description analytique de la pression et, principalement, le coefficient de frottement [67]. La chaleur générée pendant un cycle de soudage par friction rotative est généralement représentée de manière empirique comme un processus de chauffage par friction.



**Figure I.31** Génération de la chaleur à travers une soudure par friction, *a – Modèle théorique, b – Modèle expérimental* [66]

Le taux de génération de chaleur instantané par unité de surface interfaciale à une distance radiale  $r$  de l'axe de rotation peut être exprimé par la relation suivante:

$$dq = \mu P_N r \omega(t)$$

Où,  $P_N$  est la pression axiale appliquée,  $\omega(t)$  est la vitesse de rotation instantanée et  $\mu$  est le coefficient de friction. Comme la vitesse de rotation lors du soudage par friction rotative est constante, l'apport de chaleur  $q$  pour le soudage d'une tige est exprimé comme suit:

$$q = (2/3) \pi R^3 \mu P_N \omega$$

Selon cette équation, la chaleur maximale apparaîtra dans la circonférence de l'interface (figure I.31a). Cependant, dans la pratique, la pression de frottement appliquée n'est pas uniformément répartie sur l'interface et est plus basse au niveau de la périphérie, la chaleur maximale étant produite entre  $(1/2)R$  et  $(2/3)R$ , (Fig. 31b) [66].

## I.8.2 Température de l'interface

En soudage par friction, la température d'interface est probablement le facteur le plus important qui affecte la déformation du matériau pendant le soudage et la microstructure formée. Ayant estimé le taux de génération de chaleur à l'interface  $q$ , la distribution de la température pour le cas d'une dimension peut être facilement calculée. Les expériences montrent que le type de matériau a peu d'effet sur la température d'interface à l'exception des alliages de Ti, [66]. L'analyse thermique du soudage par friction est effectuée pour déterminer la distribution de température à l'interface du soudage et permet ainsi de déterminer les effets de la chaleur sur la microstructure des matériaux ainsi que la qualité de la soudure. Pour cela,

des efforts considérables ont été faites pour analyser la répartition de la température dans le soudage par friction. Des thermocouples ont été utilisés pour estimer la variation de température au cours d'un cycle de soudage typique. Cependant, il était difficile d'obtenir une mesure de la température en raison des grandes déformations à l'interface [59].

Cette difficulté à mesurer la température avec des thermocouples a incité les chercheurs à utiliser d'autres méthodes. Certains ont adopté la méthode de mesure sans contact par infrarouge. D'autres ont essayé d'effectuer une analyse thermique par des méthodes indirectes, c'est-à-dire étude métallographique de la microstructure de la ZAT ou étude théorique pour prédire la température au niveau de la ligne de soudure. T.C. NGUYEN et al [60] ont développé un modèle thermique transitoire et un modèle d'évolution de la microstructure du procédé de soudage par friction. Ces modèles pourraient être utilisés pour prédire l'historique temps-température dans la ZAT de barres d'acier au carbone lors du soudage par friction, ainsi que la répartition de la fraction volumique des microconstituants finaux et de la dureté à l'interface de la soudure.

Wen-Lih Chen et al [61] ont appliqué un algorithme inverse basé sur la méthode du gradient conjugué et le principe de discordance consiste à estimer la génération de chaleur inconnue, dépendante du temps, à l'interface des barres cylindriques pendant le processus de friction, à partir de la connaissance des mesures de température prises dans la barre.

Lors du soudage des matériaux dissemblables, la variation de température à l'interface dans le sens radial joue un rôle clé dans le processus de diffusion. La formation d'une zone affectée thermiquement dépend du gradient de température à l'interface, qui affecte la qualité de la soudure résultante. La température atteint sa valeur maximale loin du centre de la tige circulaire et loin de la surface libre. Le coefficient de transfert de la chaleur détermine la distance entre l'emplacement de cette température maximale et la surface. La largeur de la zone thermiquement modifiée varie en fonction de la variation de température dans les directions radiale et axiale. Dans ce cas, la zone affectée par la chaleur devient plus large dans la région de diffusivité thermique supérieure à celle correspondant à une région de diffusivité thermique inférieure de différents matériaux. Par conséquent, des matériaux ayant des propriétés thermophysiques différentes peuvent être assemblés par soudage par friction. Cependant, un certain degré de ramollissement peut se produire pendant le processus de soudage [62].



## Chapitre II

# PROPRIETES DES ACIERS A ROULEMENTS (100Cr6)

## II.1 Introduction

Le 100Cr6 est un acier à haute teneur en carbone (environ 1% en masse) allié au chrome. Cet acier très couramment utilisé dans la fabrication des roulements à billes, a été limité aux applications où les températures maximales ne dépassent pas la température de revenu d'environ 170 °C. Il est également appelé SUJ2, AISI 52100, ... etc.

Sa haute résistance à l'usure et la déformation plastique, sont ce qui fait de cet acier un choix de haute qualité pour les applications de roulement à billes. La composition chimique de l'acier SAE52100 est donnée dans le tableau II.1.

%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Cu	O
Min	0.93	0.15	0.25	-	-	1.35	-	-	-	-
Max	1.05	0.35	0.45	0.025	0.015	1.60	0.10	0.10	0.30	0.0015

L'acier est livré au fabricant de roulements sous forme de longues barres à l'état recuit. Il présente alors une microstructure globulisée (sphéroïdale) qui contient de la ferrite et des carbures globulaires de cémentite. L'objectif principal de la sphéroïdisation est de faciliter le processus de forgeage en réduisant la dureté de l'acier.

## II.2 Propriétés microstructurales des aciers 100Cr6

Le but du traitement thermique de l'acier à roulement (100Cr6) est de lui donner une structure qui lui confère les propriétés essentielles aux roulements telles que: Bonne résistance à la fatigue qui est le plus souvent associée à la dureté et une bonne stabilité dimensionnelle en service. La microstructure finale et les propriétés physiques résultantes peuvent varier en fonction du processus de traitement de trempe et avec la variation des paramètres du processus tels que la vitesse de chauffage, température d'austénitisation, temps de maintien isotherme et la température de trempe. Du point de vue métallurgique, la microstructure finale souhaitée pour

les roulements est composée à la fois de la martensite et d'une certaine quantité de phases d'austénite résiduelle.

Les traitements thermiques habituellement pratiqués sur l'acier 100Cr6 sont :

- le recuit de globulisation pour réduire la dureté et faciliter le formage,
- Trempe martensitique qui confère à l'acier une grande dureté,
- Revenu de détente permet de rendre la structure moins fragile,
- Traitement bainitique dans certaines applications où la température de service est plus élevée.

### II.2.1 Recuit de globulisation (Sphéroïdisation)

Le recuit de globulisation - également appelé recuit de sphéroïdisation - est un processus d'adoucissement généralement limité aux aciers à haute teneur en carbone. Après fabrication et laminage à chaud, l'acier 100Cr6 est fourni à l'état sphéroïdisé (ferrite + cémentite globulisée) afin de faciliter son usinage ou son formage. Cette microstructure initiale influencera la cinétique des traitements thermiques ultérieurs, par ex. une fine dispersion de cémentite globulaire crée une répartition homogène du carbone au sein de la matrice austénitisée [72].

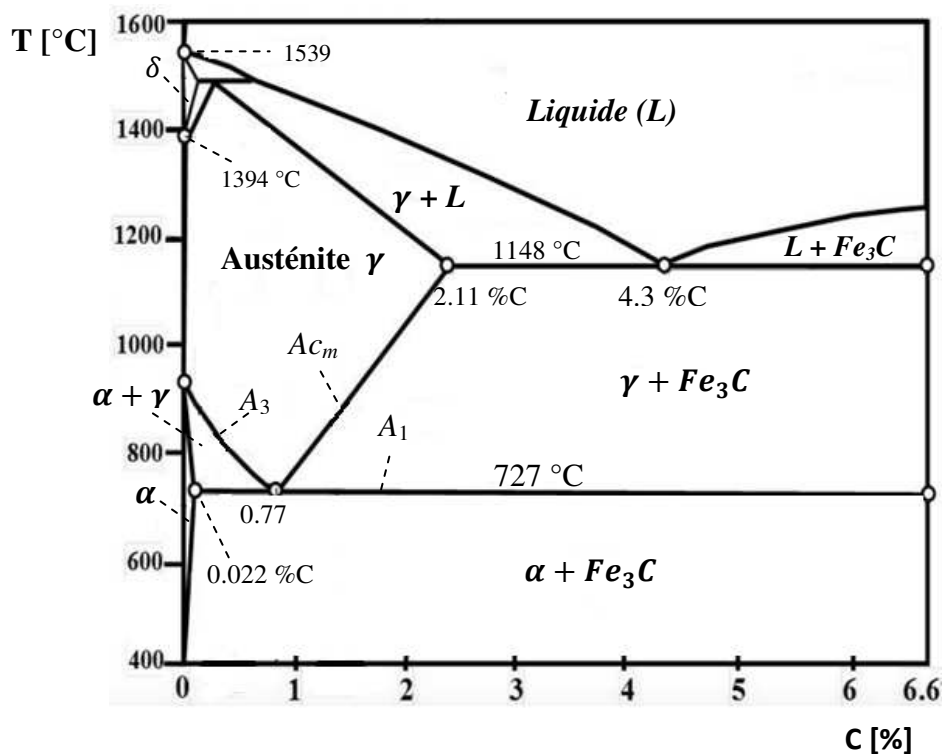


Figure II.1 Diagramme de phase Fer – carbone

Dans l'état globulisé, la limite d'élasticité (à 0.2%) et la résistance à la traction de l'acier 100Cr6 sont de 455 et 635 MPa respectivement. La dureté peut être réduite dans cet état à environ 230 Hv [69].

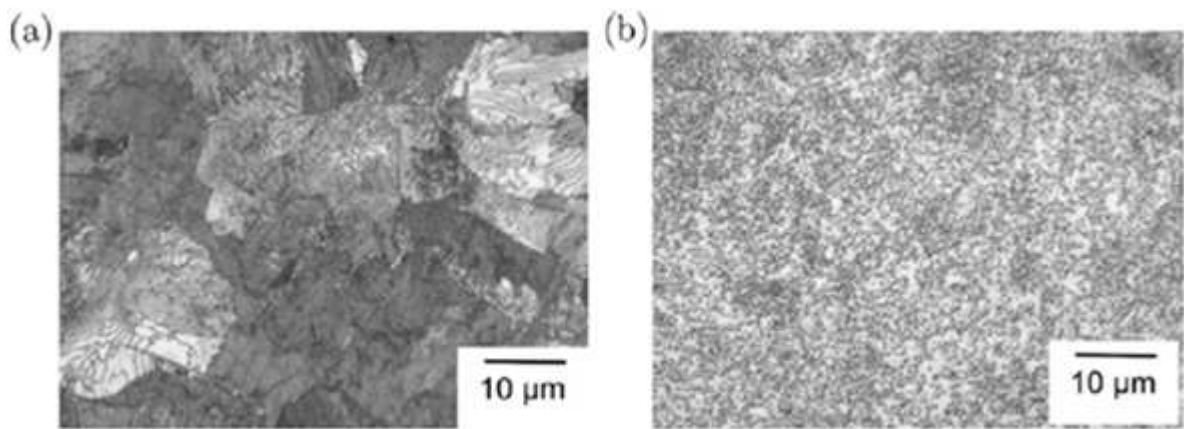
Le cycle d'un traitement thermique de globulisation (recuit d'adoucissement) consiste en un :

- Chauffage de l'acier dans la zone austénite - cémentite située entre les lignes  $A_1$  et  $A_{cm}$  (voir figure II.1),

- Maintien pendant un temps plus ou moins long.

- Refroidissement lent sous la ligne  $A_1$  afin de précipiter une matrice de ferrite et des particules de cémentite. Ce qui permet, lors de cette étape, la nucléation et le développement de la ferrite. Comme le carbone a une faible solubilité dans la ferrite, l'excès de carbone est poussé hors de la phase de ferrite et peut former des carbures (cémentite) dans la matrice de ferrite [70].

Les changements de la microstructure causés par recuit de globulisation de l'acier 100Cr6 sont illustrés par la figure II.2 [69]. Avant globulisation, l'acier a une microstructure perlitique comprenant de la cémentite proeutectoïde au niveau des joints des grains d'austénite (Figure II.2a). Après globulisation, il a une structure qui contient des globules de cémentite dans une matrice de ferrite (Figure II.2b).



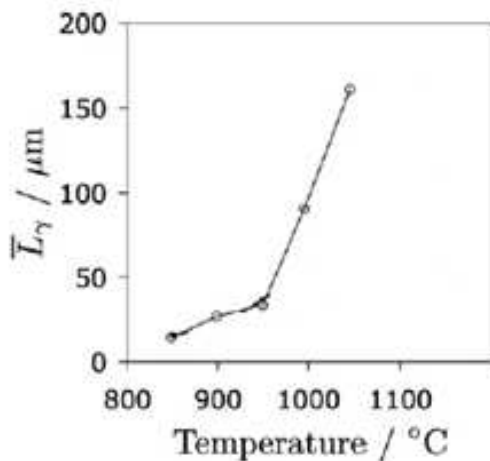
**Figure II.2** Micrographie optique de la microstructure de l'acier 100Cr6, (a) état laminé à chaud (avant globulisation) et (b) après globulisation [69].

## II.2.2 Austénitisation

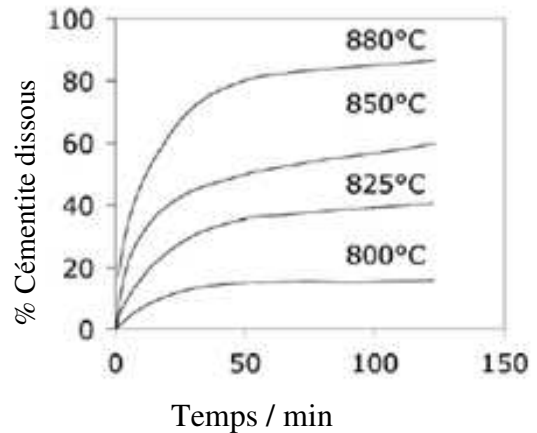
Une austénitisation partielle est généralement pratiquée à 840 °C pendant 20 min aux pièces après leur usinage. A cette température, environ 3 à 4% de cémentite ne se dissout pas, ce qui donne de l'austénite avec une teneur en carbone de 0,7 à 0,8% en masse. La cémentite contenue dans la structure finale améliore la résistance à l'usure de l'acier et absorbe également une partie

du chrome dans l'acier. En pratique, il a été constaté qu'une austénitisation à 1040 ° C pendant 20 min permet la dissolution complète de la cémentite dans l'acier 100Cr6. Ce qui n'est pas nécessaire pour améliorer la résistance à la fatigue [72]. La taille des grains d'austénite est influencée par la température et le temps d'austénitisation (figure II.3) [69].

Le temps d'austénitisation est généralement de 20 minutes; il est donc approximatif de supposer que l'équilibre est atteint au cours de cette période; La cinétique de dissolution mesurée est illustrée à la figure II.4. L'austénite s'appauvrit également en carbone (0,86% en poids), ce qui permet de calculer la température de la martensite – start de 148 °C [68].



**Figure II.3** Evolution de la taille des grains d'austénite d'un acier 100Cr6 en fonction de la température indiquée pendant 1 h [69]



**Figure II.4** Cinétique de la dissolution de la cémentite dans l'acier 100Cr6 commençant par une structure globulisée, en fonction de la température d'austénitisation [68]

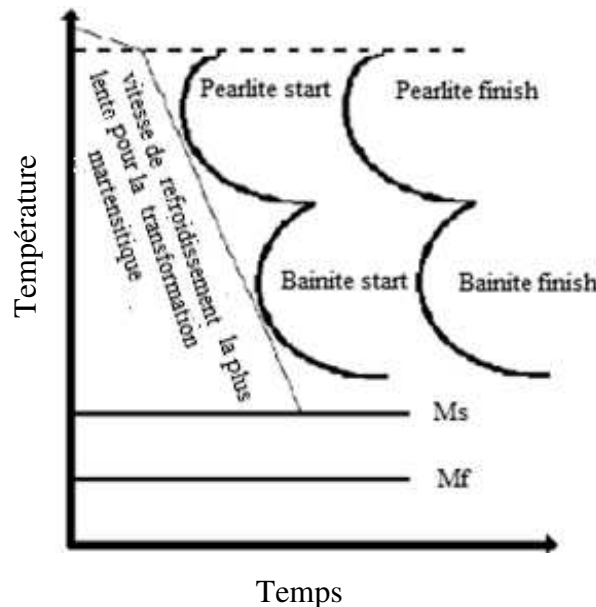
### II.2.3 Trempe et revenu

Après austénitisation, l'acier à roulements est trempé dans l'huile à 60 °C pour former de la martensite. Plusieurs types de trempe de l'acier 100 Cr6 adaptés aux exigences de l'application. Par exemple : La *trempe martensitique profonde* qui permet d'obtenir, à l'aide de revenus judicieusement choisis, des compromis maîtrisés entre la résistance et la stabilité dimensionnelle, donc le maintien de la précision géométrique des roulements dans les conditions les plus générales d'utilisation. La *trempe superficielle* des chemins de roulement et des surfaces utiles (faces d'appui par exemple), le cœur de la pièce restant à l'état métallurgique initial. La *trempe*

*bainitique profonde* qui permet d'obtenir dans la masse et sur les pistes un compromis intéressant entre la dureté et la ténacité.

### II.2.3.1 Trempe martensitique

La trempe martensitique est un traitement thermique qui consiste à chauffer le matériau à une température d'austénitisation, puis on le refroidit à basse température [70]. La trempe augmente la dureté de l'acier et conduit à une microstructure contenant de la martensite. Le diagramme TRC spécifique à un matériau permet de déterminer les vitesses de refroidissement nécessaires pour la transformation martensitique et la température  $M_s$  (martensite start) à laquelle démarre cette transformation. La figure II.5 illustre schématiquement un diagramme de transformation.

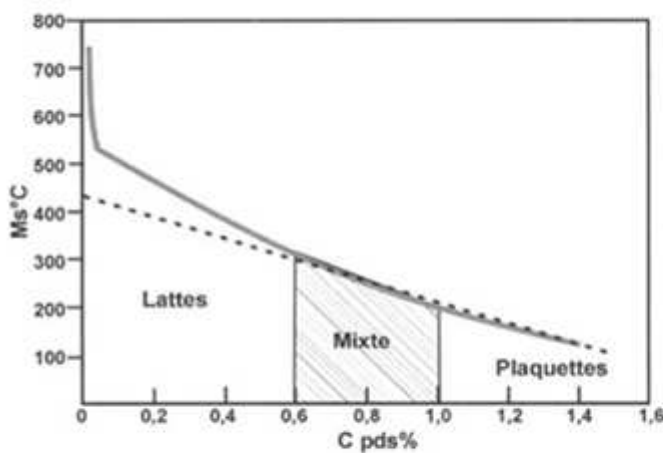


**Figure II.5** Diagramme de transformation schématisé montrant la vitesse de refroidissement la plus lente requise pour obtenir une microstructure entièrement martensitique [70]

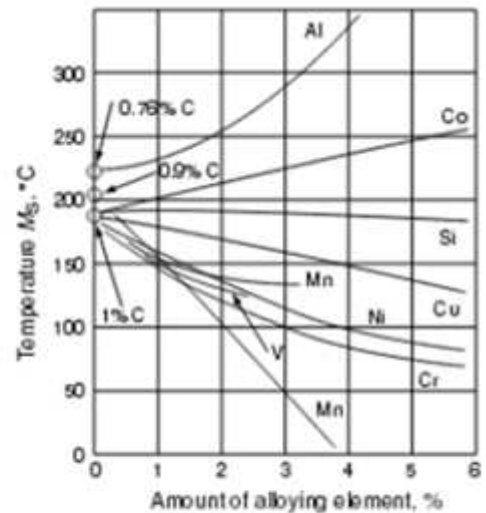
Sur les diagrammes TRC, Le point  $M_S$  (Martensite start) représente la température du début de la transformation martensitique. Le point  $M_F$  (Martensite finish) est la température de la fin de la transformation entière de la martensite. Généralement, ces points sont représentés par des lignes et sont indépendantes de la vitesse de refroidissement.

L'écart de température entre  $M_s$  et  $M_f$  est de l'ordre de 200 °C. Lorsque la trempe est effectuée à une température entre  $M_s$  et  $M_f$ , la transformation est incomplète et une quantité d'austénite reste à la fin de transformation, c'est l'austénite résiduelle [81].

Une trempe à une température aussi basse que la ligne  $M_f$  permet de minimiser l'austénite résiduelle. La teneur en carbone et les éléments d'alliage affectent la position de  $M_s$  et donc la quantité d'austénite résiduelle. La température  $M_s$  diminue lorsque la teneur en carbone augmente (Figures II.6 et II.7) [81].



**Figure II.6** Températures  $M_s$  en fonction de la teneur en carbone, [81]



**Figure II.7** Influence des éléments d'alliage sur  $M_s$  [70]

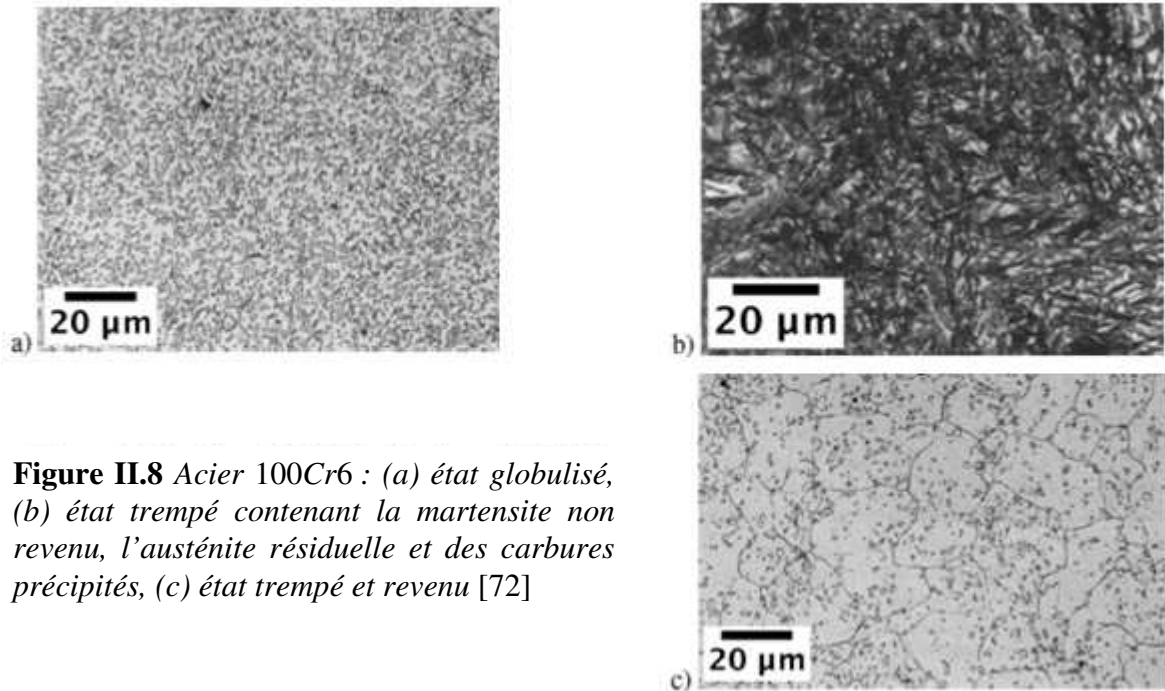
### II.2.3.2 Adoucissement et revenu

Après la trempe martensitique d'un acier, la structure obtenue à la température ambiante est généralement en état métastable à cause des contraintes résiduelles qui se forment au cours de la transformation austénite – martensite. Cette structure martensitique (figure II.8b) présentant un caractère très dur et fragile est pratiquement n'et pas utilisable.

Pour remédier à ce problème, un traitement de revenu (réchauffage dans certaines conditions), permet de relâcher l'état de contraintes en provoquant un retour à l'état d'équilibre. Le revenu de l'acier 100Cr6 (fig. II.8c) consiste en un :

- Chauffage de l'acier trempé à une température inférieure à la ligne  $A_1$  (160 °C),
- Maintien pendant un temps de 1 à 2h,
- Refroidissement lent jusqu'à la température ambiante.

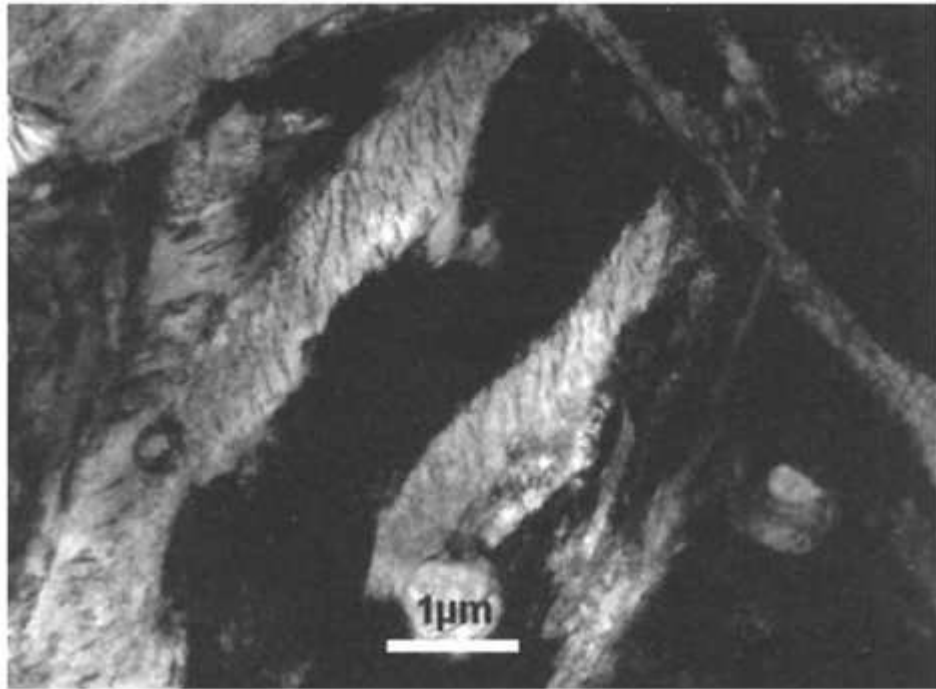
Au cours de ce traitement, des carbures tels que  $\eta$ -Fe<sub>2</sub>C,  $\epsilon$ -Fe<sub>5</sub>C<sub>2</sub> et  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>C peuvent se précipiter en fonction du temps de revenu, tout en décomposant une partie de l'austénite résiduelle [72]. A la fin du cycle de traitement, on obtient une structure martensite revenu. Le revenu permet de diminuer la dureté en augmentant la ductilité et la résilience de l'acier martensitique [70].



**Figure II.8** Acier 100Cr6 : (a) état globulisé, (b) état trempé contenant la martensite non revenu, l'austénite résiduelle et des carbures précipités, (c) état trempé et revenu [72]

### II.2.3.3 Transformation bainitique dans les aciers 100Cr6

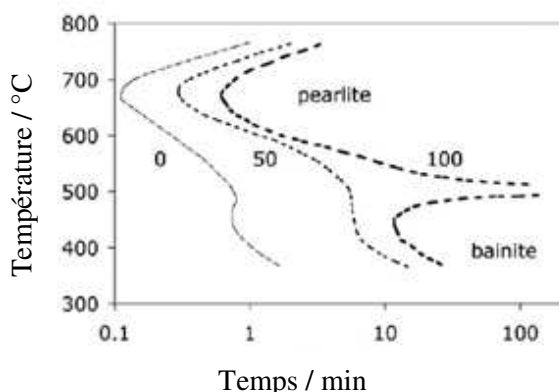
Les aciers 100Cr6 peuvent être rendus bainitiques par transformation isotherme dans la plage de température allant de 200 à 450 °C, la bainite inférieure domine la microstructure lors de la transformation quand la température est inférieure à 350 °C [68]. La microstructure de la bainite inférieure observée dans l'acier 100Cr6 après transformation isotherme à 230 °C est illustrée à la Figure II.9 [81].



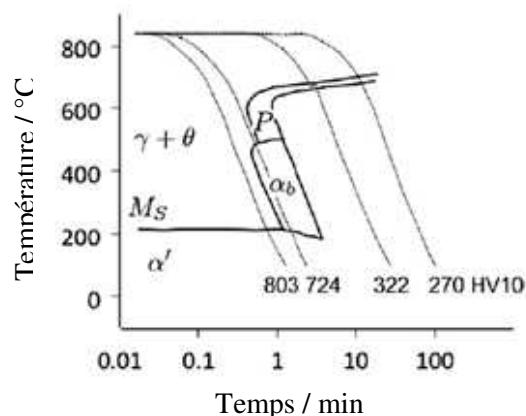
**Figure II.9** *Microstructure au MET de la bainite inférieure observée dans un échantillon d'acier 100Cr6 austénisé pendant 15 min à 860 °C puis soumis à un maintien de 2h à 220 °C suivi d'un refroidissement par trempe à l'air [81].*

Les figures II.10 et II.11 représentent respectivement, un diagramme de transformation temps-température et un diagramme de transformation à refroidissement continu, mesurés pour l'acier 100Cr6. L'obtention d'une structure bainitique avec ses carbures constitutifs dans les aciers pour roulements tels que 100Cr6 permet de minimiser la teneur en austénite résiduelle jusqu'à environ 1%, afin d'obtenir une structure indéformable. Les traitements thermiques typiques dans la production de la bainite aident également à minimiser les risques de fissures [69].





**Figure II.10** Diagramme de transformation isotherme de l'acier 100Cr6 [69]



**Figure II.11** Diagramme de transformation à refroidissement continu (CCT) de l'acier 100Cr6 [69]

## II.3 Propriétés mécaniques des aciers 100Cr6

### II.3.1 Résistance à la traction

Le tableau II.2 montre des propriétés mécaniques obtenues par traction pour différentes températures d'un acier 100Cr6. L'essai à 800 °C représente probablement un échantillon partiellement austénisé, car la formation d'austénite peut débuter à 720 °C pour l'acier 100Cr6.

Les échantillons ont été austénisés à 843 °C, trempés, refroidis (à moins zéro) puis revenus à 150 °C [69].

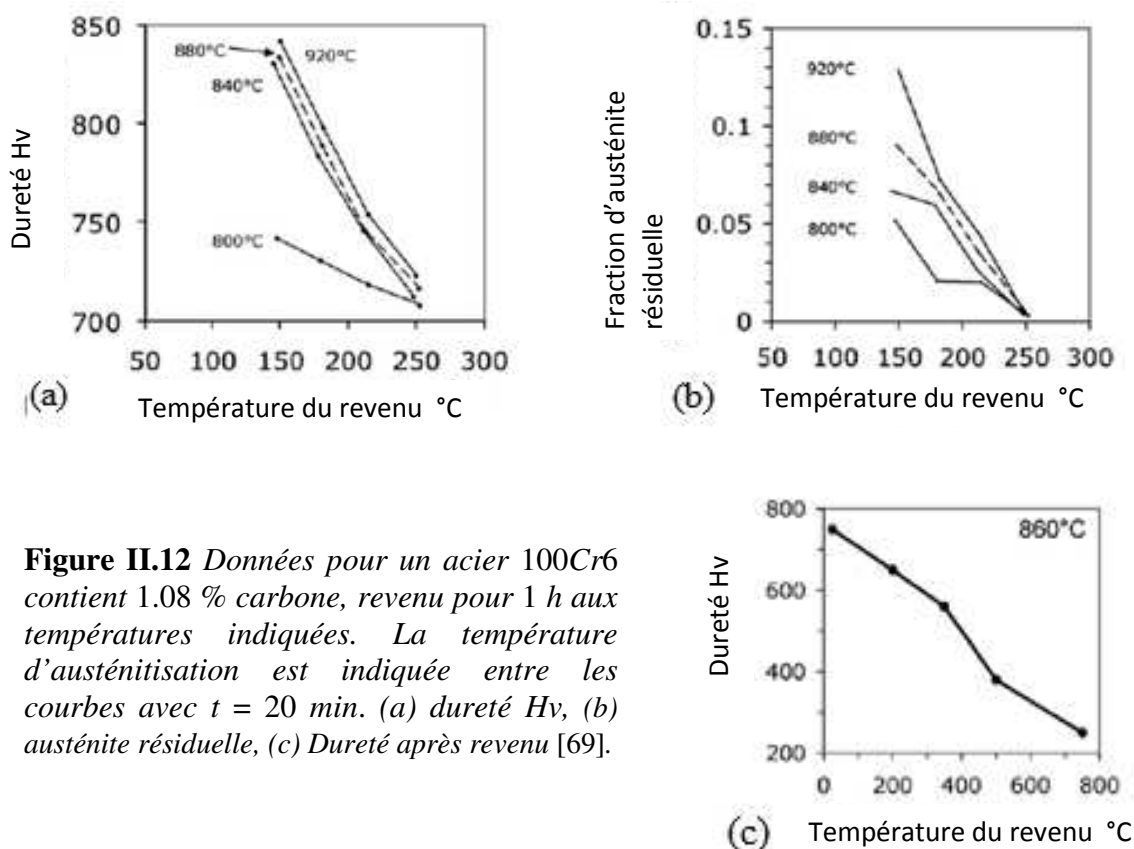
Température °C	20	200	400	600	800
Limite élastique (MPa)	1394	1161	908	414	303
Résistance à la traction (MPa)	1748	2151	1551	934	311
Réduction de la section (%)	1.0	2.0	1.6	1.5	1.0
Module de Young (GPa)	208	163	154	113	103

Une structure martensitique (avec 11% de  $\gamma_r$ ) ou bainitique inférieure (sans le  $\gamma_r$ ) confèrent à l'acier 100Cr6 une limite élastique (à 0,2%) de 1 400 à 2 200 MPa et une résistance à la traction entre 2150 et 2450 MPa. Les valeurs les plus élevées correspondent à la martensite et la

résistance décroît avec l'augmentation de la température de transformation de la bainite. La ductilité à l'état bainitique est toujours supérieure à la plasticité minimale de la martensite revenue; cela permet d'augmenter la durée de vie des roulements bainitiques inférieurs fonctionnant dans des environnements contenant de l'eau par rapport à celles trempées et revenues [69].

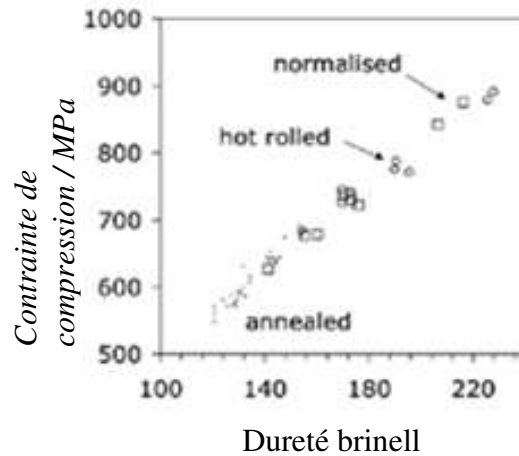
### II.3.2 Dureté

La figure II.12 montre que l'augmentation de la température d'austénitisation lors du traitement thermique de l'acier 100Cr6 n'augmente pas, au-delà d'environ  $T_{\gamma} = 840 \text{ °C}$ , la dureté de la structure trempée ou trempée et revenue.



**Figure II.12** Données pour un acier 100Cr6 contient 1.08 % carbone, revenu pour 1 h aux températures indiquées. La température d'austénitisation est indiquée entre les courbes avec  $t = 20 \text{ min}$ . (a) dureté Hv, (b) austénite résiduelle, (c) Dureté après revenu [69].

L'aptitude au forgeage à froid des aciers à roulements est liée approximativement à sa résistance à la compression; La résistance (à 0,2%) est fortement corrélée à la dureté et ne dépend pas de la microstructure initiale (figure II.13) [69].



**Figure II.13** *Contraite de compression à déformation vraie en fonction de la dureté [69]*

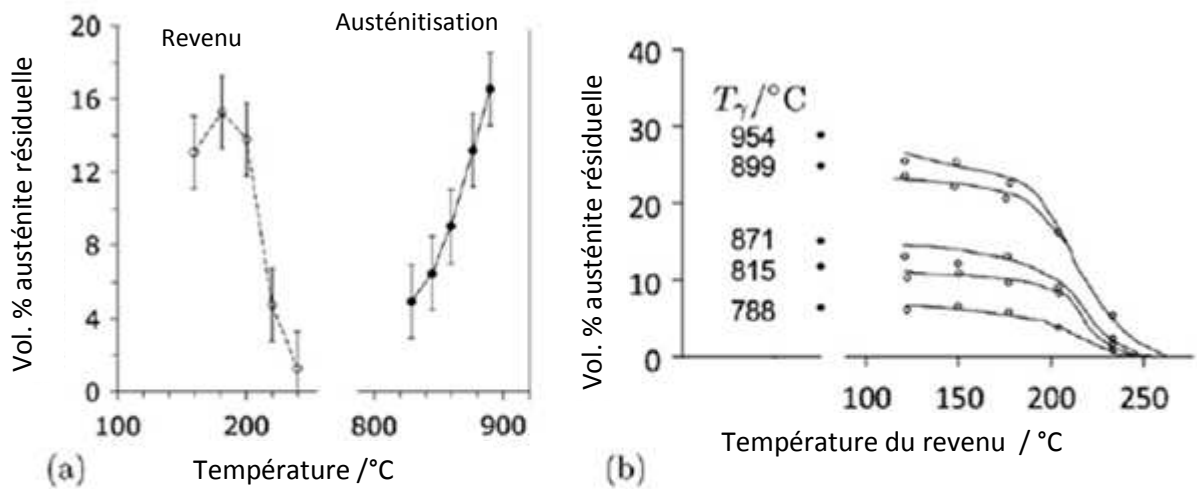
## II.4 Austénite résiduelle

Les aciers à haute teneur en carbone (alliés) ont - après trempe - une structure contenant de la martensite, de l'austénite résiduelle et des carbures non dissous lors de l'austénitisation. L'austénite résiduelle qui est une phase métastable, peut se décomposer sous des contraintes thermiques ou mécaniques en produisant des changements de dimensions (instabilité dimensionnelle). Ce qui est préjudiciable pour les roulements [71].

La température d'austénitisation  $T_\gamma$  peut influencer la teneur en austénite résiduelle dans les aciers hypereutectoïdes (figure II.14). Lorsque la stabilité dimensionnelle due à la décomposition de l'austénite résiduelle pendant le service pose problème, cette phase peut être minimisée à l'aide d'un traitement thermique de revenu approprié.

L'élimination de l'austénite résiduelle dans l'acier 100Cr6 sans altérer la dureté est possible par un choix approprié des conditions d'austénitisation et de revenu [69].

La réduction de la quantité d'austénite résiduelle par revenu (Figure II.14) s'effectue, d'une part, par une séparation du carbone de la martensite sursaturée dans l'austénite résiduelle, ce qui rend l'austénite plus stable, mais d'autre part, si le temps de revenu est suffisamment long, l'austénite peut se décomposer en bainite.



**Figure II.14** Teneur en austénite résiduelle en fonction de la température d'austénitisation et de la température du revenu pour un acier 100Cr6. (a) Essais d'austénitisation ont été réalisés à  $t_\gamma = 20$  min et revenu à 160 °C pendant 90 min. Essais de revenu ont été réalisés à  $t_r = 90$  min et à  $T_\gamma = 860$  °C. (b) Temps d'austénitisation à  $t_\gamma = 30$  min et  $t_\gamma = 120$  min. (les petits cercles noirs représentent des échantillons non revenus). [69]

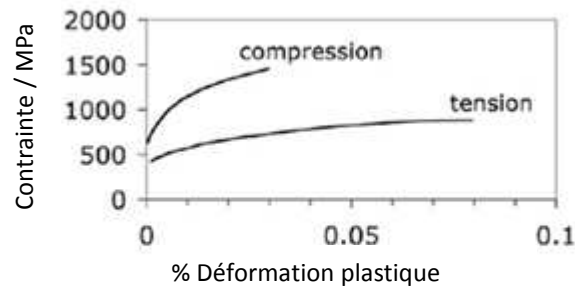
Le comportement mécanique de l'austénite résiduelle présente deux aspects [69]:

- sa sensibilité à la déformation plastique,
- sa sensibilité à la transformation martensitique induite par des contraintes ou des déformations

L'austénite est une phase relativement douce et elle subit une déformation plastique microscopique au cours des premières étapes de la déformation, ce qui réduit la limite élastique de l'acier 100Cr6. Par conséquent, La limite élastique diminue à mesure que la quantité et la taille de l'austénite résiduelle augmentent.

Lors de la mise en service d'un acier à roulement contenant de l'austénite résiduelle, les contraintes imposées peuvent provoquer la formation de martensite. La Figure II.15 montre la déformation plastique enregistrée lorsqu'un acier 100Cr6 trempé et revenu contenant environ 12%  $\gamma_r$ , est soumis à une charge uniaxiale en compression ou en traction.

La transformation de l'austénite résiduelle produise des déformations qui sont plus petites en compression qu'en traction.



**Figure II.15** Microplasticité, principalement due à la transformation de l'austénite résiduelle [69]

Les contraintes associées à la plasticité sont faibles, ce qui reflète que la déformation est dû à la transformation martensitique de l'austénite résiduelle plutôt qu'à la plasticité ordinaire impliquant des glissements. En effet, la majeure partie de l'austénite résiduelle présente dans la microstructure initiale d'un acier 100Cr6 trempé et revenu se décomposait en martensite à des déformations inférieures à 0,05 [69].

## II.5 Stabilité dimensionnelle de l'acier 100Cr6

Les modifications dimensionnelles engendrées lors de la mise en service des aciers 100Cr6 à structure martensitique peuvent être dues à :

- une diminution du volume spécifique de l'acier à cause de l'appauvrissement de la martensite par libération du carbone ( $\epsilon$ ) ou à une contraction négligeable due à une précipitation des carbures de cémentite  $\epsilon$  pendant le revenu de la martensite entre 50 et 150 °C ou
- une augmentation du volume spécifique de l'acier à cause de la décomposition de l'austénite résiduelle.

La transformation de l'austénite résiduelle ( $\gamma$ ) en martensite par refroidissement à une température inférieure à la température ambiante ou sous l'effet d'une contrainte, entraîne des modifications dimensionnelles [69].

Ces variations dimensionnelles d'origines microstructurales peuvent influencer les tolérances associées au montages arbre-roulement et roulement-logement et, par conséquent, peuvent entraîner des modifications du jeu de fonctionnement des roulements. En effet, la structure des roulements doit être stabilisée par un traitement thermique spécial qui permet de ramener les variations dimensionnelles à un niveau compatible avec les applications.

## Chapitre III

# MATERIAU ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Le matériau utilisé dans cette étude est un acier à roulement, dont les principaux éléments d'addition sont le chrome, le cuivre et le manganèse. La nuance qui nous intéresse plus particulièrement est le 100Cr6.

Dans une première partie, nous présenterons cet acier dans son état de livraison (avant soudage). Ensuite nous décrirons les conditions opératoires utilisées pour le soudage et enfin, les deux dernières parties seront consacrées respectivement à la présentation des techniques de caractérisation microstructurale et des techniques de caractérisation mécanique.

## III.1 Conditions expérimentales

### III .1.1 Matériau d'étude

#### III.1.1.1 Composition chimique

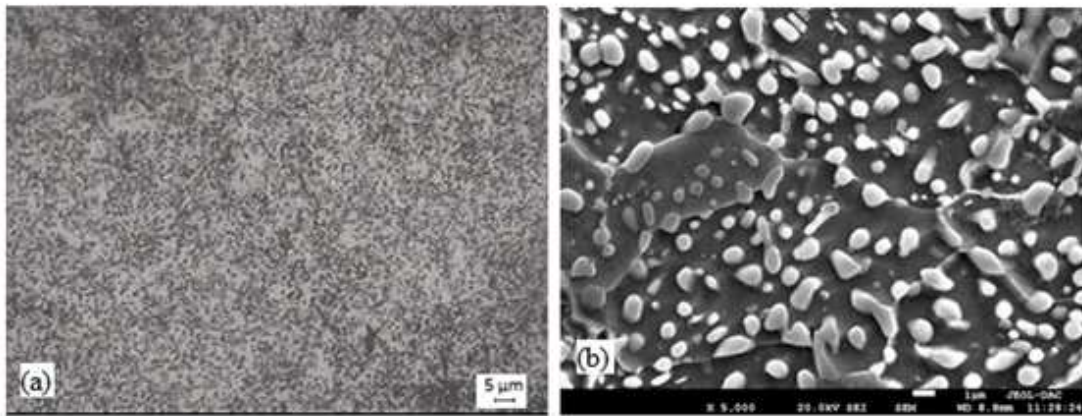
Le matériau utilisé lors de cette étude est un acier 100Cr6 défini par la norme européenne EN ISO 683-17. C'est un acier à haute teneur en carbone (1% C) allié au chrome. Cet acier est connu sous d'autres noms, selon la norme en vigueur. Il correspond au SAE 52100 (états unis), GCr15 (chine), SUJ 2 (japon). Cet acier est le plus souvent livré sous forme de longues barres à l'état recuit. À l'état recuit, cet acier est relativement facile à usiner. IL est très souvent utilisé dans l'industrie des roulements en raison de sa bonne résistance au frottement, dans la fabrication des outils à fileter, jauges, calibres, lames de cisailles. La composition chimique de l'acier 100Cr6 utilisé en pourcentage massique est donnée dans le tableau III.1. Les principaux éléments d'addition permettent d'améliorer la trempabilité, c-à-d. il peut se transformer en martensite facilement, même lors de refroidissements relativement lents. Le taux de carbone élevé ne permet pas une bonne soudabilité.

**Tableau III.1** Composition chimique de l'acier 100Cr6 en % massique

Eléments	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Fe
%	1.01	0.19	0.37	0.013	1.55	0.04	0.11	0.39	balance

### III.1.1.2 Microstructure du matériau étudié

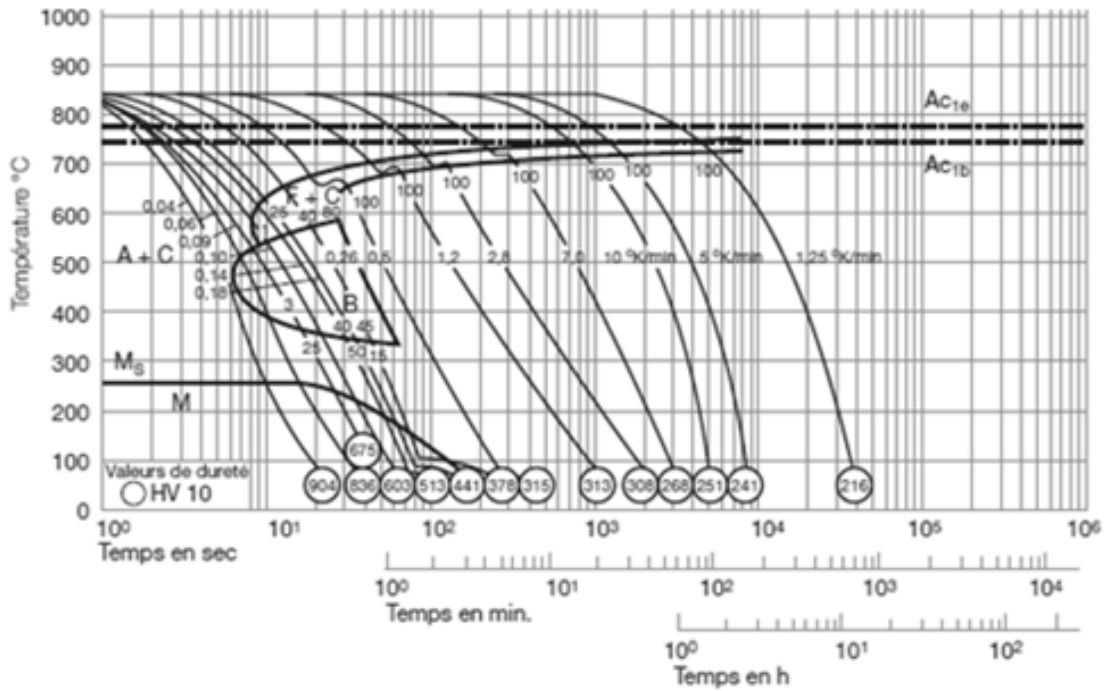
La microstructure de l'acier 100Cr6 - tel que reçu - comporte une grande densité de carbures de cémentite ( $Fe_3C$ ) répartis et sphéroïdisés dans une matrice ferritique (figure III.1) qui lui confère une excellente ténacité [78].



**Figure III.1** Micrographie (a) optique et (b) au MEB de l'acier 100Cr6 à l'état recuit (tel qu'il a reçu) – Attaque au Nital 3 %

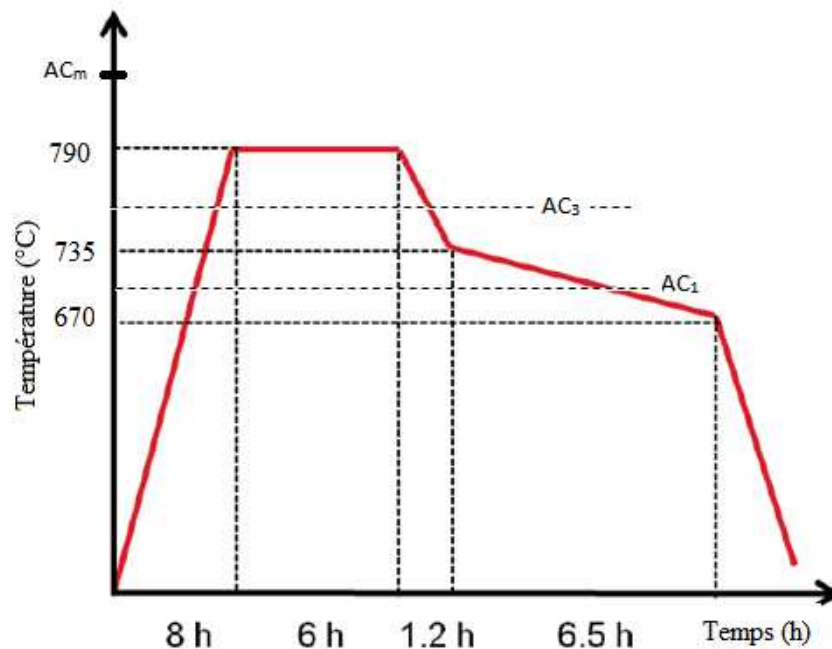
### III.1.1.3 Processus de traitement thermique (spheroidisation) de l'acier 100Cr6

Plusieurs transformations peuvent se produire en fonction de la vitesse de refroidissement (diagramme TRC, figure III.2), dont la transformation bainitique et la transformation martensitique.



**Figure III.2** Diagramme TRC de l'acier 100Cr6

Pour obtenir la structure globulisée de l'acier 100Cr6, le cycle de traitement (figure III.3) comporte deux phases successives :



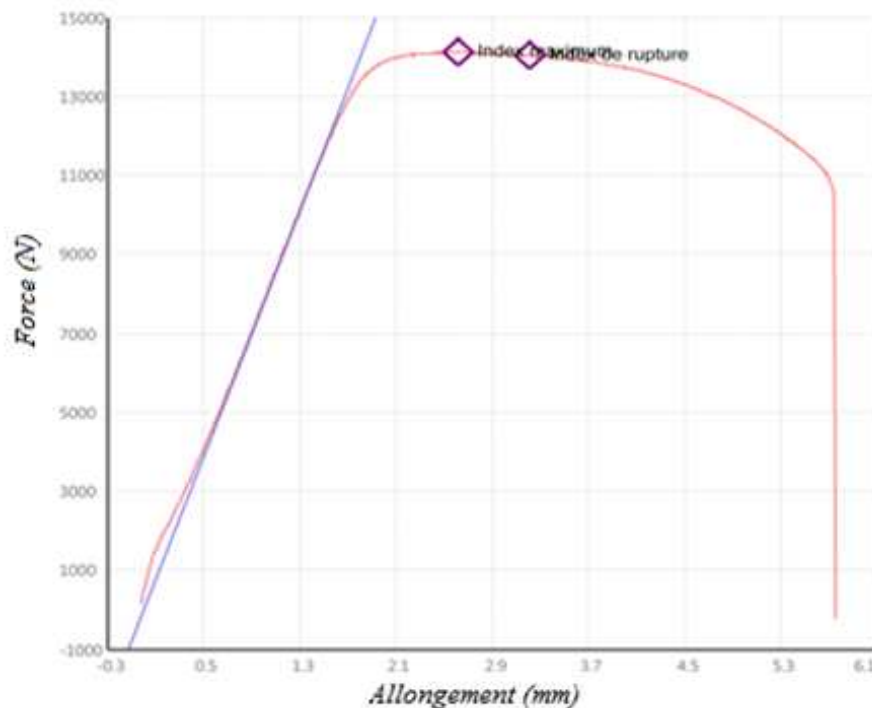
**Figure III.3** Processus de sphéroïdisation de l'acier 100Cr6 [68]



- Une mise en solution pendant laquelle le métal est porté au dessus de ses points de transformation  $A_1$ ,  $A_3$  mais nettement en dessous de la température  $AC_m$  de dissolution complète des carbures. Il s'agit d'obtenir une dissolution partielle de lamelles de cémentite laissant subsister une fine précipitation de carbures dans l'austénite.
- Une période de diffusion, caractérisée par un refroidissement très lent dans l'intervalle de transformation, pendant laquelle le carbone en solution vient précipiter sur les carbures non dissous sans création de nouveaux germes [68]. La longueur de traitement de sphéroidisation est de l'ordre de 20 heures.

### III.1.1.4 Propriétés mécaniques

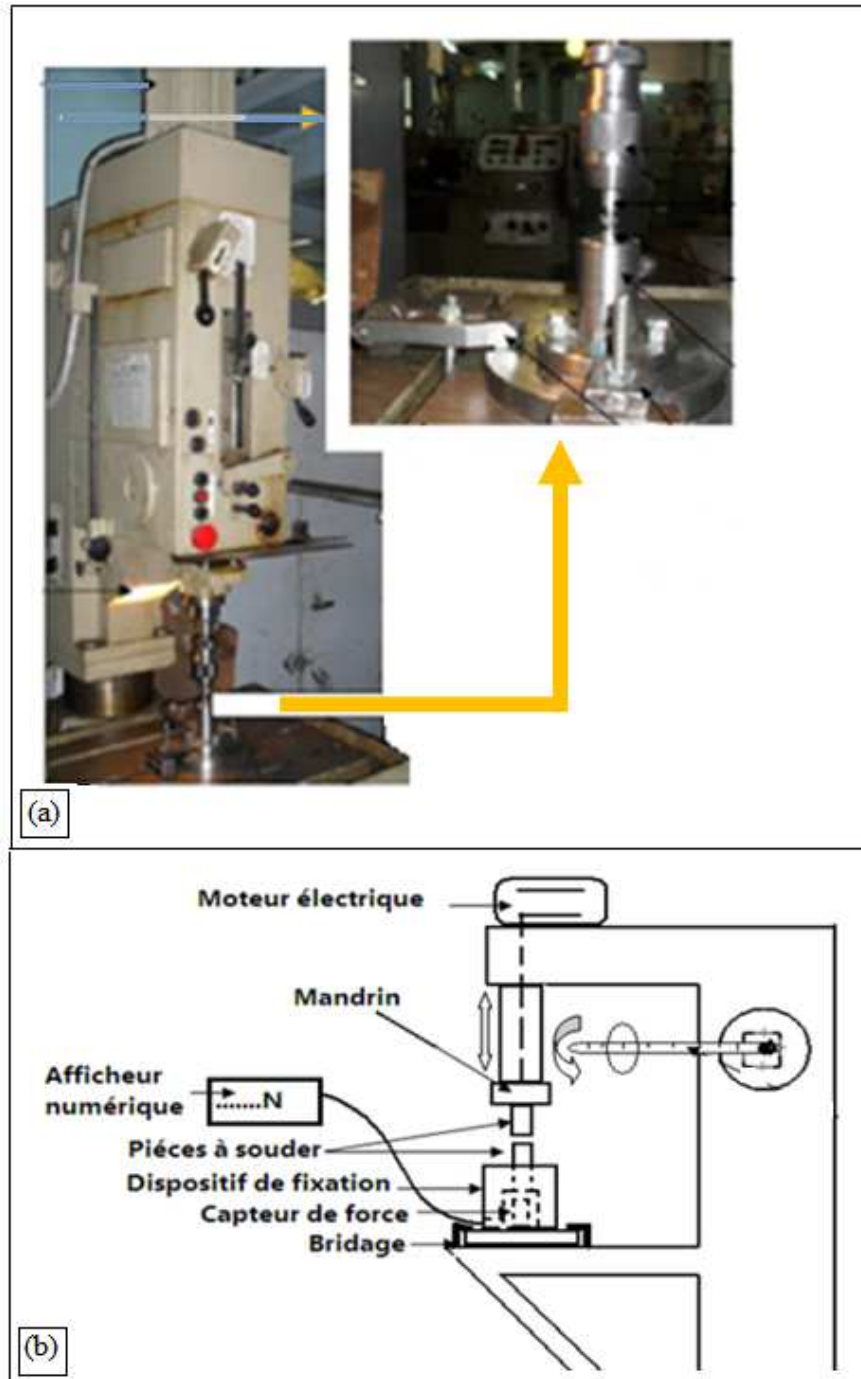
Le comportement du matériau à la traction est représenté par la courbe force – allongement de la figure III.4. L'essai de traction a été réalisé sur une éprouvette normalisée d'un acier 100Cr6 à l'état recuit à la température ambiante et à vitesse de 5 mm/min. La force maximale enregistrée après rupture de l'éprouvette est de 14 KN. La contrainte maximale est de 718 MPa et la déformation est de 8 %.



**Figure III.4** Courbe Force – Allongement de l'acier 100Cr6 à l'état recuit, Vitesse d'essai : 5 mm/min

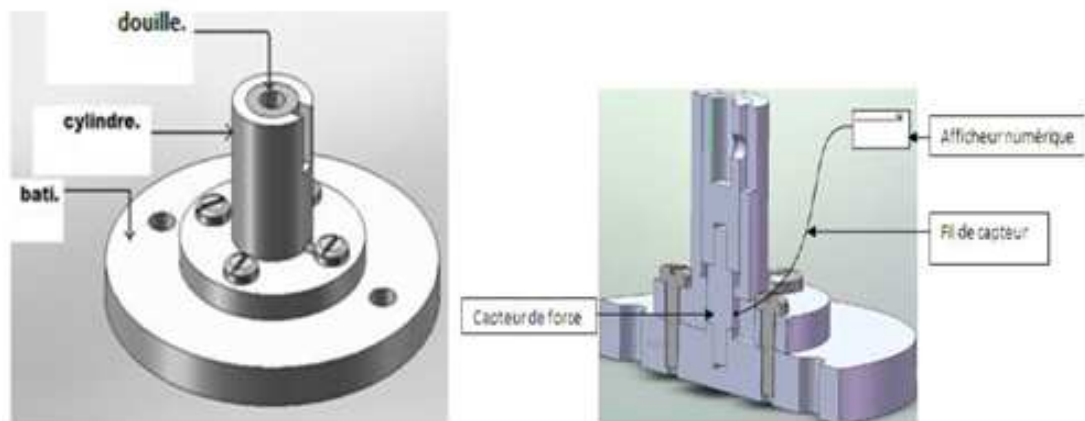
### III.1.2 Dispositif du soudage par friction

Le soudage s'est fait sur un dispositif de soudage par friction rotative réalisé à l'institut d'optique et de mécanique de précision (IOMP) de Sétif.



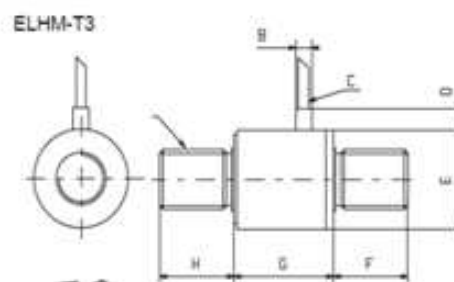
**Figure III.5** *Dispositif de soudage par friction, (a) Image photographique, (b) Schéma de principe*

L'installation de base du système de soudage par friction rotative utilisée est une perceuse à colonne verticale adaptée pour pouvoir réaliser ce type de soudage. Un montage spécial a été réalisé pour maintenir le système de chargement afin de pouvoir appliquer différentes forces lors d'une opération de soudage. Le système de chargement peut fournir une force allant jusqu'à 15 KN. La pièce tournante est maintenue verticalement et la rotation est assurée par le mandrin rotatif de la machine. Un système de bridage de la partie fixe est solidaire à la table de la perceuse (Figure III.6). La mesure de la force effective appliquée lors du soudage est effectué à l'aide d'un capteur de force de type « ELHM-T3M- relié à un lecteur (afficheur) numérique. Ce capteur est monté dans le système de bridage de la pièce fixe. La figure III.5 montre l'installation du soudage par friction développée pour la présente étude.



#### Capteur de force

- Modèle : ELHM-T3M.
- Force max : 15 KN.
- Température opérationnelle - 50C° jusqu'au 120C°.



**Figure III.6** Système de bridage de la pièce fixe

### III.1.3 Mode opératoire

Cette technique de soudage consiste à fixer verticalement la pièce tournante dans le mandrin rotatif et la pièce immobile dans un système de bridage solidaire à la table de la machine. Avant de souder, il faut que les deux pièces à souder soient positionnées de façon à assurer que les deux axes de rotation soient coaxiaux.

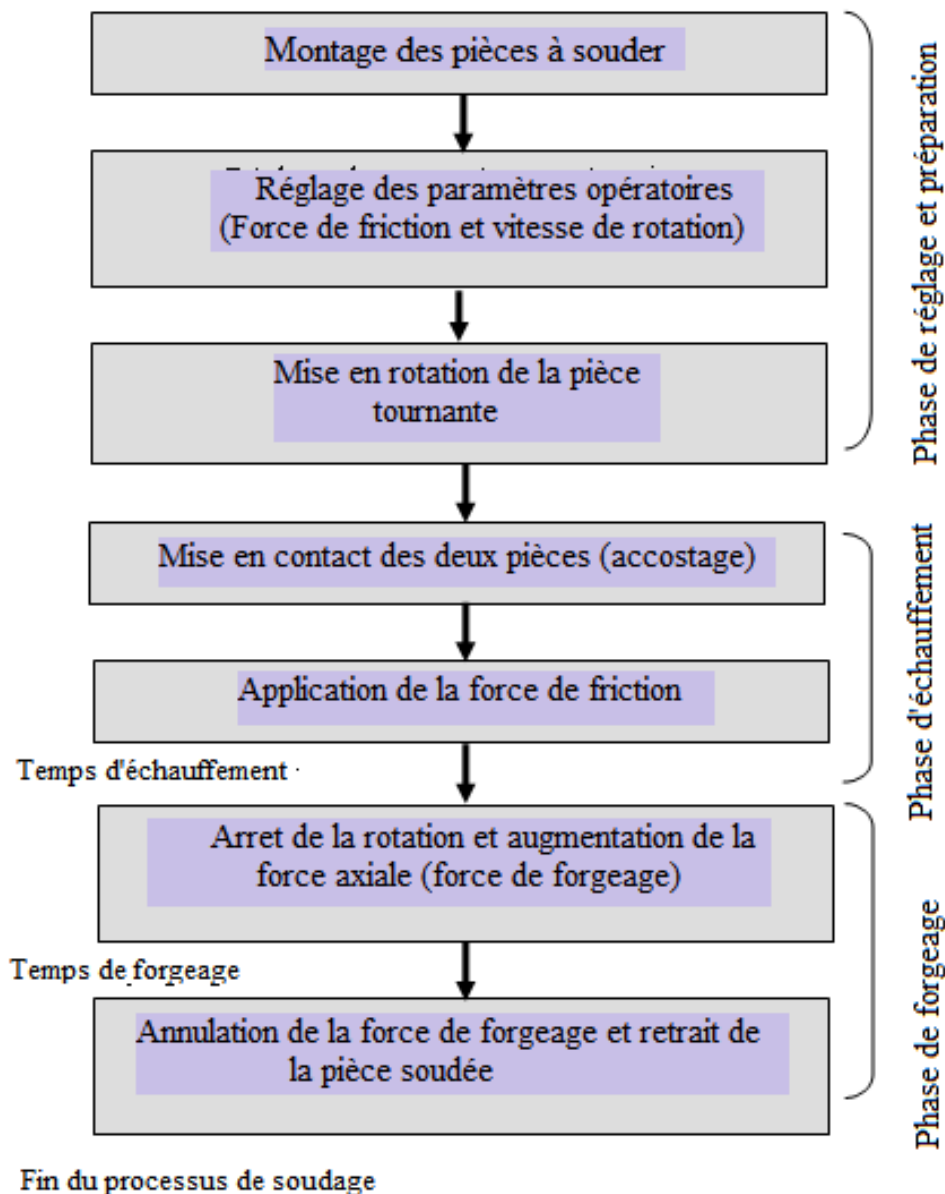
Après la mise en rotation de la pièce tournante, cette dernière est accostée progressivement à la pièce immobile afin de mettre en contact les deux pièces sous une force axiale constante. Pendant ce temps, la chaleur à l'interface de contact des deux pièces, produite par la friction, augmente et rends la région de contact sous une forme déformée plastiquement. Après une durée préréglée (phase de friction et échauffement) la rotation est arrêtée et une force axiale est appliquée sur la pièce mobile pendant un temps préréglé afin de réaliser la phase de forgeage (phase de soudage). Sous l'influence de la force axiale et la chaleur produite par friction, un joint de soudure se crée à l'interface des deux pièces.

En général, le mode opératoire d'une opération de soudage par friction se fait selon les étapes montrées par la figure III.7.

### III.1.4 Paramètres du soudage

L'optimisation des paramètres de soudage permet de contrôler la qualité et la morphologie du joint de soudure. Ces principaux paramètres sont les suivants :

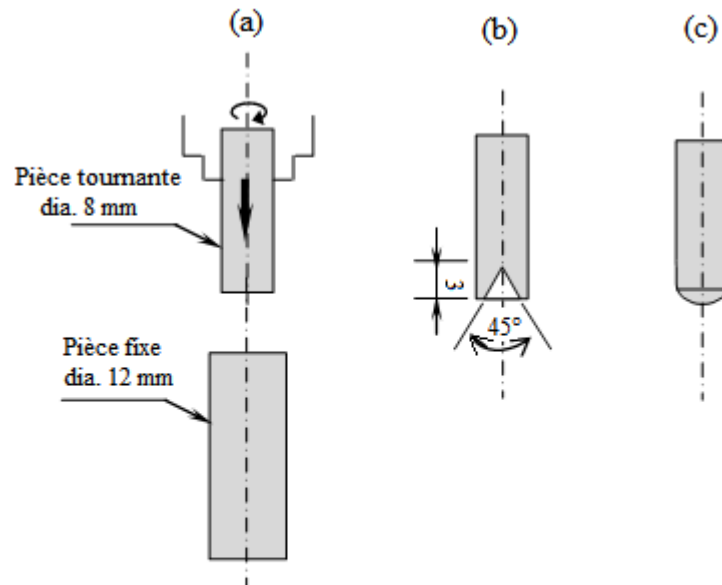
- 1- Vitesse de rotation de la pièce mobile,
- 2- Temps et force de friction (phase d'échauffement),
- 3- Temps et force de forgeage (phase de soudage).



**Figure III.7** Schématisation des différentes étapes du procédé de soudage par friction rotative

Afin de mettre en évidence l'influence des paramètres opératoires sur la qualité des joints de soudures et de pouvoir fournir des données quantitatives sur les propriétés mécaniques de la soudure qui résulte, le matériau a été soudé avec des paramètres différents à savoir le temps de friction et la force de friction. Les autres paramètres ont été maintenus constants. La partie fixe a pour diamètre 12 mm et la partie tournante a pour diamètre 8 mm.

Selon la surface de contact entre les deux pièces, trois types de configurations ont été considérées : plan/plan, cône/plan et sphère/plan (figure III.8).



**Figure III.8** Formes et dimensions des pièces à souder par friction. (a) Interface de contact plan / plan, (b) interface de contact cône/plan et (c) interface de contact sphère/plan

- *Interface de contact Plan / plan* : la partie tournante a une surface de contact plane.
- *Interface de contact Cone / plan* : la partie tournante est de forme conique (cône intérieur). Le cône est de longueur de 3 mm et d'un angle au sommet de 45°.
- *Interface de contact sphère / plan* : Le bout de la pièce tournante a une forme sphérique de rayon de courbure  $R = 5$ .

Pour toutes les configurations, la partie fixe a une surface de contact plane. Le tableau III.2 regroupe les paramètres opératoires de toutes les séries pour les trois configurations.

<b>Tableau III.2 Paramètres opératoires utilisés lors du soudage</b>					
Séries	Eprouvettes N°	Temps de friction (sec)	Force de Friction (KN)	Paramètres constants	
Interface de contact plan / plan	Série 1	E1	1	3	Vitesse de rotation : $N = 1000 \text{ tr/mn}$ Temps de forgeage : $T_{forg} = 10 \text{ sec}$ Force de forgeage : $F_{forg} = 13 \text{ KN}$
		E2	2	3	
		E3	3	3	
		E4	4	3	
		E5	5	3	
		E6	6	3	
	Série 2	E7	7	3	
		E8	6	1	
		E9	6	2	
		E10	6	3	
		E11	6	4	
		E12	6	5	
Interface de contact Cone / plan	Série 3	E13	1	3	
		E14	2	3	
		E15	3	3	
		E16	4	3	
		E17	5	3	
	Série 4	E18	3	1	
		E19	3	2	
		E20	3	3	
		E21	3	4	
		E22	3	5	
Interface de contact Sphère / plan	Série 5 (R = 5 mm)	E23	1	3	
		E24	2	3	
		E25	3	3	
		E26	4	3	
		E27	5	3	
		E28	6	3	
		E29	7	3	
		E30	8	3	

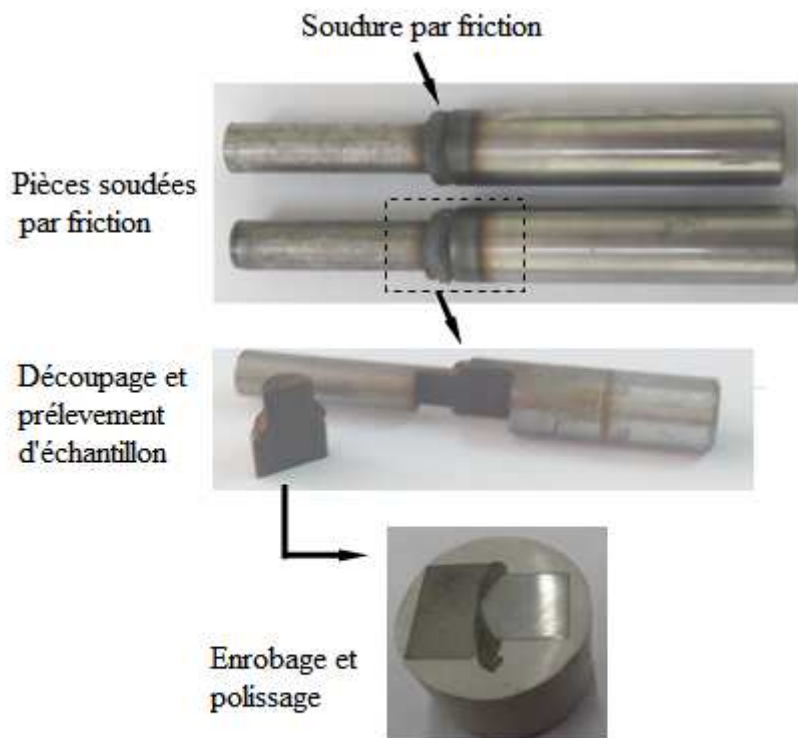
## III.2 Techniques de caractérisation microstructurale

### III.2.1 Préparation métallographique des échantillons

L'examen micrographique a pour but de mettre en évidence la structure de la soudure par observation au microscope. Pour ce faire, une préparation métallographique des échantillons représentatifs pour obtenir une surface polie et plane est nécessaire. Ceci implique un découpage et un polissage.

- **Découpage**

Le prélèvement des échantillons a été effectué par électroérosion à fil. La figure III.6 montre la position du prélèvement de l'échantillon. Ensuite, les échantillons découpés ont été enrobés dans une résine à froid. Pour obtenir une surface d'examen correcte en micrographie, il est nécessaire de faire un pré-polissage et un polissage de finition.

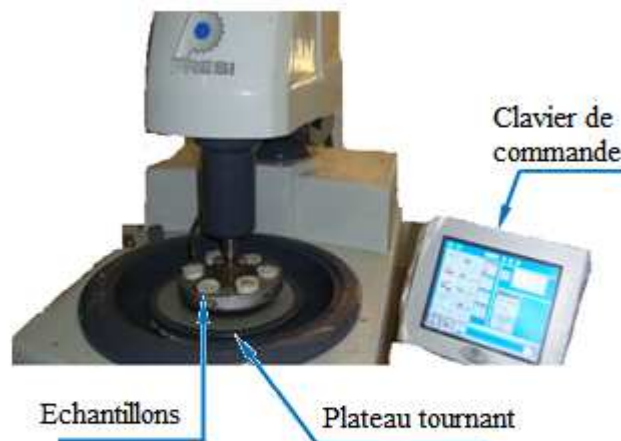


**Figure III.9** Photos montrant la procédure de découpage et enrobage des échantillons



- **Polissage**

Les sections de soudures destinées à l'examen micrographique sont polis sur des feuilles de papier SiC de granulométrie de plus en plus fine, jusqu'à une taille de grain de 4000. Le polissage est effectué à l'aide d'une machine de polissage (figure III.10), afin de garantir l'uniformité du polissage, ce qui facilitera la précision de l'analyse microstructurale. Pour la finition, on a utilisé un polissage à l'alumine. Ce type de polissage consiste à frotter l'échantillon sur un disque de feutre imbibé d'une suspension d'alumine.



**Figure III.10** *Machine de polissage*

## **III.2.2 Techniques d'observation et d'analyse**

### **III.2.2.1 Microscopie optique**

En microscopie optique, on peut examiner les changements microstructuraux de la zone de soudure à différents endroits. Avec une attaque chimique appropriée, on peut avoir accès à la morphologie et la taille des grains. Les observations microscopiques ont été faites sur un microscope optique (mode inversé, figure III.11) où l'échantillon est illuminé par le dessous. Les micrographies ont été acquises numériquement à l'aide d'une caméra CCD. L'examen a

lieu à des grossissements allant jusqu'à 1000 x. Les surfaces polies des échantillons ont été attaqués par le réactif Nital 3%.



**Figure III.11** *Microscope optique*

### **III.2.2.2 Microscopie électronique à balayage (MEB)**

La microscopie électronique à balayage (MEB) ou Scanning Electron Microscopy (SEM) en anglais) est une technique de microscopie électronique capable de produire des images en haute résolution de la surface d'un échantillon en utilisant le principe des interactions électrons-matière [wikipedia]. L'image MEB est une image reconstituée : une sonde, le faisceau d'électrons, balaye la surface de l'échantillon, un détecteur récupère de manière synchrone un signal induit par cette sonde pour en former une image, cartographie de l'intensité de ce signal. Le MEB Equipé de détecteurs appropriés, permet de faire entre autres de la microanalyse x (EDX – Energy Dispersive X-Ray analysis).

Le microscope électronique à balayage utilisé dans cette étude est de type JEOL-Model JSM-7001F, installé à l'unité de recherche de Sétif. Un microanalyseur à dispersion d'énergie (EDS) est couplé au MEB pour permettre une microanalyse d'une région donnée afin d'identifier les principaux éléments chimiques présents. Grossissement allant jusqu' à 100 000 x,

La microanalyse X est une technique de caractérisation chimique de la matière basée sur les interactions rayonnement-matière. Elle permet de déterminer la composition chimique de certaines zones en le bombardant avec un flux d'électrons, et en analysant les rayons X émis.

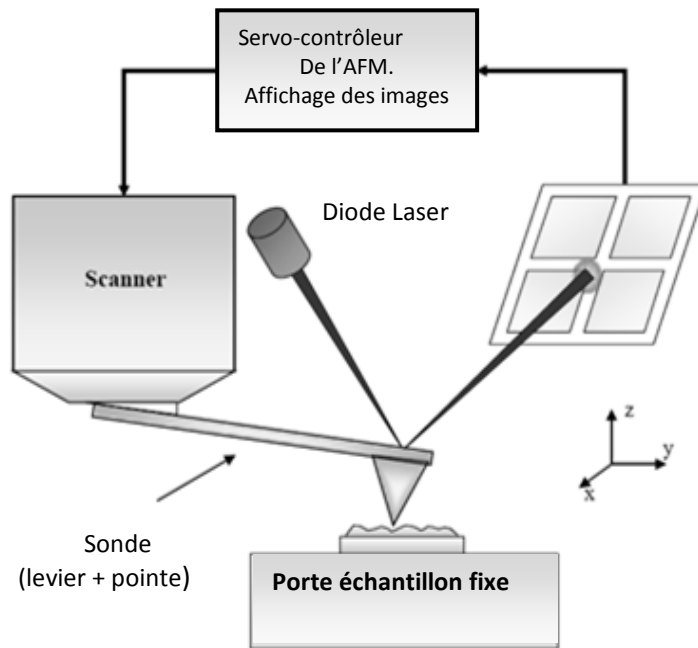


**Figure III.12** Microscopie électronique à balayage (MEB) type JOEL-Model JSM-7001F, Japan

### III.2.2.3 Microscopie à force atomique (AFM)

La microscopie à force atomique (AFM, d'après l'anglais « *Atomic Force Microscopy* ») est une technique qui permet l'obtention des images en trois dimensions de surfaces à haute résolution. Cette technique est utilisée ici pour étudier la topographie et quantifier la rugosité des surfaces des soudures.

Le principe de l'AFM est basé sur une interaction « mécanique » locale entre une pointe et la surface d'un échantillon. Un microscope à force atomique est composé de quatre éléments essentiels : la sonde (composée d'un levier et d'une pointe), le scanner, le photo-détecteur et le contrôleur de l'asservissement. Le principe de fonctionnement est représenté par la Figure III.13. Une pointe, fixée sur l'extrémité d'une poutre élastique (ou levier), est amenée à proximité d'un échantillon. Plusieurs types de forces sont alors impliqués dans l'interaction pointe/surface (van der Waals, capillarité...). La dépendance de cette interaction vis-à-vis de la distance permet de distinguer trois modes de fonctionnement du microscope à force atomique : le mode "contact", pour lequel l'interaction est fortement répulsive, le mode "non-contact", où elle est faiblement attractive, et enfin un mode de "contact intermittent" [76].



**Figure III.13** Principe de fonctionnement de l'AFM

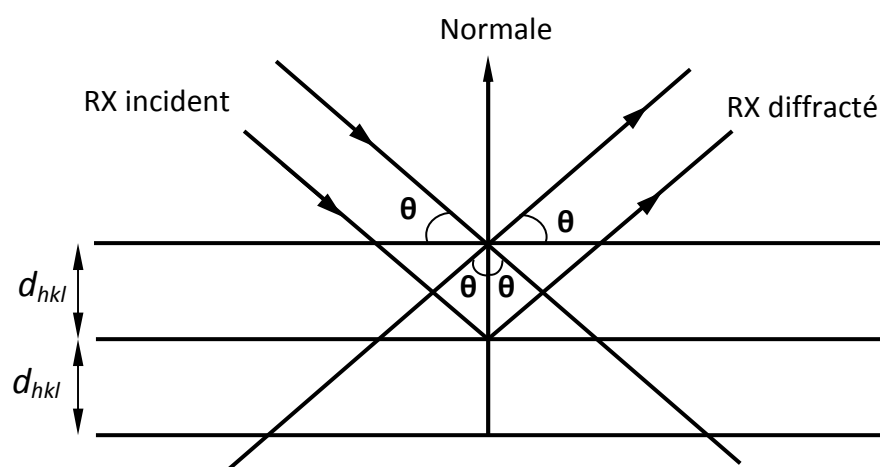
Dans notre travail, le microscope utilisé est de type « *pacific nanotechnology* » installé au laboratoire de recherche « optique appliquée » à l'IOMP de Sétif. Il est caractérisé par une pointe en silicone de rayon de courbure inférieure à 50 nm et d'un levier en nitrure de silicium dont la constante de raideur  $K$  égale à 1 N/m, la fréquence de résonance égale à 1 Hz, la longueur  $L = 100 \mu\text{m}$ , la largeur  $w = 20 \mu\text{m}$  et l'épaisseur  $t = 1 \mu\text{m}$ . La surface de balayage (ou intervalle de balayage) est entre 1 à 80  $\mu\text{m}$  maximale. Le temps de balayage peut varier d'une 6 à 10min. le Grossissement de l'AFM est de 1000 000 X dans le plan horizontal (xy) et l'axe vertical. Les images sont obtenues à l'aide d'un microscope intégré dans l'AFM et traitées en utilisant un logiciel *Nano-Rule*. (Conversion des fichiers data en images bmp).

#### III.2.2.4 Analyses par diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X est une méthode utilisée pour identifier la nature des structures de phases constitutives d'un matériau.

- **Principe**

Les rayons X sont des ondes électromagnétiques de longueur d'onde comprise 0,1 et 10 Å. Les rayons utilisés en radiocristallographie ont des longueurs d'onde de l'ordre de l'angström, comparables aux distances interatomiques des cristaux métalliques. Lorsqu'un faisceau de rayons X incident, de longueur d'onde  $\lambda$ , interagit avec la surface du métal analysé (Figure III.14), une partie du faisceau diffractée par les atomes est récupérée par un détecteur qui va transformer le signal en un diffractogramme (courbe qui représente l'intensité des pics diffractés en fonction des angles de diffraction).



**Figure III.14** Principe de la diffraction des rayons x

Connaissant la structure cristallographique d'une phase donnée, la présence ou non d'un pic de diffraction pour un angle  $\theta$  donné atteste de la présence ou non de la phase considérée. En réalisant cette analyse sur toute une plage d'angles  $\theta$ , ou diffractogramme, on peut déterminer toutes les phases présentes dans le matériau. L'intensité des pics de diffraction est proportionnelle au volume diffractant. Il existe une relation entre l'intensité des pics de diffraction et les fractions volumiques des phases en présence.

### III.3 Caractérisation mécanique

#### III.3.1 Essai de traction

Les essais de traction ont été réalisés à température ambiante au laboratoire des matériaux non métalliques à l'IOMP de Sétif sur une machine de traction électro-mécanique de type Zwick/Rowell Z100 (figure III.15).

Les essais de traction s'effectuent à titre comparatif sur des échantillons non normalisés. Notre but s'était de faire une comparaison entre le comportement des échantillons soudés vis-à-vis d'un échantillon non soudé de même taille (longueur et diamètre) prise comme échantillon référence.

Les conditions opératoires de traction (écart entre mors, vitesse de l'essai) appliquées sur tous les échantillons soudés et l'échantillon référence sont identiques.

- Echantillon référence : Résistance à la traction :  $R_m = 36200 \text{ N}$ ,
- Allongement total :  $\Delta l = 5 \text{ mm}$

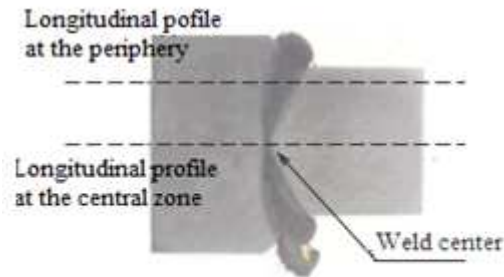


**Figure III.15** Machine de traction  
Type : Zwick - 100

### III.3.2 Essai de dureté

La dureté est la mesure de résistance d'un matériau à la pénétration d'un indenteur de géométrie variable suivant le type d'essai.

La technique de dureté utilisée dans ce travail est la dureté Vickers. L'indenteur est un diamant en forme de pyramide. La mesure des diagonales de l'empreinte permet de déterminer la dureté du matériau. La mesure de dureté nous donne une première évaluation des propriétés mécaniques après soudage. Par cette technique, nous avons tracé deux profils de dureté parallèlement à l'axe de soudage à travers une coupe longitudinale au cœur des joints soudés (figure III.16).



**Figure III.16** *Profils des mesures de dureté*

## CHAPITRE IV

# CARACTERISATION DES SOUDURES

Lors des processus de soudage par friction, un phénomène thermomécanique se crée à l'interface affecte la morphologie microstructurale et conduit à des modifications des propriétés mécaniques du matériau de base. Selon les paramètres utilisés lors du soudage et la nature du matériau, les variations de gradients de températures et la déformation subie par le matériau vont engendrer des structures métallographiques et des caractéristiques mécaniques diverses dans les différentes zones qui constituent le joint de soudure. La compréhension de la métallurgie du soudage par friction de l'acier 100Cr6 comprend l'analyse des phases de transformation au refroidissement et son impact sur les propriétés mécaniques.

### IV.1 Caractérisation mécanique par essai de traction

L'optimisation du procédé nécessite qu'une caractérisation mécanique des joints soit effectuée. La procédure couramment utilisée est l'évaluation de la résistance à la traction des joints de soudure. La mesure de dureté dans les différentes zones du joint est nécessaire aussi pour établir où se trouvent les zones les plus durs.

Les sections suivantes vont s'intéresser principalement sur l'influence des paramètres du soudage aux propriétés mécaniques du matériau soudé.

La présente section s'intéresse aux caractéristiques de traction des joints soudés par friction. Au cours de ce travail, un intérêt particulier a été porté à l'influence du temps et de la force de friction sur les propriétés mécaniques des joints soudés. Les autres paramètres (vitesse de rotation, temps et force de forgeage) ont été maintenus constants. L'effet de ces deux paramètres est mis en évidence en considérant la résistance maximale à la traction et l'allongement total à la rupture des joints soudés par friction.

Il faut noter que le soudage sous certaines conditions (temps et force faibles) n'a pas démontré une soudabilité des éprouvettes et les soudures sont échouées.

Les éprouvettes soudées ont été soumises à des tests de traction. Une localisation de la rupture dans le joint de soudure a été constatée pour tous les joints soudés.



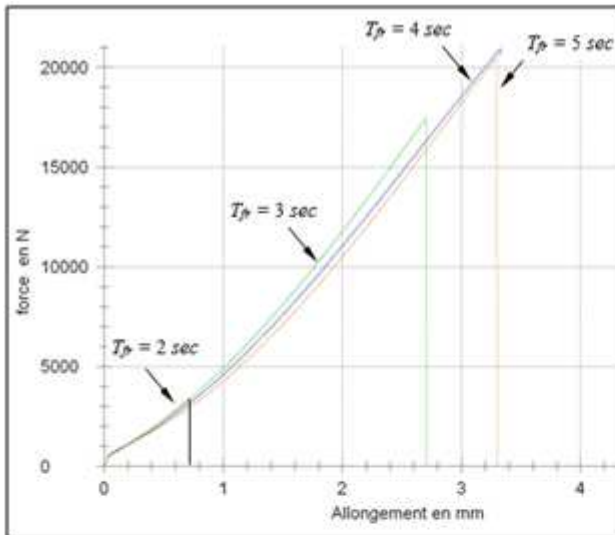
### IV.1.1 Résistance à la traction

La figure IV.1 représente les variations de la résistance à la traction des joints de soudure en fonction des temps et des forces de friction réalisés avec une vitesse de rotation constante de 1000 tr/min et sous une force de forgeage constante de 13 KN.

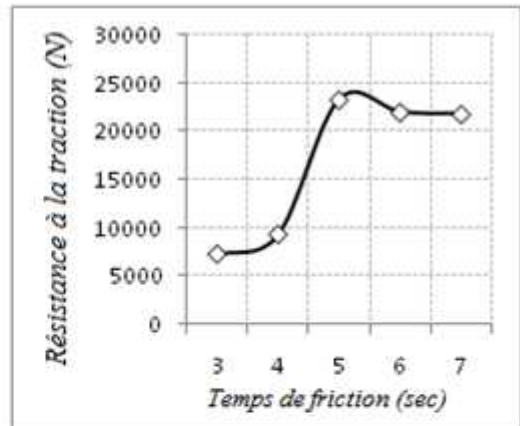
D'après les résultats obtenus après les tests de traction réalisés sur les éprouvettes soudées par friction, On constate que les variations de la résistance à la traction en fonction des temps et des forces de friction sont relativement similaires dans l'ensemble des joints soudés et présente une forte sensibilité à la variation de ces paramètres.

D'après les graphiques ci-dessous, la résistance à la traction peut être améliorée en augmentant le temps ou la force de friction. Cependant, une tendance opposée est observée lorsque ces deux paramètres atteignent un niveau maximal où la résistance des joints tend à diminuer.

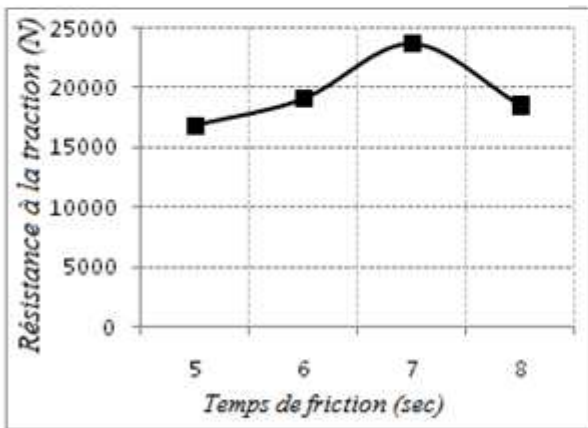
Pour l'effet de temps de friction, une résistance maximale de 65% (23600 N) de celle du métal de base a été enregistrée à un temps de friction de 7 secondes et une force de friction de 3 KN pour la configuration sphère/plan.



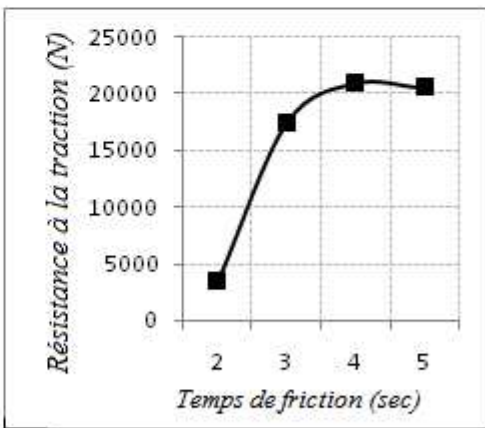
Courbes de traction (cône/plan)



Plan / Plan



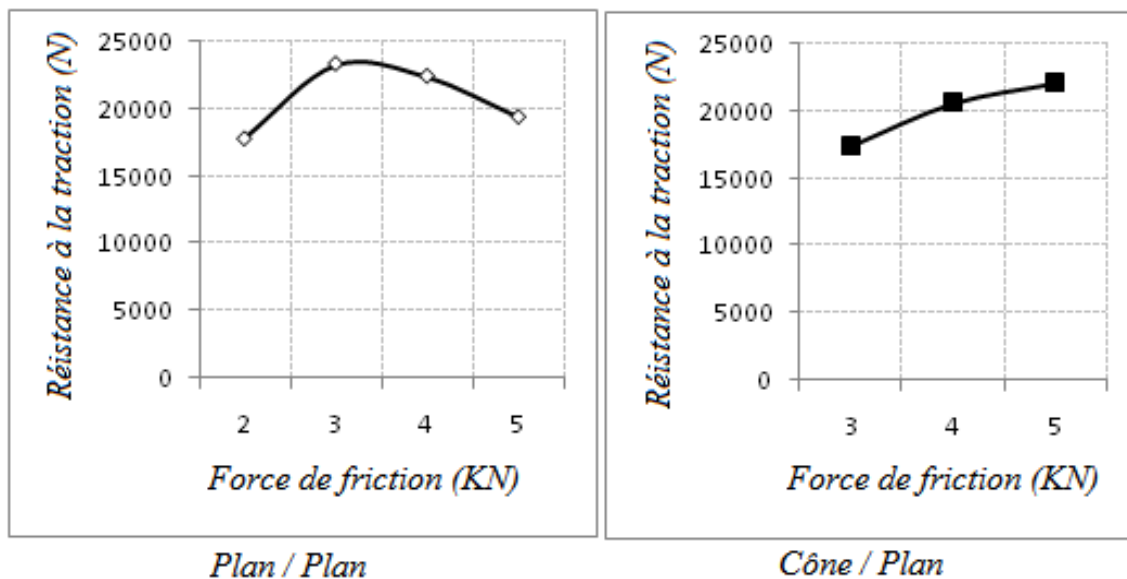
Sphère / Plan



Cône / Plan

**Figure IV.1** Influence du temps de friction sur la résistance à la traction des pièces soudées par friction

Pour l'effet de la force de friction, la figure IV.2 représente les variations de la résistance en fonction de la force de friction. La valeur maximale a été enregistrée pour la configuration plan/plan à une force de friction de 3 KN et un temps de friction de 6 secondes. Mais la liaison du joint d'interface s'est avérée insuffisante et la zone de soudure n'a pas été suffisamment renforcée. C'est l'indication du fait que la rupture s'est produite dans la région de l'interface. Tandis que, le comportement typique d'une soudure exige que la rupture devrait être dans une région éloignée de l'interface.



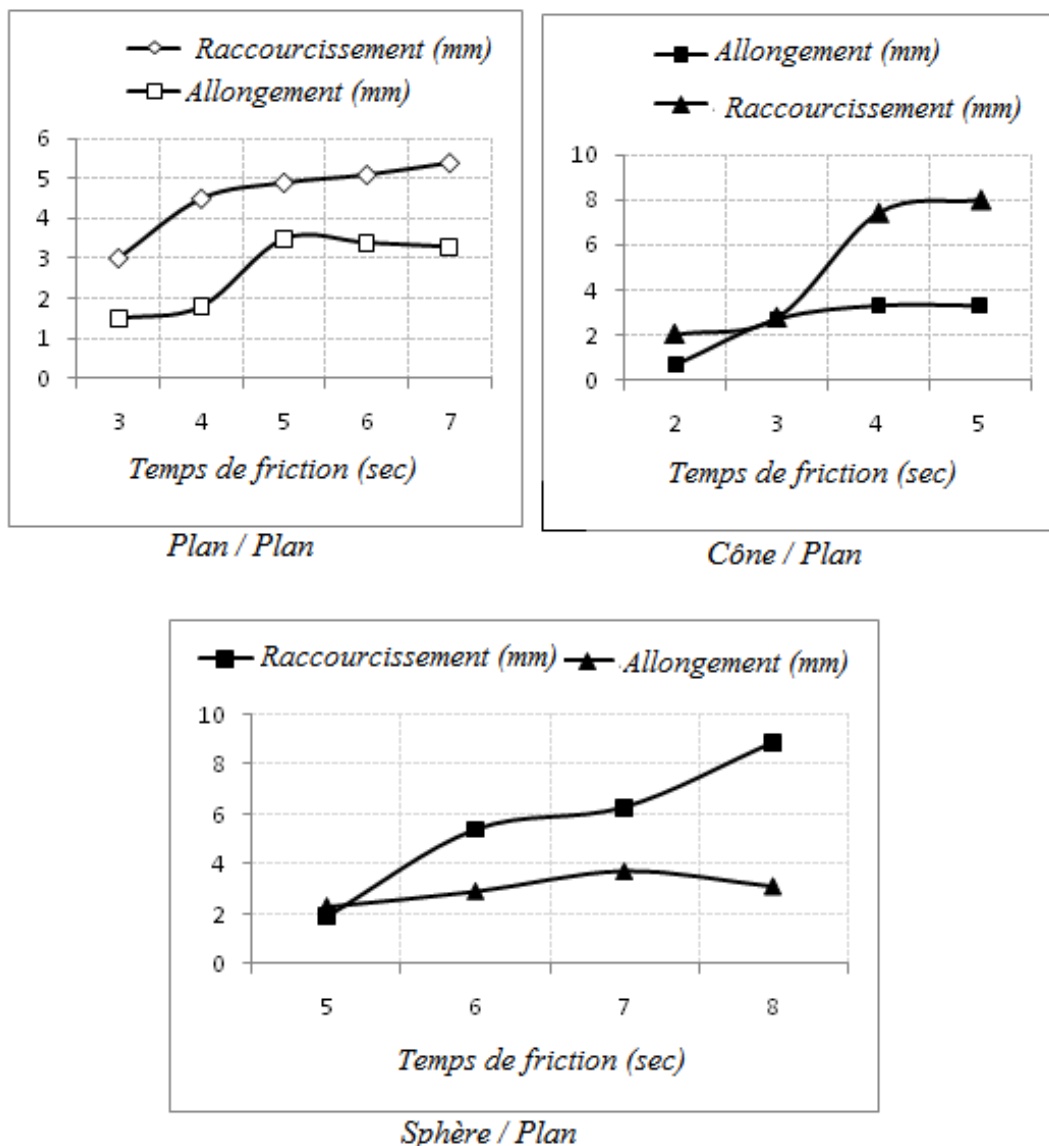
**Figure IV.2** Influence de la force de friction sur la résistance à la traction des pièces soudées par friction

### IV.1.2 Allongement

Avant soudage, le matériau présente un comportement en traction relativement ductile, mais après le soudage, le comportement est devenu fragile et aucune déformation plastique n'est détectée dans les échantillons après le soudage (figure IV.1).

Les figures IV.3 et IV.4 représentent les variations de l'allongement total après essais de traction en fonction du temps et de la force de friction.

Le pourcentage d'allongement atteint la valeur de 18.5% pour la pièce soudée dans les conditions de soudage (sphère / plan, temps de friction 7 sec et force de friction 3 KN.) qui est inférieure à celle du métal de base (25%). Ceci peut être attribué à la zone durcie formée au niveau du joint de soudure.



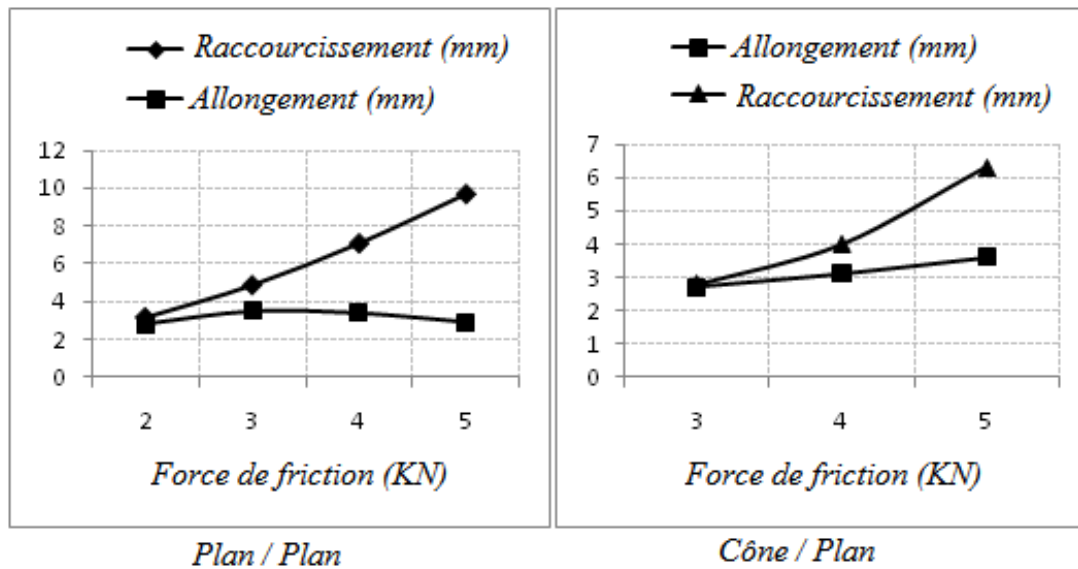
**Figure IV.3** Influence du temps de friction sur l'allongement et le raccourcissement axial des pièces soudées par friction

## IV.2 Raccourcissement axial

Après des opérations de soudage, des mesures du raccourcissement axial des pièces soudées ont été prises. D'après les figures IV.3 et IV.4, on constate que le raccourcissement axial augmente à mesure que la force de friction et le temps de friction augmentent. Cela est dû à l'augmentation de l'apport de chaleur et à la déformation plastique à l'interface des joints soudés par friction.

D'une manière générale, les propriétés des différents joints varient en fonction de l'apport de chaleur déterminé par les paramètres de soudage (paramètres de la phase de friction). Cette

variation, mise en évidence par les mesures de microdureté, peut être néfaste pour la résistance en traction et peut engendrer une rupture fragile qui se localise dans la ZATM. Cet affaiblissement localisé qui s'est produit dans la ZATM est plus important lorsque l'apport de chaleur est grand.



**Figure IV.4** Influence de la force de friction sur l'allongement et le raccourcissement axial des pièces soudées par friction

### IV.3 Caractérisation microstructurale des joints de soudure

Les évolutions structurales et les transformations de phases que subit le matériau pendant ce procédé de soudage jouent un rôle important pour les propriétés mécaniques des pièces soudées. Dans le but d'identifier et d'analyser les différentes phases, nous avons effectué une analyse microstructural dans la zone affectée thermomécaniquement et dans la ZAT des cordons de soudure soumis au procédé de soudage par friction rotative pour différents paramètres de soudage. Pour ce faire, plusieurs techniques de caractérisation se sont avérées nécessaires telles que la micrographie optique, l'analyse MEB-EDX, la DRX et la microscopie à force atomique (AFM).

#### IV.3.1 Observation macroscopique

Comme la température de soudage est régie principalement par les paramètres de soudage, la variation de ces derniers conduit à un changement de la morphologie et la microstructure des joints de soudure.

L'observation visuelle de la morphologie des joints montre que les joints ont une forme convexe, c'est-à-dire la forme est plus bombée vers le côté de la partie fixe (Figure IV.5). De même, l'étendu de la zone soudée à la région périphérique est plus large par rapport à la région centrale. Cette observation montre que les conditions qui conduisent à la formation de la zone de soudure sont atteintes dans les mêmes conditions lorsque les paramètres considérés se changent.



**Figure IV.5** Photos illustrant trois sections prélevées dans des soudures par friction réalisées sous différentes conditions

### **IV.3.2 Zones caractéristiques d'un joint de soudure par friction**

Le procédé de soudage par friction rotative peut être décrit physiquement par une déformation plastique localisée à haute température, suivie d'un refroidissement à l'air libre. Ce phénomène thermomécanique détermine les évolutions de structure métallographique du joint soudé, qui est souvent différente de celle du métal de base. La micrographie optique d'un joint soudé par friction permet de distinguer trois zones principales (figure IV.6). Les emplacements de ces régions ont été approximativement connus en fonction du contraste observé. La morphologie et la microstructure de ces zones dépendent du type du matériau, des géométries de surface d'interface de contact et des paramètres opératoires du processus de soudage.

#### **IV.3.2.1 Zone affectée thermomécaniquement (ZATM)**

Au centre du joint soudé (zone blanche) se trouve la zone affectée thermomécaniquement (ZATM) (figure IV.11, zone 1). C'est celle qui a subi de grande déformation plastique à haute température. La température atteinte est inférieure à la température de fusion. La largeur de cette zone est plus large à la périphérie par rapport à la zone centrale.

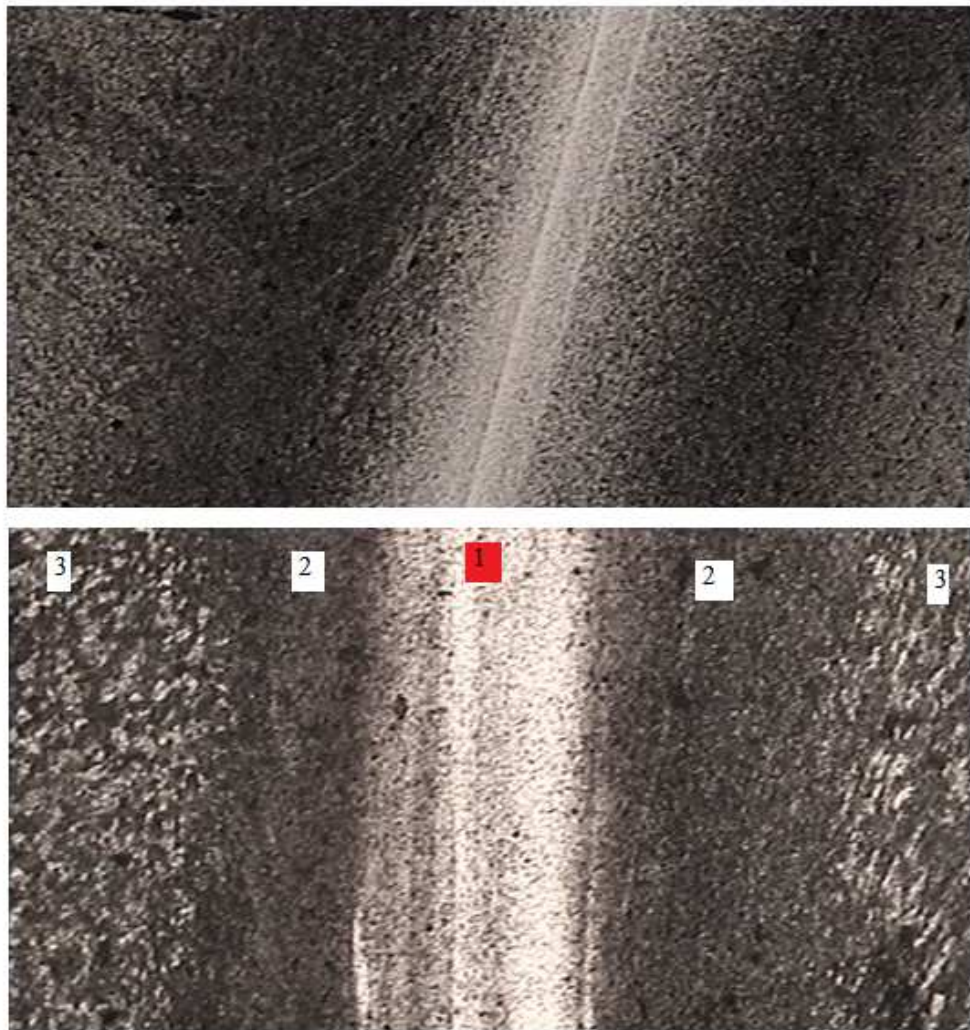
#### **IV.3.2.2 Zone affectée thermiquement (ZAT)**

Au-delà de la zone du centre, le métal de base, qui n'a pas subi de déformations mécaniques, mais a subi le cycle thermique du soudage, se manifeste par des modifications structurales par rapport à son état initial dans une zone qui est la zone affectée thermiquement (ZAT) (figure IV.6, zone 2). Les modifications microstructurales sont effectuées à l'état solide et par conséquent, la microstructure de la ZAT a été transformée en deux phases, la ferrite et la perlite (figure IV.8).

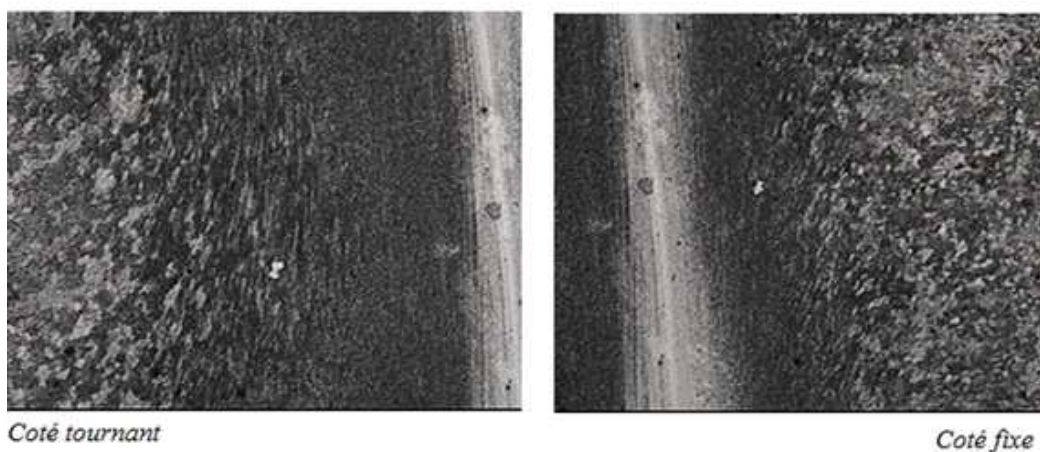
#### **IV.3.2.3 Zone non affectée**

Au-delà de la zone affectée thermiquement se trouve le métal de base (MB) non affecté par le soudage, (figure IV.6, zone 3).

La Figure IV.7 représente une observation au microscope optique de l'orientation des grains sur les deux cotés (tournant et fixe) d'un cordon de soudure par friction.

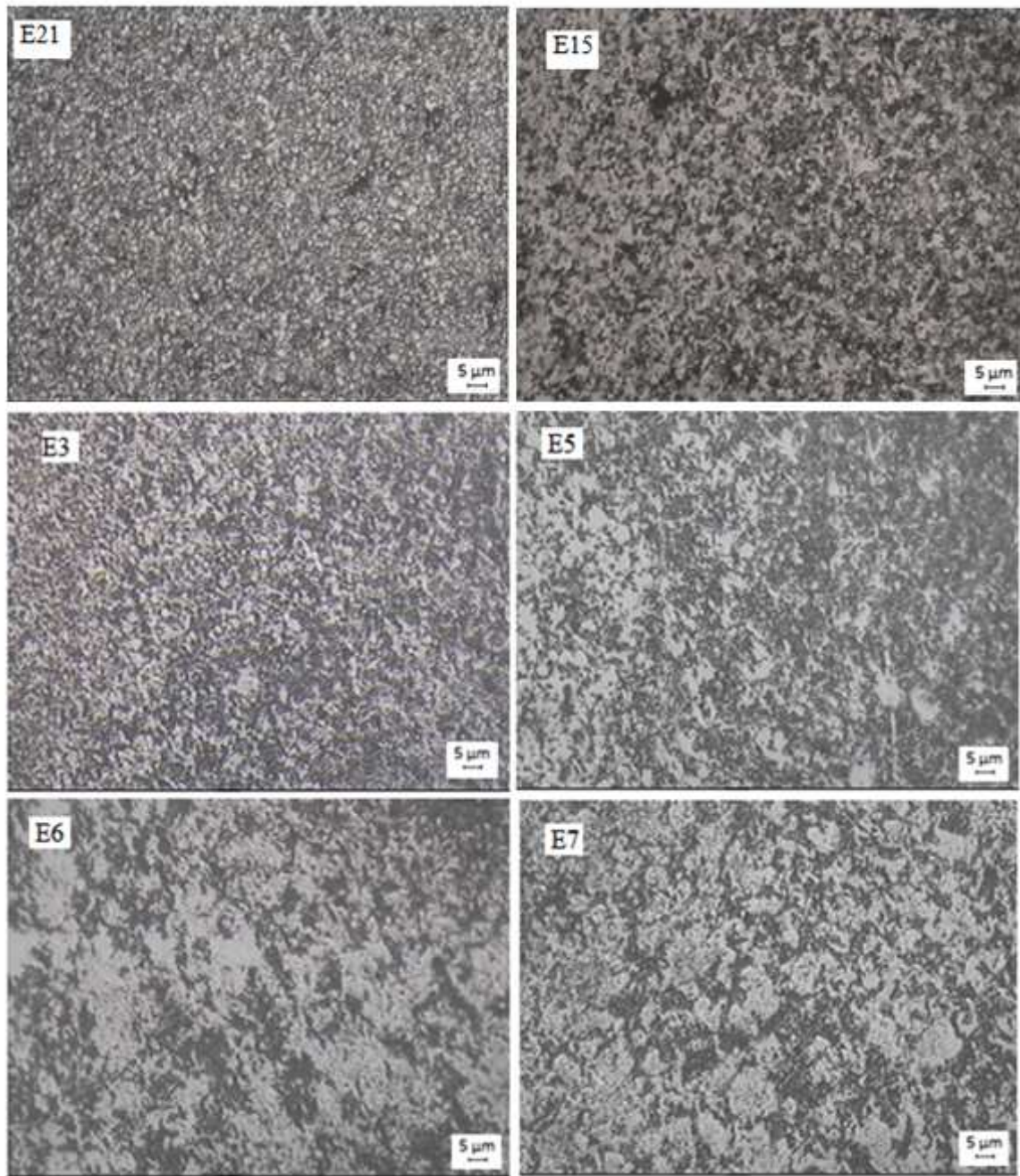


**Figure IV.6** Micrographie optique montrant le changement de la microstructure à travers une soudure par friction d'un acier 100Cr6, 1- ZATM, 2- ZAT, 3- Métal de base, Attaque Nital 3 %, g 100 X



**Figure IV.7** Orientation des grains de la microstructure au voisinage de la ZAT, Echantillon E21, Attaque Nital 3 %, g 100 X





**Figure IV.8** *Micrographie optique de la ZAT de quatre soudures différentes de type plan/plan*

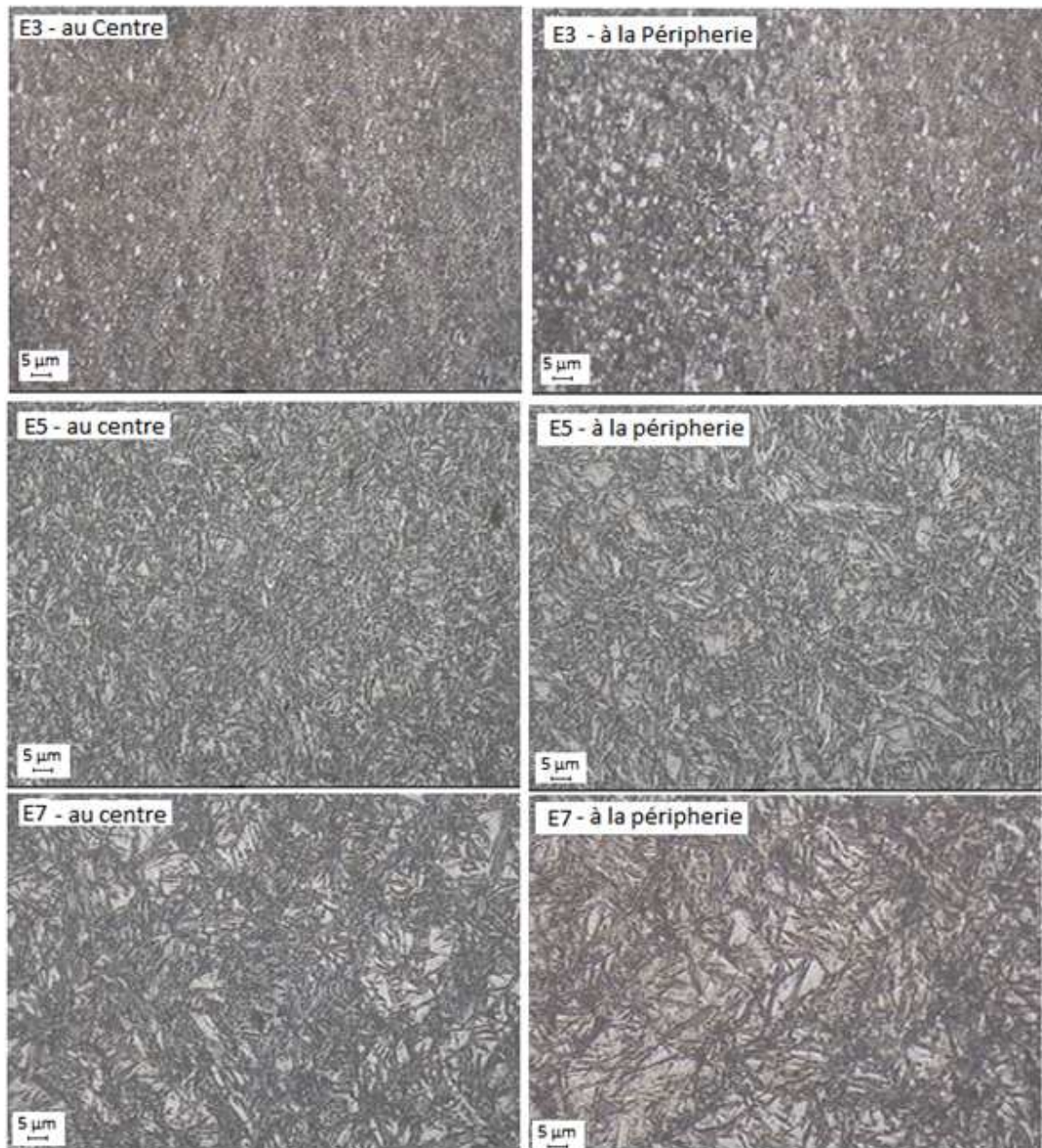
### IV.3.3 Etude de la zone affectée thermomécaniquement

Après attaque métallographique avec le réactif Nital 3 %, Les cordons de soudure ont été examinés en microscopie optique et électronique, analysés par EDX, examinés par diffraction des rayons X afin d'identifier les phases en présence et soumis à des essais de microdureté. Ils ont été d'autre part analysés par AFM pour mettre en évidence la topographie de cette zone.

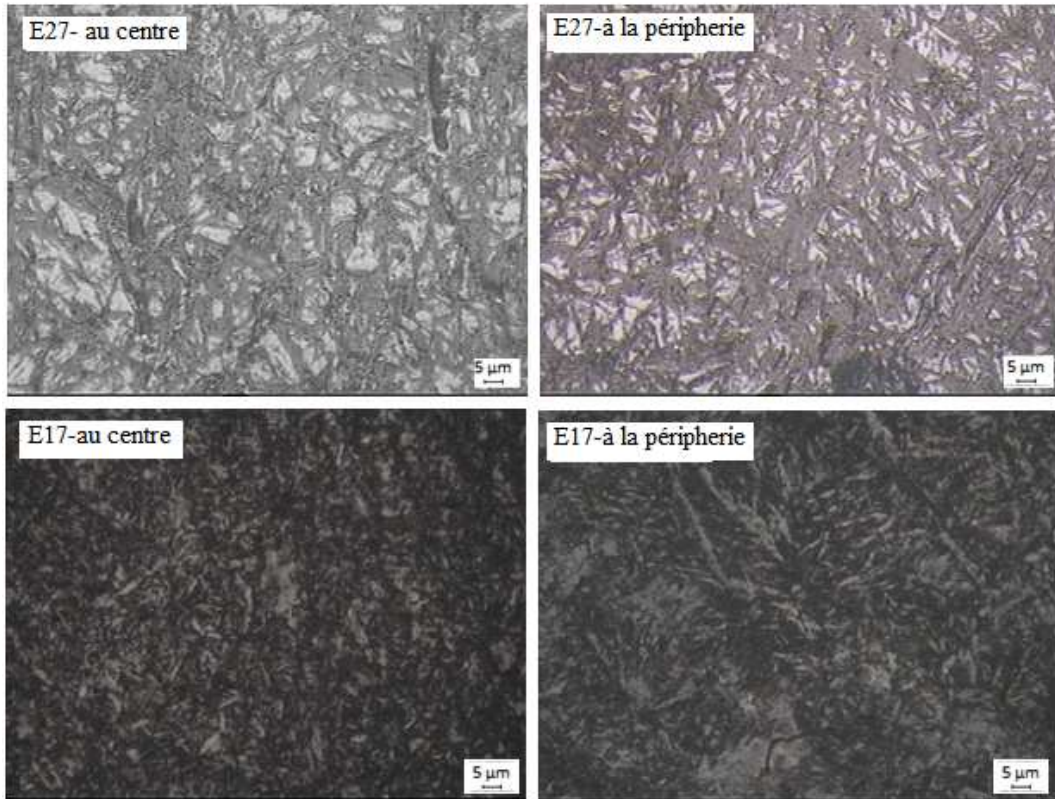
La micrographie optique de la microstructure pour des échantillons soumis à divers conditions de soudage est illustrée à la figure IV.9 et IV.10. Le soudage par friction de l'acier 100Cr6 induit des vitesses de refroidissement élevées qui conduisent à la transformation martensitique. En effet, la microstructure consiste en une partie de l'austénite résiduelle, de la martensite et des carbures. Ces carbures peuvent être identifiés en tant que particules de  $Fe_3C$  dans l'échantillon E6 (Figure IV.11).

Il est visible que le volume d'austénite résiduelle (région blanche) est différent d'un échantillon à l'autre. Par exemple, les échantillons E3 et E5 ont une fraction volumique d'austénite résiduelle inférieure à celle de l'échantillon E7. De plus, on remarque que la fraction et la taille des grains d'austénite résiduelle à la zone périphérique du joint sont supérieures à ceux du centre.

La structure qui possède une taille de grain de martensite longue et volumineuse avec une austénite résiduelle fine est moins stable. Tandis que l'austénite résiduelle qui présente une microstructure martensitique moins compacte avec un plus grand bloc de phase d'austénite résiduelle est plus stable. En outre, on peut constater à partir de ces résultats que, la variation des conditions de soudage, peut influencer sur le pourcentage de la martensite et la stabilité d'austénite résiduelle dans les joints de soudure, ce qui influe par conséquence sur la résistance des joints.

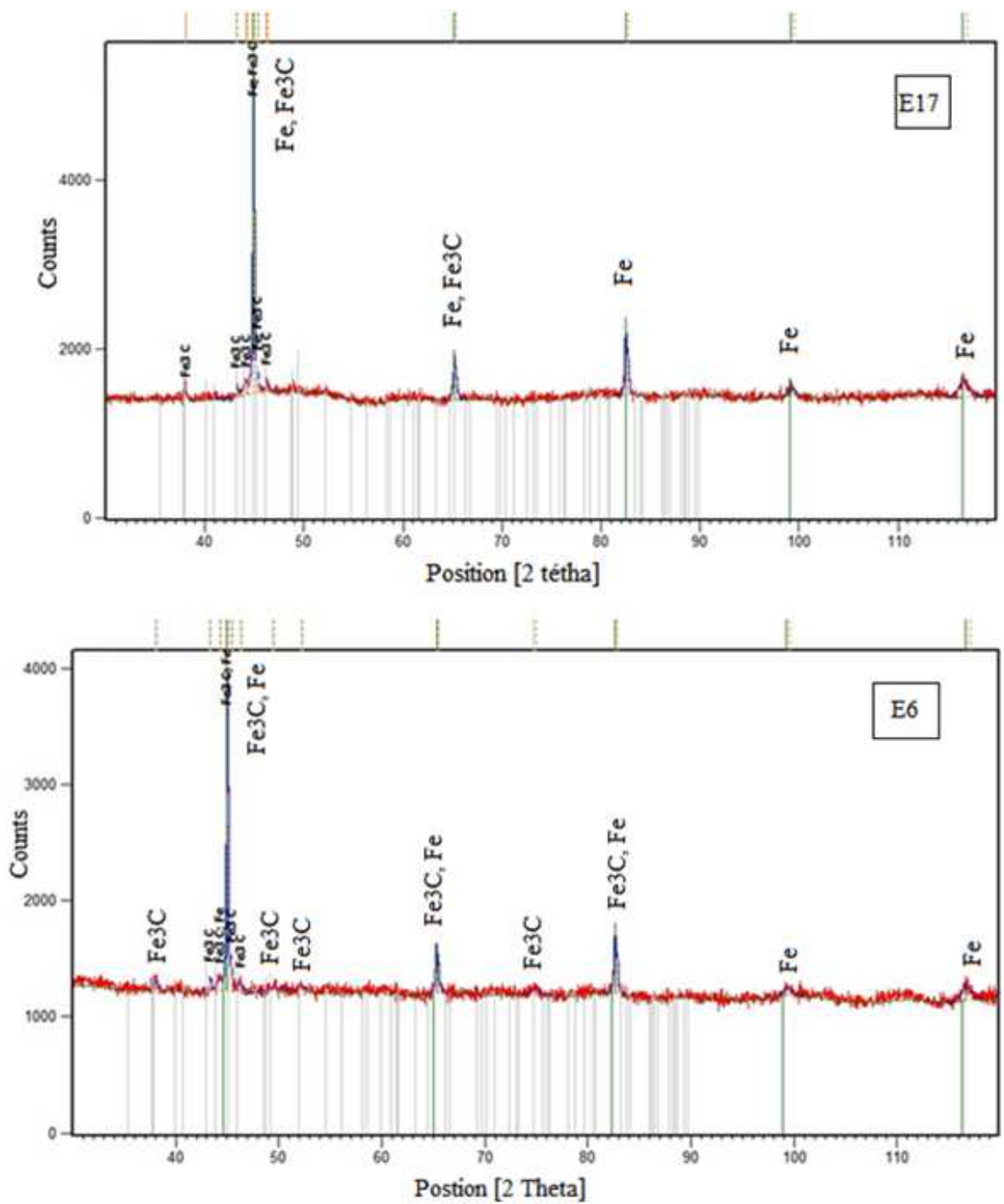


**Figure IV.9** *Micrographie optique de la ZATM prises dans des soudures de type plan/plan soudées sous différentes conditions*



**Figure IV.10** *Micrographie optique de la ZATM prises dans des soudures différentes*

Une analyse par diffraction des rayons X a été réalisée sur deux cordons de soudure (E6 et E17). L'analyse n'a pas mis en évidence de différences significatives entre les deux cordons de soudure polis. Elle a montrée la présence des carbures de cémentite  $Fe_3C$  (figure IV.11).



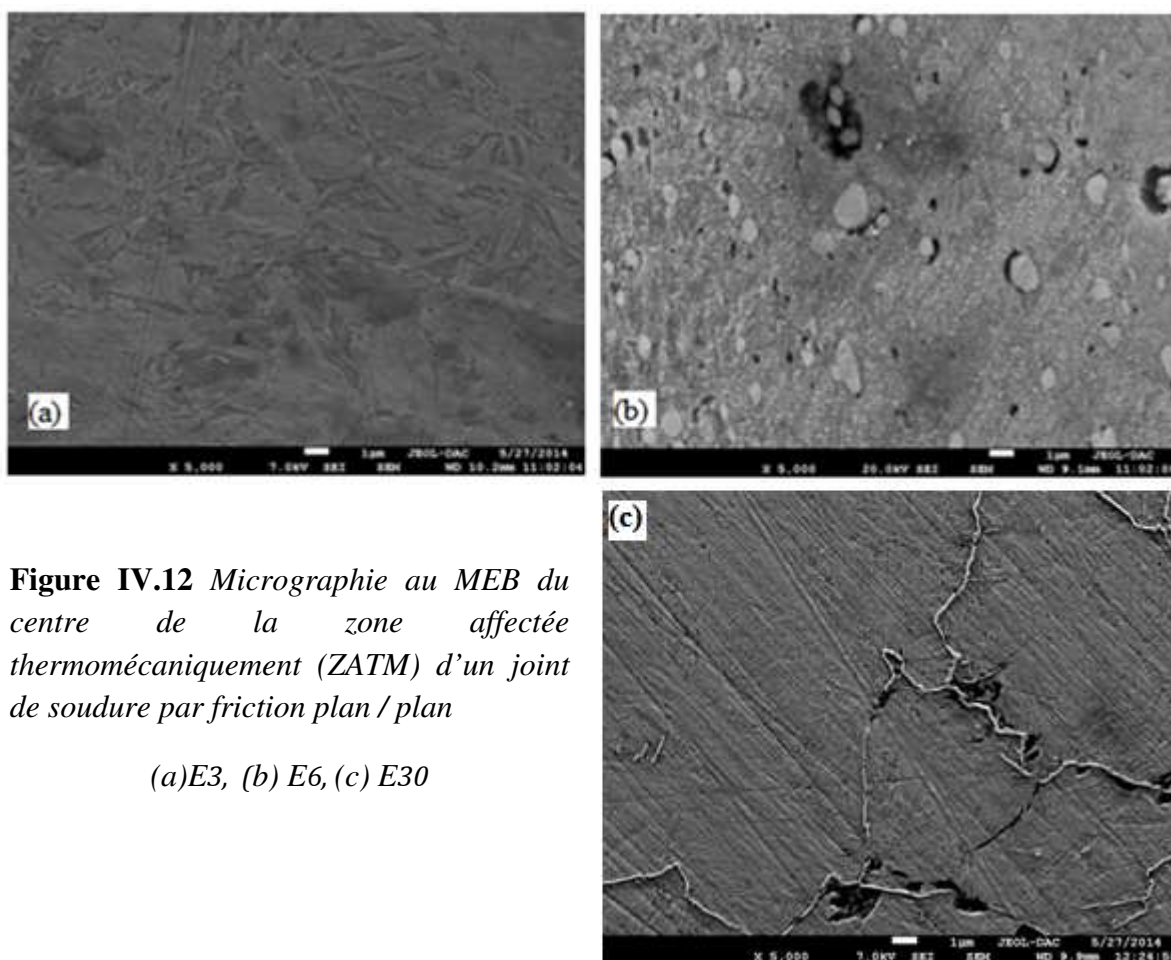
**Figure IV.11** Analyse par DRX de la Zone déformée plastiquement d'une soudure par friction de deux échantillons différents,

E6 : plan/plan,  $t_{fr} = 6$  sec,  $F_{fr} = 3$  KN – E17: Cone/plan,  $t_{fr} = 5$  sec,  $F_{fr} = 3$  KN

### IV.3.4 Analyse MEB-EDX

#### IV.3.4.1 Micrographie au MEB

La Microscopie Electronique à Balayage (MEB) associée à la microanalyse par EDX permet une analyse locale des matériaux. Le MEB produit des images tridimensionnelles de la surface des échantillons avec une très grande résolution pouvant atteindre quelques nm. La figure IV.12 présente des micrographies au MEB de la ZATM prélevées dans des éprouvettes soudées dans différentes conditions. L'observation des éprouvettes a permis de constater la présence de la phase de martensite et les carbures (figure IV.12).



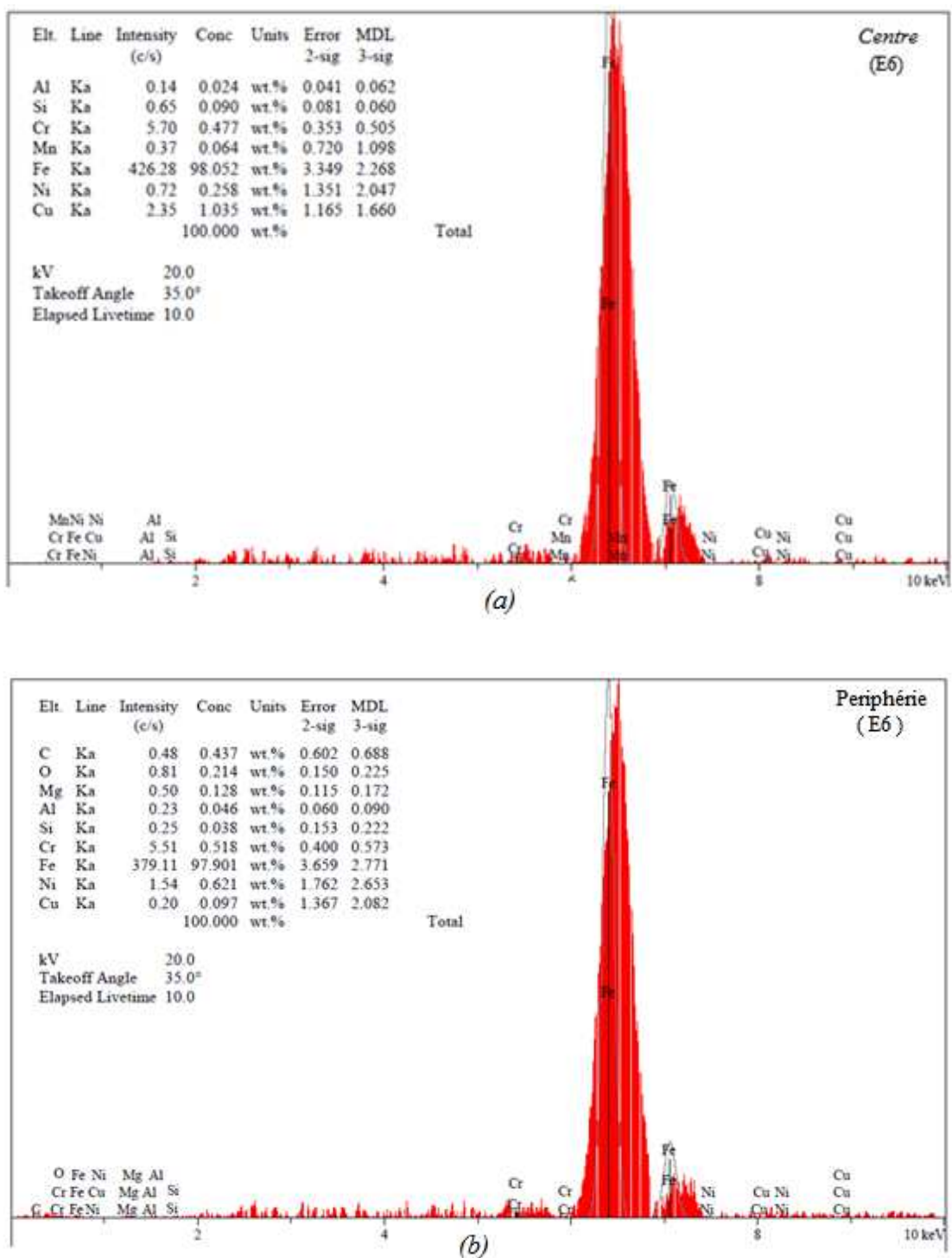
**Figure IV.12** Micrographie au MEB du centre de la zone affectée thermomécaniquement (ZATM) d'un joint de soudure par friction plan / plan

(a)E3, (b) E6, (c) E30

#### IV.3.4.2 Analyse chimique EDX dans le cordon de soudure

La méthode EDX (Energy Dispersive X-ray) est une microanalyse chimique élémentaire de la surface de l'objet. Une analyse des éléments chimiques en présence a été réalisée à partir d'un détecteur de rayons-X à dispersion d'énergie (EDX) couplé au MEB. Les résultats obtenus sont présentés à la figure IV.13. A partir des spectres EDX et du pourcentage en poids des éléments d'alliage présents, On trouve la présence de fer de quantité importante. Les carbures

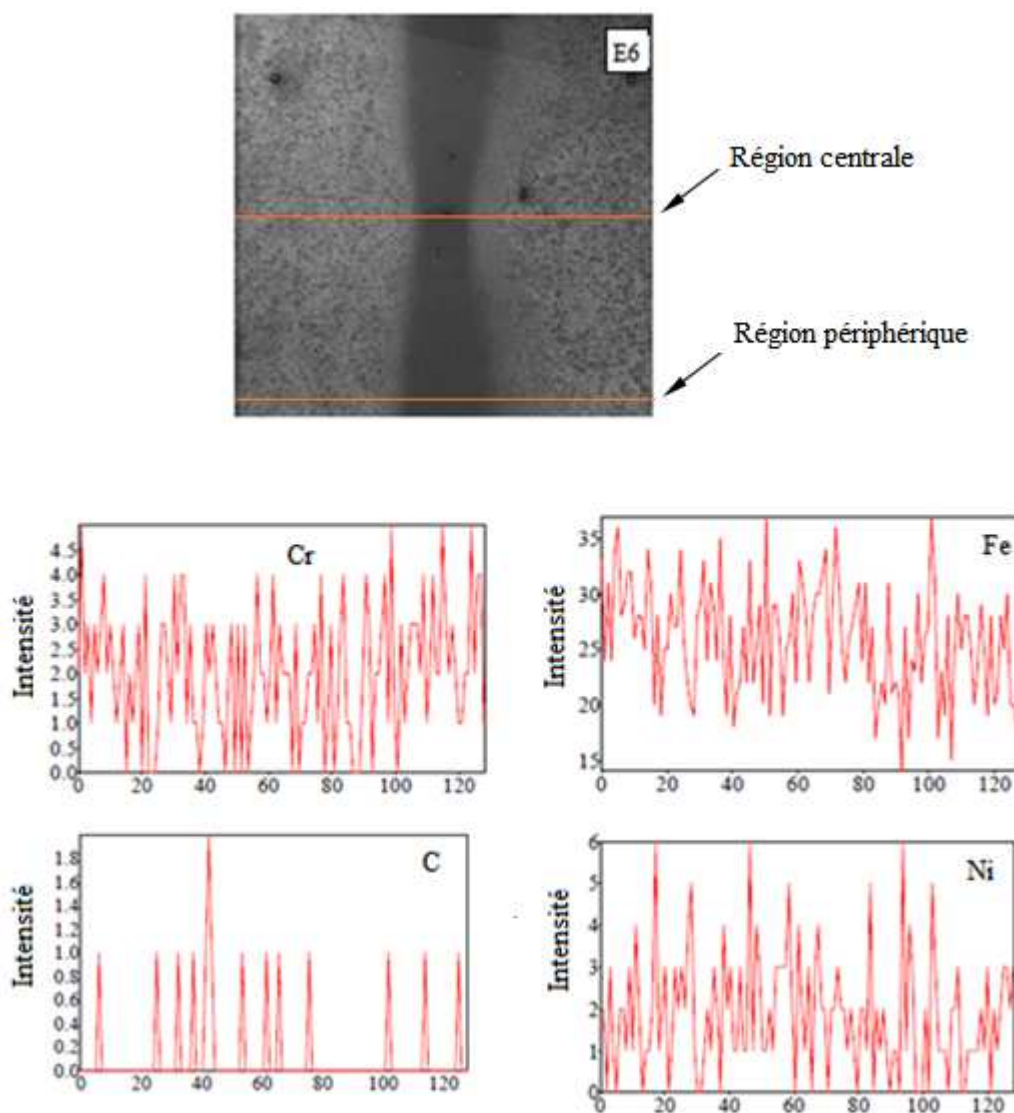
de Fer sont possibles dans la soudure. La formation de ces composés intermétalliques fragiles dégrade la résistance des soudures.



**Figure IV.13** Spectre EDX dans la zone affectée thermomécaniquement (ZATM) d'un joint de soudure E6 (plan/plan), (a) Zone centrale, (b) Zone périphérique

### IV.3.4.3 Distribution des éléments chimiques

L'analyse de la redistribution des éléments chimiques a été effectuée à l'aide d'une analyse EDS. L'objectif de cette analyse est de savoir si la zone centrale a des différences de composition chimique par rapport à celle du matériau de base (diffusion des éléments d'alliage). La mesure de la composition chimique en Cr, C, Ni, Fe a été réalisée sur deux lignes longitudinales, nous avons effectué une série de pointés tous les 20  $\mu\text{m}$ .

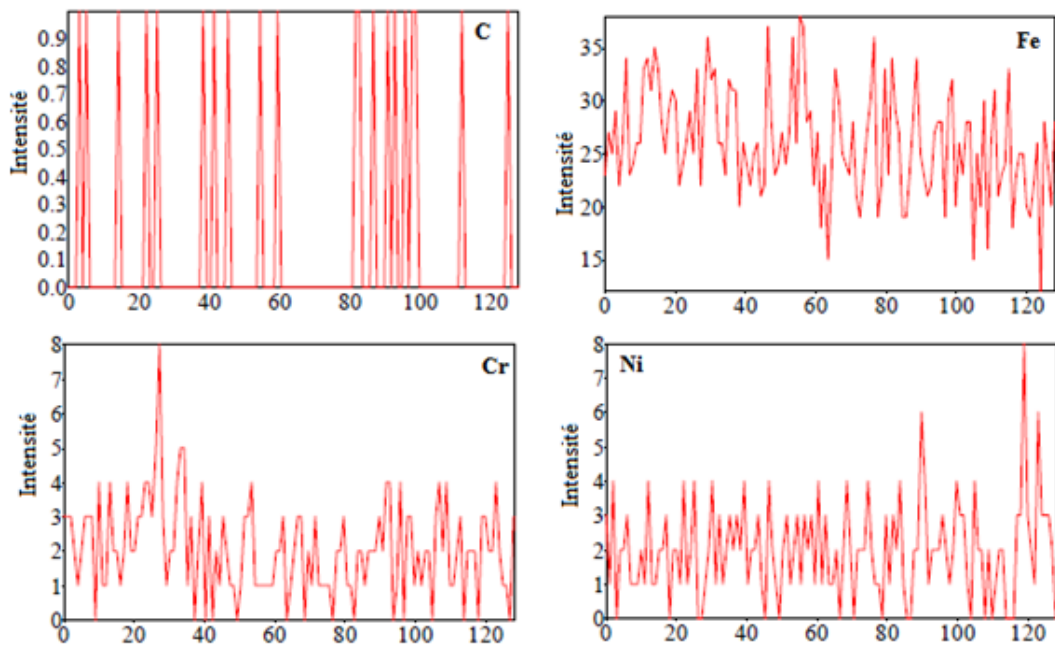


**Figure IV.14** Concentration massique des éléments d'alliage le long de la soudure- (région centrale) pour l'échantillon E6



La première ligne coupe la zone du noyau de gauche à droite à la zone centrale du joint de soudure. De même, la deuxième ligne coupe la ZATM à la zone périphérique du joint de soudure (figure IV.14).

Les résultats de cette analyse sont représentés sur les graphiques IV.14 et IV.15. Sur chaque graphique est représenté le pourcentage massique des éléments en fonction de la distance de la mesure. Le profil de la distribution des éléments d'addition à travers la soudure montre que les variations des concentrations des éléments chimiques (pourcentage massique) à travers la zone de soudure sont faibles et il n'y a pas de changement important entre la zone de la soudure et le métal de base.

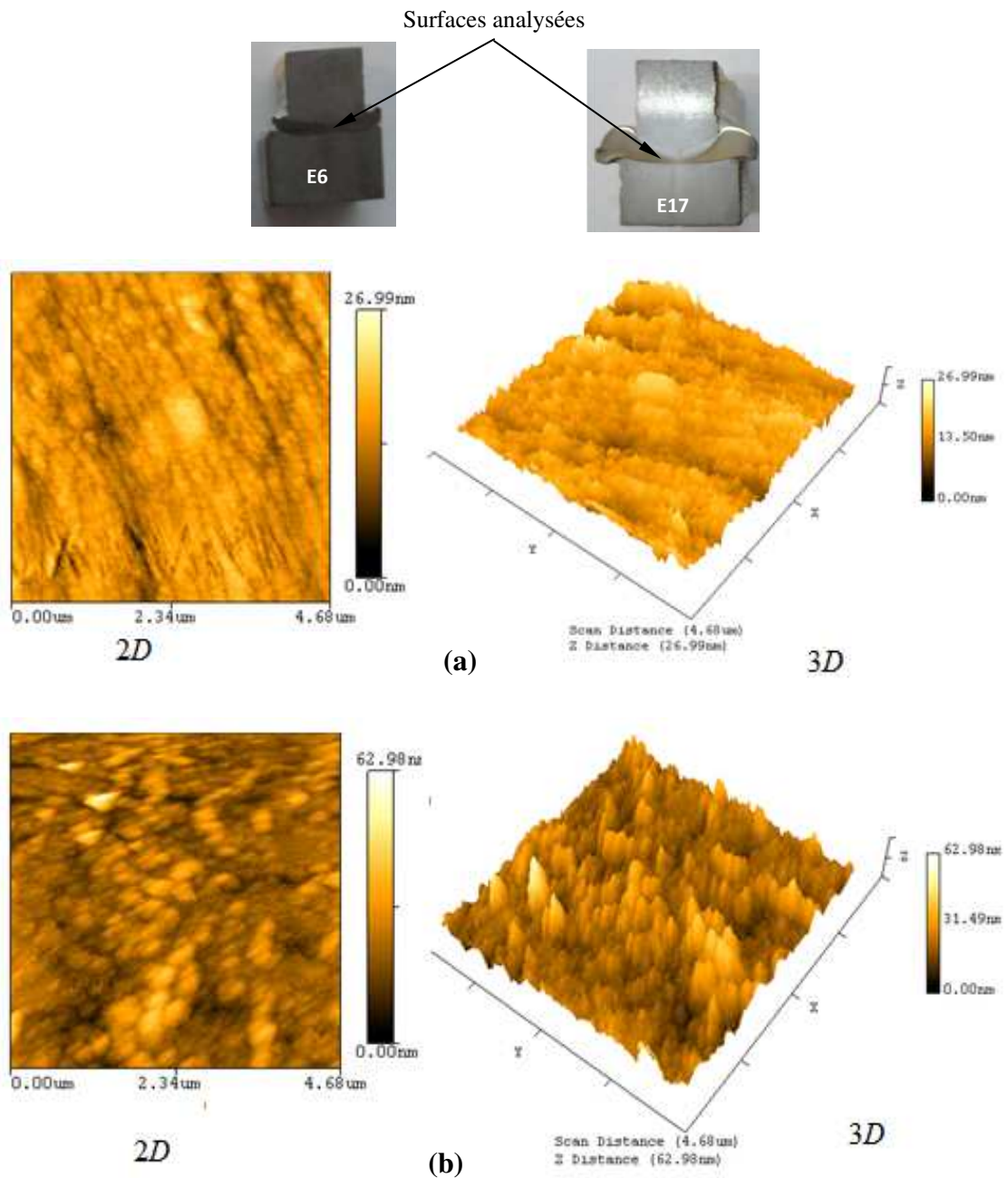


**Figure IV.15** Concentration massique des éléments d'alliage le long de la soudure ( région périphérique) pour l'échantillon E6

### IV.3.5 Analyse par microscopie à force atomique (AFM)

La microscopie à force atomique est une technique qui peut fournir la morphologie de la surface avec une résolution à l'échelle nanométrique. Cette technique a été utilisée dans le but de mettre en évidence la topographie de la surface des joints de soudure par friction. La surface analysée est la surface obtenue après découpage et polissage. Il s'agit de la même surface examinée par microscopie optique.

Les images de la topographie de la surface (figure IV.16) ont été capturées en mode sans contact dans un espace de  $5 \times 5 \mu\text{m}^2$  à deux dimensions (2D) et à trois dimensions (3D) en utilisant une vitesse de balayage de 0.5 Hz.



**Figure IV.16** Image topographique par AFM capturée sur la surface de la ZATM du joint de soudure des éprouvettes (a) E17 et (b) E6

D'après l'analyse AFM de la surface de la zone affectée thermomécaniquement (ZATM) de deux échantillons (E17 et E6), on observe qu'il existe des changements de la topographie des surfaces analysées (figure IV.16). Ceci montre des régions sur la surface de l'échantillon, qui peuvent être différenciés selon leur hauteur. Nous pouvons penser que les zones les plus hautes localisées seront celles de l'austénite résiduelle. Ils peuvent également être présents comme les plus hauts sommets de la vue 3D des échantillons étudiés et tout en bas à la martensite.

#### **IV.4 Dureté**

Afin d'évaluer la variation locale de la résistance mécanique des joints, de nombreuses mesures de dureté ont été réalisées à différents endroits de la section du joint de soudure.

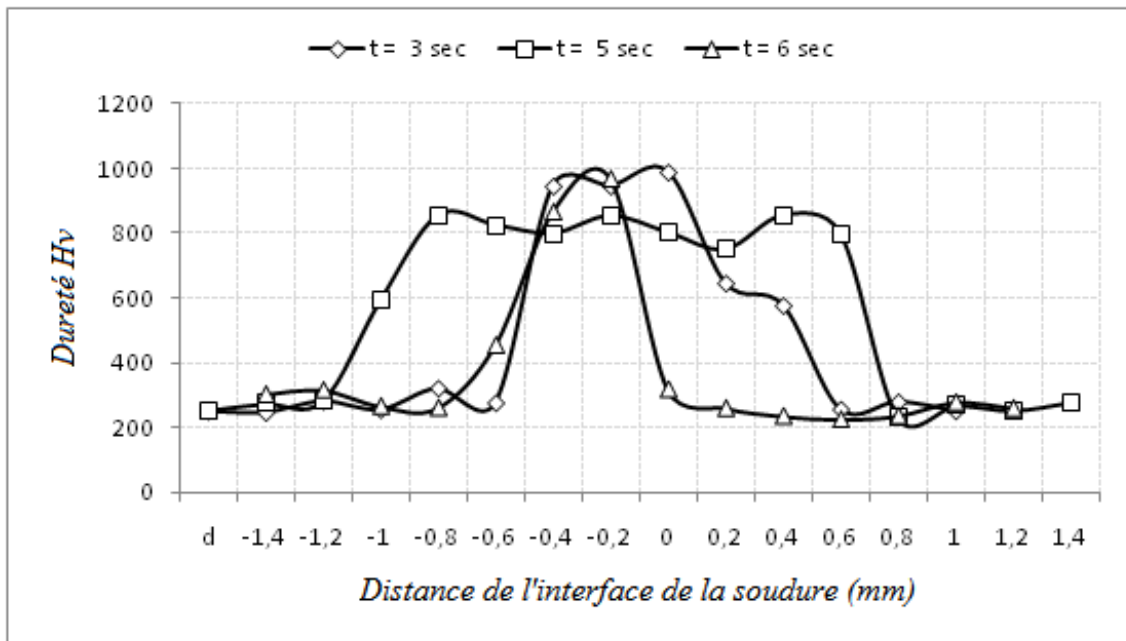
Les mesures de dureté ont été prises à travers la zone de soudage avec des distances identiques sous une charge de 1 Kg. La méthode adoptée pour les tests de dureté consiste à effectuer une série de mesures de la dureté le long de la soudure (longitudinalement) et une série de mesures transversales de la soudure. Par conséquent, sur chaque échantillon, deux profils de dureté ont été établis.

- profil longitudinal,
- profil transversal d'un bord à l'autre du joint de soudure

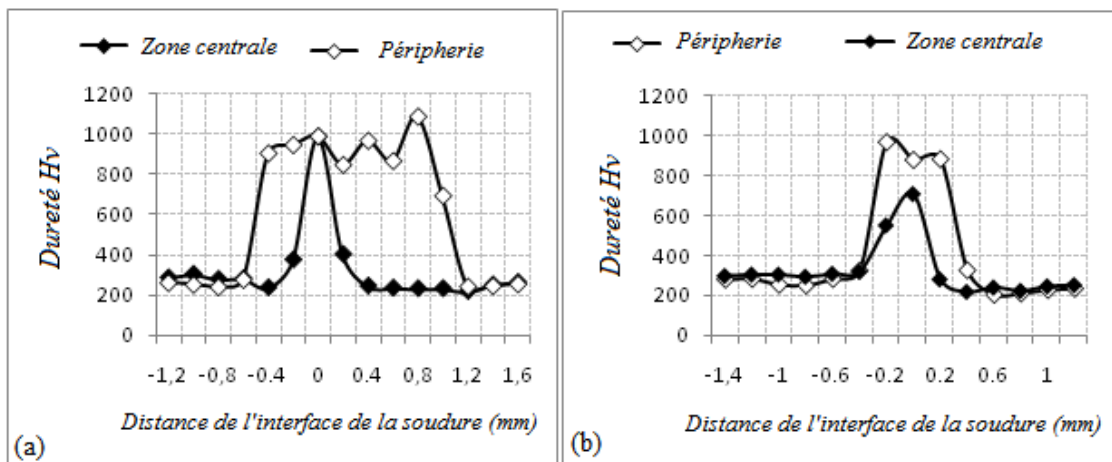
Les profils obtenus à partir de la mesure de dureté  $H_V$  sont illustrés aux figures IV17, IV18 et IV.19. Ils montrent l'évolution de la dureté d'une zone à l'autre pour différents échantillons soudés sous différentes conditions opératoires et différentes géométries de surface de contact. Tous les échantillons présentaient des profils de dureté relativement similaires en fonction de la force et du temps de friction.

La variation de la dureté à travers le joint de soudure suivant la direction longitudinale dépend de l'emplacement des mesures, il peut être divisé en trois zones.

La zone a dureté élevée qui correspond à la zone déformée plastiquement (ZATM), la zone non affectée, dont la dureté est presque égale à la dureté du métal de base, la zone affectée par la chaleur (ZAT), dont les valeurs de la dureté varient entre les valeurs de la dureté du métal de base et celles de la zone du centre de la soudure (zone déformée plastiquement).



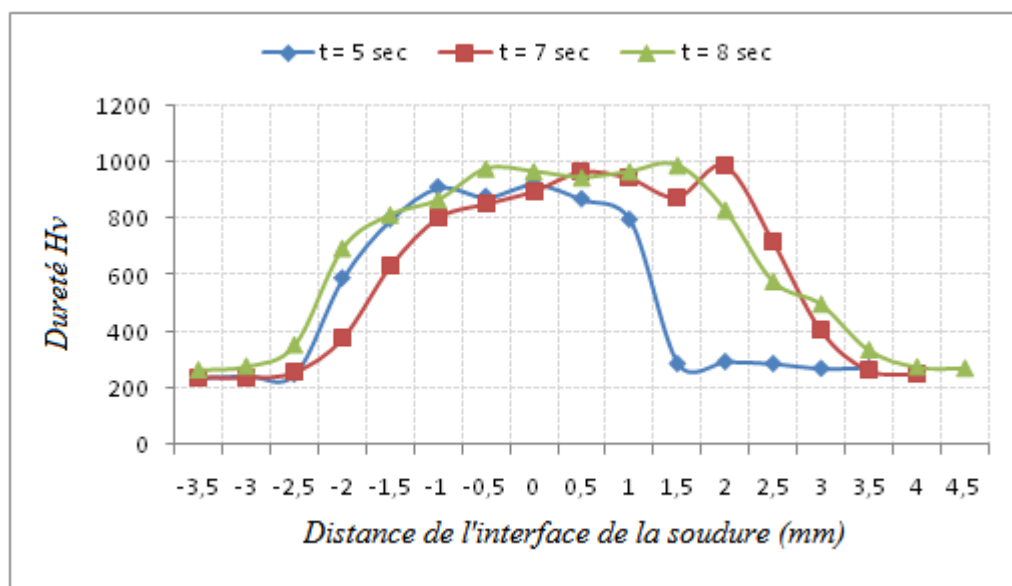
**Figure IV.17** Courbes montrant les variations de duretés mesurées à travers une soudure (plan/plan) pour différentes valeurs de temps de friction



**Figure IV.18** Courbes montrant les variations de duretés mesurées à travers une soudure (cône/plan), (a) E17, (b) E21

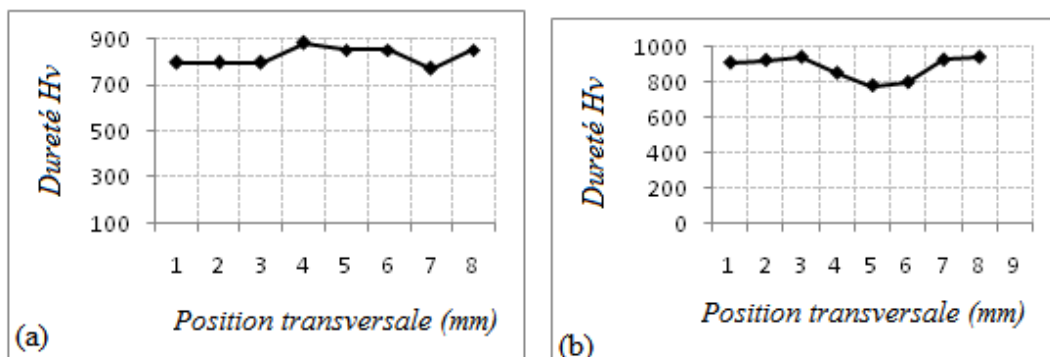
Dans la zone centrale du joint de soudure de E21 et E17, la dureté atteint un maximum d'environ 708 Hv et 989 Hv respectivement; puis diminue rapidement lorsque la phase passe de la zone déformée plastiquement à la ZAT (figure IV.18) et atteint la valeur typique du matériau de base. La dureté est donc directement liée à la température maximale atteinte.

A la périphérie du joint de soudure, la dureté présente un plateau qui présente une largeur variable selon les conditions de soudage (figures IV.18a et IV.18 b). Il s'étend jusqu'à 0,5 mm dans le spécimen E21 et jusqu'à 1,25 mm dans le spécimen E17. La dureté moyenne obtenue sur ce plateau est de 913 Hv et 944 Hv pour les éprouvettes E21 et E17 respectivement.



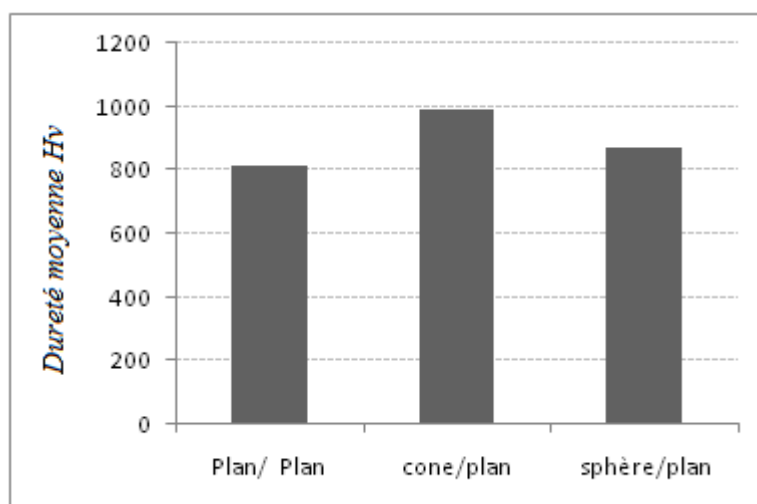
**Figure IV.19** Variations de la dureté d'une soudure (sphère / plan) et  $R = 5$  mm

Certains résultats montrent que la dureté suivant la direction transversale des joints de soudure et presque invariable (Figure IV.20).



**Figure IV.20** Variations de la dureté suivant la direction transversale du joint de soudure, (a) plan/plan :  $t_{fr} = 7$  sec, (b) Sphère/plan :  $R = 5$  mm et  $t_{fr} = 8$  sec

On peut constater également que la dureté moyenne dans la Zone déformée plastiquement varie peu en fonction de la géométrie de la surface de contact (figure IV.21).



**Figure IV.21** Dureté moyenne pour différentes interfaces de contact (Temps de friction  $t_{fr} = 5$  sec)

## IV.5 Soudage dissemblable, Acier 100Cr6 - Alliage d'Al (AlMg)

### IV.5.1 Introduction

Au cours des dernières années, l'utilisation de joints de soudures entre matériaux dissemblables a considérablement augmenté. Les structures conventionnelles en acier ont été remplacées par des matériaux plus légers, capables de fournir une résistance mécanique élevée, un volume de matériau inférieur et une bonne résistance à la corrosion.

Les difficultés liées au soudage de l'acier avec les alliages d'aluminium par la méthode du soudage par fusion ont constitué un grand défi pour l'ingénierie, car - à des températures élevées - elles résultent des phases intermétalliques dures et fragiles formées entre l'aluminium et l'acier ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{FeAl}_3$ ). Le diagramme des phases Fe-Al (figure IV.22) montre les phases intermétalliques bien définies.

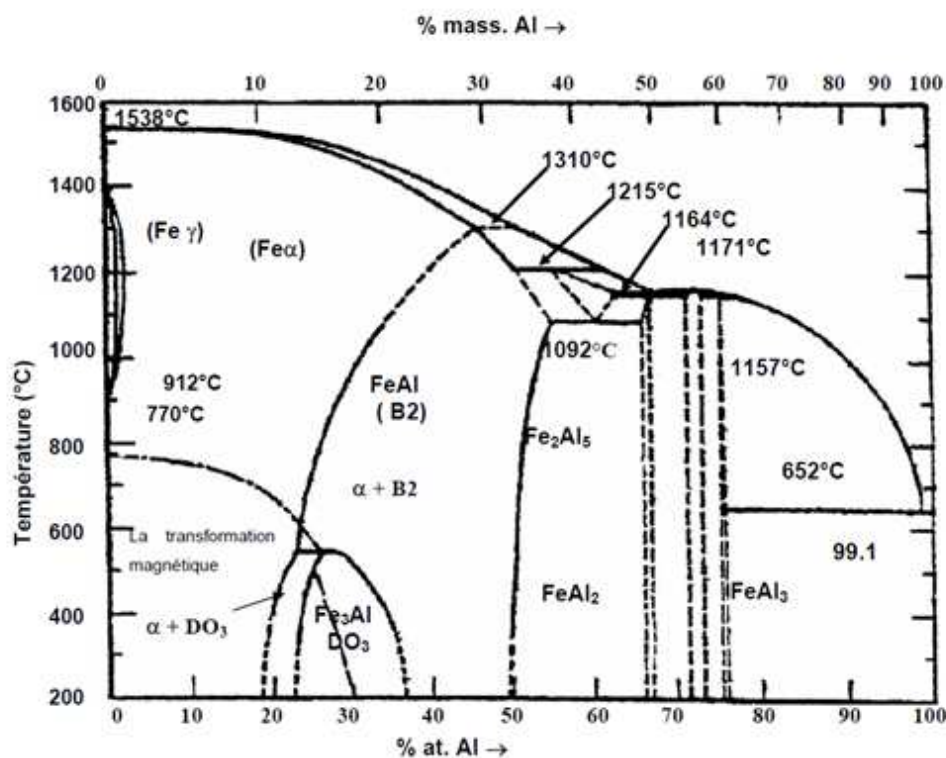


Figure IV.22 Diagramme de phase du système Fe - Al

Dans cette section, le soudage par friction de l'acier 100Cr6 et un alliage d'aluminium série 5xxx (AlMg) a été étudié. Le processus a été analysé dans l'interface de liaison par le test de microdureté Vickers.

## IV.5.2 Matériaux

Les matériaux utilisés dans cette étude étaient l'alliage d'aluminium Al-Mg (5% Mg) série 5xxx et l'acier 100Cr6. L'acier a été usiné avec un diamètre de 9 mm avec une surface de contact de forme convexe. La surface de contact de l'Al est plate de diamètre de 20 mm (voir figure IV.23).

Les tableaux ci-dessous présentent la composition chimique et les propriétés mécaniques et physiques de l'alliage AlMg.

**Tableau IV.1** Composition chimique de l'alliage d'aluminium [AlMg]

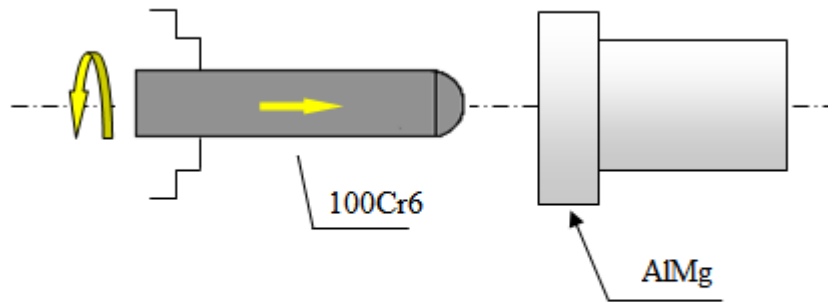
Elément	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Al
Taux %	0.084	0.22	0.67	0.43	5.03	0.15	0.011	0.074	Le reste

**Tableau IV.2.** Caractéristiques mécaniques de l'alliage AlMg (Norme NF EN 485-2 et 755-2)

Caractéristiques mécaniques en traction			Dureté brinell	Module d'young MPa	Résistance au cisaillement
R <sub>p</sub> 0.2 mini MPa	R <sub>m</sub> Mini (MPa)	R <sub>m</sub> Maxi (MPa)			
125	275	350	70	71000	175

Le soudage a été effectué sur une machine de soudage par friction décrite dans la section précédente. La partie en alliage d'aluminium est fixée dans le système de bridage solidaire à la table de la machine, tandis que la tige en acier est fixée dans le mandrin rotatif (figure IV.23).





**Figure IV.23** *Vue schématique de positionnement des pièces avant soudage*

Les opérations de soudage ont été réalisées selon les paramètres suivants :

***Paramètres constants :***

- 1- Force d'échauffement = 3 KN
- 2- vitesse de rotation = 1000 tr/min
- 3- Force de forgeage = 12 KN
- 4- Temps de forgeage = 10 Sec

***Paramètre variable :***

- Deux rayons d'acier R = 5mm et 7 mm.
- Temps d'échauffement = 5, 7, 9, 11, 13 et 15 secondes.

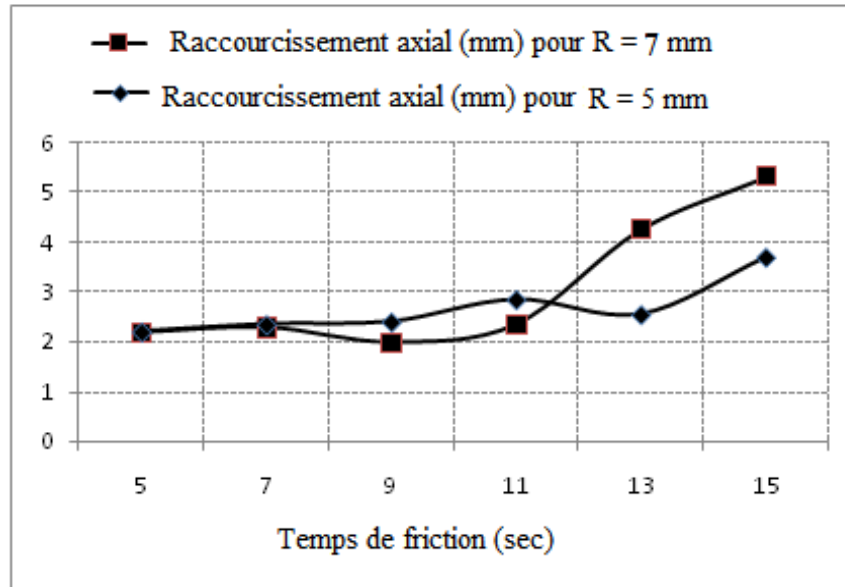
La figure IV.24 présente quelques pièces soudées par friction pour différentes conditions de soudage.



**Figure IV.24** Exemple de pièces soudées par friction (soudure dissemblable Acier/Aluminium)

### IV.5.3 Raccourcissement axial

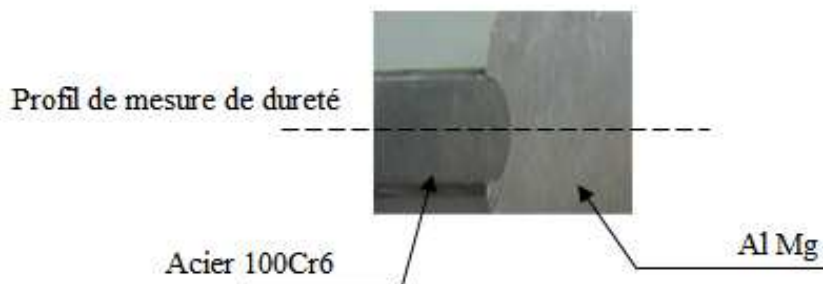
La longueur des éprouvettes de l'acier et de l'aluminium a été mesurée avant et après le soudage afin de pouvoir évaluer l'influence du temps de friction sur le raccourcissement axial après soudage. La figure IV.25 montre l'évolution du raccourcissement axial en fonction du temps de friction pour deux géométries d'interface de contact.



**Figure IV.25** Relation entre le temps de friction et le raccourcissement axial

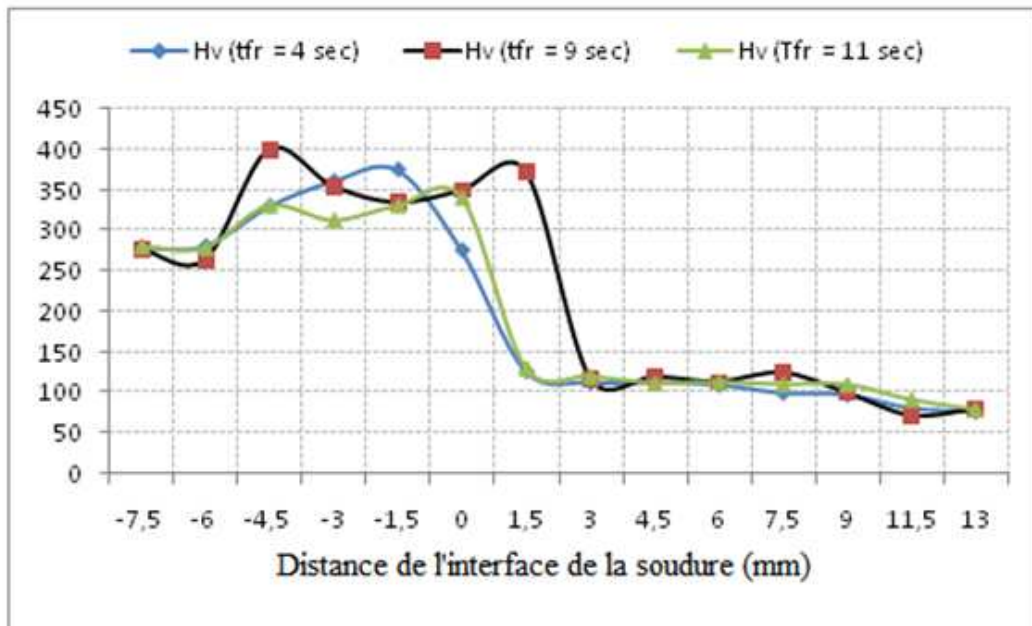
#### IV.5.4 Dureté

Les tests de dureté Vickers ont été effectués à la région centrale du joint en partant de la région de l'acier vers la région de l'aluminium en passant par l'interface de liaison (figure IV.26).

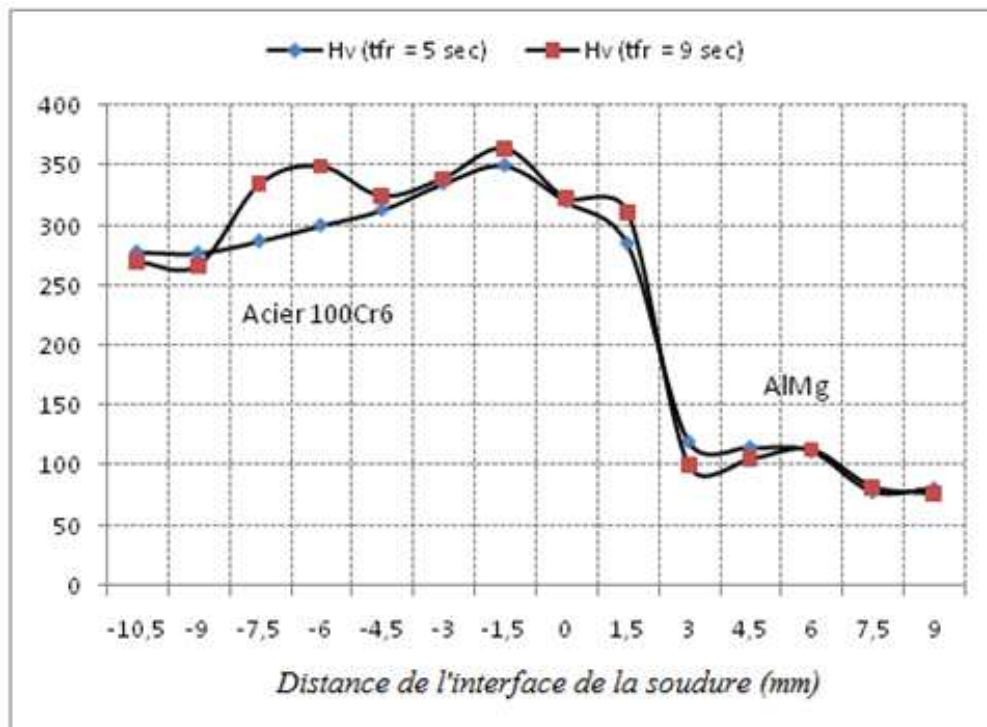


**Figure IV.26** Orientation des mesures de dureté

Dans l'aluminium, une légère augmentation de la dureté s'est observée lors de l'approche de l'interface. Du côté de l'acier, les résultats ont également montré une augmentation des valeurs de dureté. Du côté de l'aluminium AlMg, l'augmentation des valeurs de dureté près de l'interface de liaison se produit en raison de la déformation plastique importante subie par ce matériau et de l'élévation de la température dans cette région.



**Figure IV.27** Evolution de la dureté à travers la région centrale de la soudure pour l'éprouvette  $R = 7$  mm



**Figure IV.28** Evolution de la dureté à travers la région centrale de la soudure pour l'éprouvette à  $R = 5$  mm

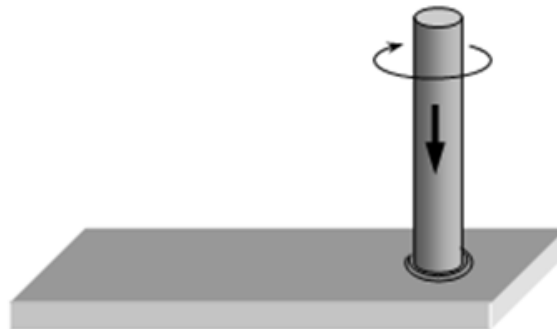
Au côté de l'acier, l'augmentation des valeurs de dureté près de l'interface de liaison est due à l'augmentation de la température et du déplacement du flux thermique dans ces régions, car le matériau ne subit pas de déformation plastique importante pendant le soudage, comme cela se produit avec l'aluminium. Les figures IV.27 et IV.28 montrent la variation des valeurs de dureté Hv à travers l'interface de la soudure.

## IV.6 Soudage de l'acier rond (100Cr6) sur acier plat (doux)

Dans cette section, nous allons nous intéresser plus particulièrement à l'influence du temps de soudage sur la résistance au cisaillement d'un assemblage dissemblable soudé par friction rotative. Le but est d'obtenir des valeurs qui permettent d'apprécier le comportement des joints de soudures par friction lorsqu'ils sont soumis à une contrainte de cisaillement.

### IV.6.1 Paramètres de soudage

L'assemblage étudié est constitué de deux nuances d'aciers. Une tige de diamètre 8 mm en acier 100Cr6 et une pièce plate d'épaisseur 5 mm en acier doux. Le processus de soudage par friction est réalisé sur le dispositif décrit au chapitre III. La tige en acier 100Cr6 est animée d'un mouvement de rotation sous l'effet de la force axiale (figure IV.29), tandis que la pièce plate en acier doux est maintenue fixe par un dispositif de fixation.



**Figure IV.29** Schématisation de l'assemblage étudié (Tige – plaque)

Pour étudier le comportement en cisaillement de cet assemblage, deux séries de soudures ont été considérées (tableau IV.3). Les autres paramètres opératoires sont maintenus constants.

<b>Tableau IV.3</b> Paramètres de soudage dissemblable (tige – plaque)			
	Force de friction (KN)	Temps de friction (Sec)	Paramètres constants
Série a	2	1, 2, 3, 4 et 5	N = 1000 tr/min Temps de forgeage 10 sec Force de forgeage 12 KN
Série b	3	1, 2, 3, 4 et 5	

La figure IV.30 montre quelques assemblages (tige – plaque) soudés par friction.

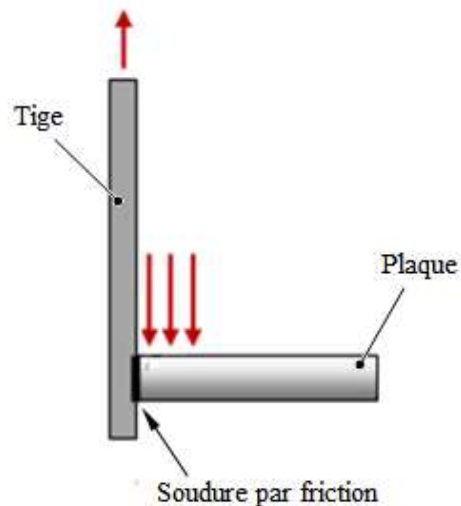


**Figure IV.30** Assemblages (tige - plaque) soudés par friction

### IV.6.2 Essai de cisaillement

La caractérisation du comportement en cisaillement des assemblages tige - plaque soudés par friction consiste à étirer l'assemblage à l'aide d'une machine de traction de façon à appliquer à la soudure une force de cisaillement et on mesure la force maximale que peut supporter l'échantillon. Pour ce faire, un dispositif expérimental spécifique a été mis en œuvre. Ce dispositif qui est adapté et fixé sur les mors d'une machine de traction permet de solliciter l'assemblage en chargement de cisaillement pur dans la direction vertical (figure IV.31). En effet, toutes les rotations qui peuvent engendrées par la flexion des pièces et qui mènent à des sollicitations mixtes de traction/cisaillement sont annulées.

Les essais sont effectués à une vitesse de chargement de 1 mm/min.



**Figure IV.31** Schéma montrant la direction de chargement lors de l'essai de cisaillement sur machine de traction

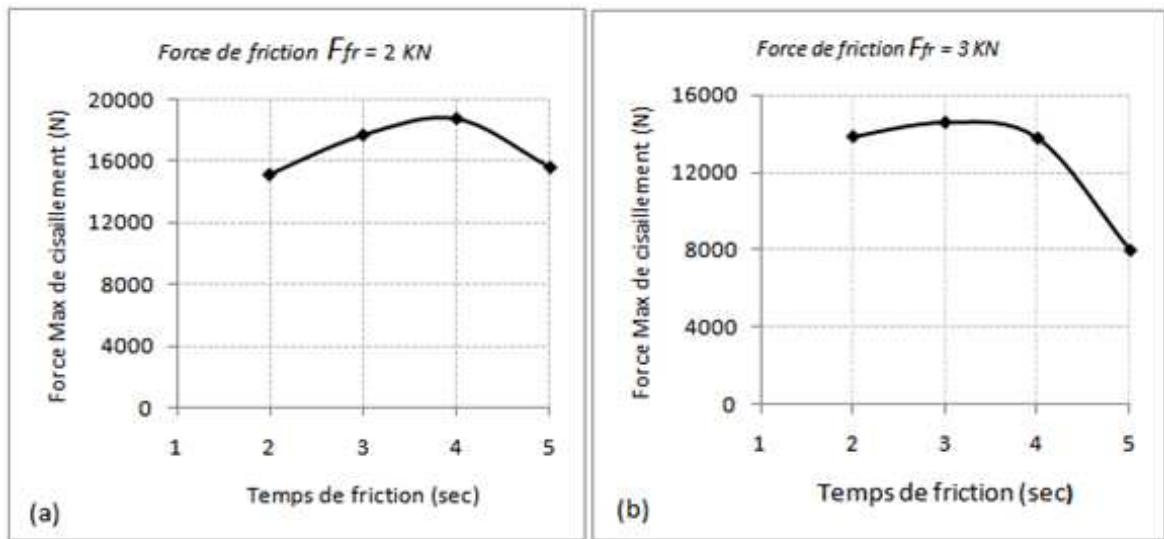
### IV.6.3 Résultats du test de cisaillement

L'étude réalisée dans cette partie a permis de caractériser expérimentalement le comportement en cisaillement des soudures par friction rotative d'un assemblage dissemblable tige – plaque. Selon les conditions de soudage, la taille du point soudé peut varier, et par conséquent, différentes qualités peuvent être obtenues (Figure IV.32).



**Figure IV.32** Points de soudure par friction de l'assemblage dissemblable tige - plaque après test de cisaillement

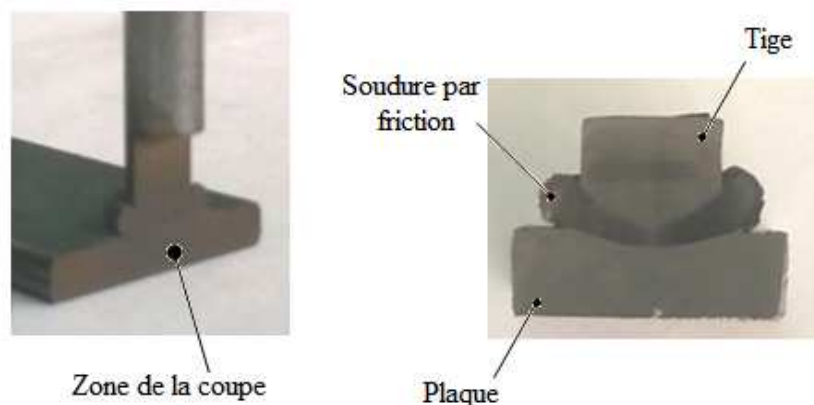
Les propriétés mécaniques en terme d'effort maximal de cisaillement sont présentées dans la figure IV.33.



**Figure IV.33** Evolution de la force maximale de cisaillement des soudures par friction en fonction du temps de friction.  
 (a) Force de friction = 2 KN, (b) Force de friction = 3 KN

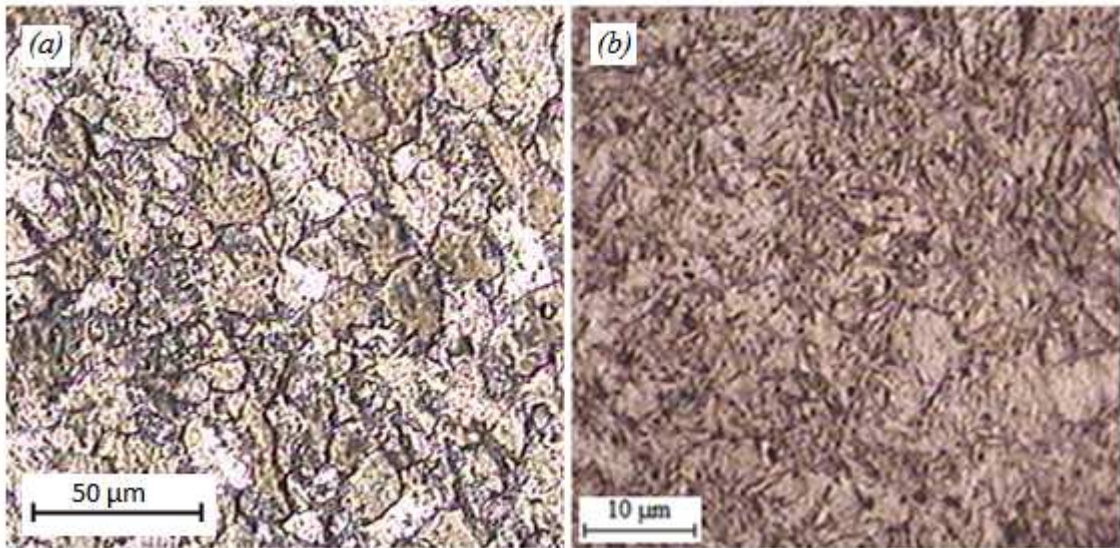
#### IV.6.4 Caractérisation microstructurale

Pour l'observation microscopique de la soudure, un échantillon soudé a été prélevé (figure IV.34). Cet échantillon a été découpé dans le plan passant par le centre de la soudure. Ensuite, la moitié découpée de l'échantillon est polie et attaquée chimiquement au Nital.



**Figure IV.34** Photos montrant un échantillon prélevé d'un assemblage tige-plaque soudé par friction



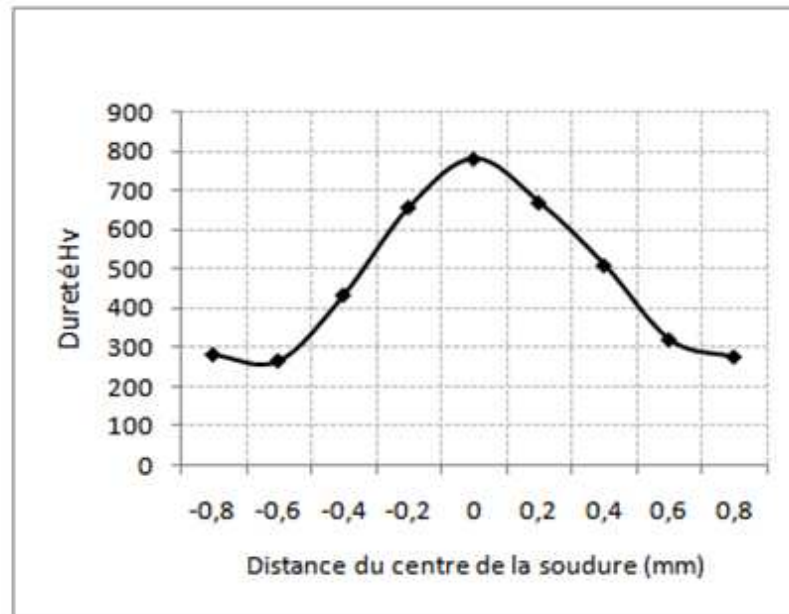


**Figure IV.35** Micrographie optique, (a) Métal de base de la plaque, (b) zone affectée thermomécaniquement (ZATM) d'une soudure par friction (tige – plaque),  $t_{fr} = 3 \text{ sec}$  et  $F_{fr} = 2 \text{ KN}$ .

L'observation des différentes zones du joint de soudure a été réalisée avec un microscope optique. La Figure IV.35 montre une micrographie optique de la zone de soudure.

#### IV.6.5 Dureté

L'identification de la zone du point soudé a été complétée par un profil de micro-dureté Vickers, depuis le métal de base jusqu'au centre de la soudure, sur un échantillon découpé et poli. Les résultats obtenus ont permis de tracer un courbe de dureté représenté par la Figure IV.36. La zone affectée thermomécaniquement présente une dureté très élevée par rapport à celle du métal de base.



**Figure IV.36** Distribution de la dureté le long de la soudure (tige – plaque)  
 $F_{fr} = 2 \text{ KN}$ ,  $t_{fr} = 3 \text{ sec}$

#### IV.6.6 Conclusion

L'objectif principal de cette section était l'étude de l'effet du temps de friction sur la résistance au cisaillement d'un assemblage dissemblable entre deux aciers de natures différentes. A partir des résultats obtenus, on peut conclure que :

- La résistance maximale au cisaillement du joint de soudure atteint la valeur de 18,77 KN pour un temps de friction de 4 secondes et une force de friction de 2 KN.
- Le cisaillement des pièces se fait à l'interface entre le joint de soudure et la plaque à cause de sa faible résistance par rapport à celle de l'acier de la tige.
- L'augmentation du temps de friction conduit à l'affaiblissement du joint et à une consommation importante de la matière (bouffant important) et par conséquent, cela amène à une grande réduction axiale.
- Augmentation importante de la dureté au centre joint de soudure (781 Hv), ce qui explique le comportement fragile de cette zone observé par la courbe force-allongement.

## **Chapitre V**

# **DISCUSSION DES RESULTATS**

Lors du soudage par friction rotative, le frottement à l'interface entre les deux pièces à souder est généré par le contact de la pièce en rotation avec la pièce immobile sous l'action d'une pression axiale et est caractérisé par une contrainte de cisaillement à l'interface. Le frottement a deux effets : il induit la déformation plastique du matériau (phénomène mécanique) et crée de la chaleur (phénomène thermique).

La déformation plastique est importante dans la région proche de l'interface de contact. Elle dépend des conditions de contact à l'interface entre les deux pièces à souder. Plus le frottement est fort, plus la déformation plastique est grande et profonde. Les conditions de contact sont étroitement liées et gouvernées par les paramètres opératoires du processus de soudage par friction tels que la vitesse et la pression.

Le phénomène thermique qui se produit au cours du soudage se manifeste en deux aspects: la création et la conduction de la chaleur. La chaleur créée est évacuée du joint à travers le matériau par conduction. La conduction de la chaleur dépend de deux variables. En premier lieu, elle dépend de la conductivité thermique du matériau soudé. Les aciers sont généralement caractérisés par une conductivité thermique moyenne, ce qui contribue à localiser et concentrer la chaleur créée à l'interface. En second lieu, la chaleur est évacuée dans les pièces soudées et dans les pièces en contact avec les pièces soudées. Ce transfert thermique dépend de la résistance des matériaux à la conductibilité thermique.

La combinaison des phénomènes mécaniques et thermiques, qui sont interdépendants conduit à des phénomènes métallurgiques qui entraînent une modification de la microstructure du matériau et de ses propriétés mécaniques et métallurgiques. Les phénomènes métallurgiques qui peuvent être mis en jeu sont les transformations de phase qui produisent des nouvelles phases lors du refroidissement du matériau après soudage. Dans les aciers 100Cr6, la transformation au refroidissement peut provoquer l'apparition de la phase de martensite, bainite et même de l'austénite résiduelle. Le second phénomène métallurgique qui peut se produire est la précipitation des carbures.

## V.1 Microstructure des soudures

A l'interface des pièces à souder, le matériau est soumis à une déformation plastique sévère à haute température. Ce traitement thermomécanique va influencer la structure métallographique finale du joint de soudure. Celle-ci peut être divisée en trois régions différentes (Figure IV.11).

Dans la zone du centre de la soudure dans laquelle la déformation plastique s'est produite, le métal est chauffé à haute température (en dessous de la température de fusion) et déformé plastiquement sous l'effet de la force axiale appliquée et de la chaleur produite à l'interface, suivi d'une vitesse de refroidissement rapide lorsque la pièce en rotation est arrêtée. Dans cette zone, la microstructure du matériau de base s'est totalement transformée au cours de la solidification. La microstructure de la zone déformée plastiquement est caractérisée par une zone de grains de martensite et austénite résiduelle (figures IV.14 et IV.15).

Cependant, la micrographie de cette zone montre que la microstructure se change et les grains ont des morphologies différentes entre le centre et le bord du joint de soudure. Cette différence peut être due à la différence des vitesses linéaires entre le centre et la périphérie de la surface de contact. Ce qui entraîne une différence des mécanismes de transformation métallurgique au cours des phases de chauffage et de refroidissement. La différence dans la taille des grains d'austénite entre le centre et la périphérie peut être due aux températures d'austénitisation plus élevées à la région périphérique qui ont provoqués des grossissements des grains d'austénite.

Au cours du chauffage, la vitesse linéaire de friction est différente entre le centre (vitesse linéaire nulle) et les bords de la soudure où la vitesse linéaire est maximale et par conséquent, un chauffage plus rapide aux bords qu'au centre de la soudure. En plus, le refroidissement est important et plus rapide au bord de la soudure par rapport au centre. Ce qui explique la différence de la structure entre le centre et la région périphérique.

La vitesse relative nécessaire des surfaces de contact est fournie par la vitesse de rotation. Sa valeur optimale dépend du type de métal et des diamètres des pièces à souder. Des vitesses de rotation très faibles entraînent un couple important et une déformation non uniforme avec une déchirure du métal au niveau du joint. Par contre, dans les soudures de métaux dissemblables (acier/Al), une faible vitesse de rotation peut minimiser la formation de composés intermétalliques fragiles;

Une vitesse de rotation élevée provoque un chauffage local à l'interface pour atteindre une température élevée en peu de temps. L'effet de l'augmentation de la vitesse est que le gradient de température et le raccourcissement axial augmentent.

Les vitesses de rotation élevées sont utiles pour le soudage dans le cas où la pression axiale et le temps de chauffage sont soigneusement contrôlés pour éviter toute surchauffe de la zone de soudure, en particulier pour les aciers qui ont une grande aptitude à la trempe tel que l'acier 100Cr6, afin de contrôler la vitesse de refroidissement et les risques de fissures.

Pendant le processus de soudage par friction de l'acier 100Cr6, la température de la zone proche de l'interface de soudage dépasse la température  $A_{cm}$ . Par conséquent, la microstructure de l'acier se transforme en austénite. Lors du refroidissement à partir de la température d'austénitisation à la température ambiante (refroidissement à l'air calme) qui est une température inférieure à la température du début de transformation de la martensite (Martensite Start  $M_s$ ), l'austénite se transforme en martensite en raison de la vitesse de refroidissement rapide. La présence de la martensite qui se caractérise par sa dureté élevée et sa ductilité inférieure à celle de l'austénite explique la dureté élevée et la fragilité de cette zone.

La transformation complète de l'austénite en martensite n'est pas possible. Une certaine quantité d'austénite non transformée est toujours présente dans l'acier après trempe. L'austénite qui ne se transforme pas en martensite lors du refroidissement est appelée austénite résiduelle. C'est une phase relativement molle et ductile. Ainsi, l'austénite résiduelle se produit lorsque l'acier n'est pas refroidi à la température du point  $M_f$  ou martensite finishing; c'est-à-dire suffisamment bas pour former 100% de martensite [78]. Du fait que le point  $M_f$  est inférieur à la température ambiante dans des alliages contenant plus de 0,30 % de carbone, des quantités importantes d'austénite non transformée ou résiduelles peuvent être présentes en mélanges avec la martensite à température ambiante (figure IV.14). Les zones indiquées de couleur foncée sont des cristaux de martensite et les zones de couleur claire sont des cristaux d'austénite résiduelle [75].

En plus de la martensite et de l'austénite résiduelle, la structure des joint de soudure par friction de l'acier 100Cr6 peut contenir des carbures qui ne se dissolvent pas dans l'austénite lors de l'austénitisation tels que les carbures de cémentite  $Fe_3C$ , Ce qui confirme le diagramme de diffraction des rayons X (figure IV.16) et la micrographie au MEB (figure IV.17). La quantité relative de ces phases dépend de la température d'austénitisation, du temps et de la température de refroidissement. La cémentite se forme au joint de grains et se développe

également sous forme de précipités grossiers. Une telle précipitation de carbure constitue une phase relativement fragile et crée un effet durcissant qui réduit la ténacité du matériau dans les zones de joint de grain et entraînera souvent une rupture intergranulaire.

## V.2 Propriétés mécaniques des soudures

### V.2.1 Traction

En général, la résistance à la traction augmentait jusqu'à une certaine valeur avec l'augmentation de la force et le temps de friction, puis elle diminuait. La diminution de la résistance à la traction lorsque la force de friction augmente indique qu'une force de friction excessive réduit la résistance à la traction. Cette réduction est probablement due au balayage du matériau chauffé à l'état pâteux de l'interface vers l'extérieure lors de l'application de la pression de forgeage [77].

Les essais de traction indiquent également que la résistance de l'interface de la soudure était très faible ainsi que des soudures ont été échouées lorsque les échantillons étaient soudés à des temps ou forces de friction très faibles, par conséquent, des fractures se sont produites à l'interface de soudage plutôt que dans le métal de base. Cela provient du temps et de la force de friction qui sont révélés faibles et insuffisants pour générer la chaleur requise pour la bonne soudure de ce matériau, et par conséquent, ne peut pas produire suffisamment de déformation pour augmenter la résistance à la traction. Ce qui indique que ces paramètres de soudage ou autres (vitesse, temps et pression de forgeage) n'ont pas été appropriés.

La ductilité de la zone de soudure du 100cr6 soudé par frottement exprimée par l'allongement total après test de traction a été rapportée être faible que le métal de base. Ceci peut être attribué à la structure martensitique fragile. Et peut être due également à une diffusion insuffisante à l'interface ce qui va produire des défauts de pénétration qui produira une liaison faible [81].

En général, la phase de friction doit être contrôlée selon que les paramètres de friction prédéfinis tels que le temps, la pression de friction et la vitesse de rotation sont appropriés pour le chauffage ou que le raccourcissement axial doit être compris dans les limites spécifiées. Un temps de friction excessif dégrade la qualité du joint de soudure et entraîne un gaspillage de matière (raccourcissement très important).

Une autre phase qui doit être bien maîtrisée est la phase de forgeage. Le contrôle de cette phase se fait par la pression de forgeage. Le contrôle de la pression de forgeage (upset pressure) est important car ce paramètre gouverne la déformation du métal et, par conséquent,

la consolidation du joint, l'écoulement du métal à l'interface et la diffusion dans la zone adjacente.

La pression de forgeage peut également décomposer favorablement les inclusions non métalliques lorsque le métal chauffé est refoulé radialement. A cet effet, la pression de forgeage (*Upset pressure*) doit être suffisamment élevée pour produire une soudure efficace, mais une pression très élevée entraîne une déformation excessive défavorable du matériau de base adjacent.

### **V.2.2 Raccourcissement axial**

Le raccourcissement axial est la différence entre la longueur axiale de l'éprouvette avant et après le soudage par friction. Pour une combinaison de matériaux particulière, le raccourcissement axial joue un rôle important dans l'obtention d'une bonne soudure par friction et influence également la consommation du matériau. Le raccourcissement axial est régi par les paramètres du processus et les propriétés des matériaux des pièces à souder.

Lorsque le temps de friction augmente, le temps de maintien à température maximale augmente et par conséquent, une augmentation du raccourcissement axial est survenue dans les pièces à la suite d'une augmentation de la masse qui est transférée hors de l'interface de soudage et un effet de forgeage sera relativement plus important, ce qui limite la productivité et entraîne un gaspillage de matériau.

### **V.2.3 Effets de la martensite et l'austénite résiduelle sur les propriétés mécaniques**

On peut considérer que les propriétés mécaniques, notamment l'allongement et la résistance à la traction sont influencées par l'effet global de la fraction d'austénite résiduelle, de la microstructure plus fine et de la stabilité de l'austénite résiduelle [74].

L'austénite est la phase normale de l'acier qui est stable à haute température, mais pas à la température ambiante. Parce que l'austénite résiduelle qui existe en dehors de sa plage de température normale, est métastable. Cela signifie que lorsque l'occasion se présentera (déformation ou échauffement lors du fonctionnement), il se transformera en martensite.

Pendant la transformation, il se produit une augmentation de volume (instabilité dimensionnelle) qui induit la contrainte interne dans un composant et qui se manifestant souvent par des fissures.

D'après la revue de la littérature ci-dessus, il apparaît que les propriétés de l'acier 100Cr6 dépendent de manière cruciale de la présence d'austénite résiduelle dans les structures martensitique.

#### **V.2.4 Dureté**

Lors du soudage par friction, le cycle thermique n'affecte pas seulement la structure et les propriétés de la zone affectée thermomécaniquement au centre d'une soudure, mais également les propriétés de la zone adjacente. Donc, La variation de la dureté à travers le joint de soudure dépend de l'emplacement des mesures, à savoir la zone déformée plastiquement, la ZAT ou la zone du métal de base.

La dureté élevée à l'interface de soudage est probablement due aux processus de friction et à l'écroutissage dû à la charge appliquée de la pression de forgeage. Les effets de la chaleur et du durcissement étaient faibles dans la ZAT et par conséquent, la dureté était également faible par rapport à la zone du centre. Comme la 3<sup>ème</sup> zone n'est pas affectée par la température et l'écroutissage, elle a montré une valeur de dureté similaire pour le matériau de base.

La variation des valeurs de dureté sur les éprouvettes soudées par friction indique les modifications de la microstructure qui résultent du processus de friction. La dureté très élevée à l'interface du joint de soudure pourrait être causée par l'apport important de la chaleur et la déformation plastique très sévère subi par le matériau dans cette zone, Ce qui conduisait à la formation d'une structure martensitique très dure lors du refroidissement rapide.

La zone la plus critique est la ZATM dans laquelle la dureté augmente considérablement, ce qui entraîne une réduction des propriétés plastiques, en particulier la ductilité. Pour cela, des traitements thermiques post-soudage sont nécessaires pour améliorer les caractéristiques et les microstructures de la soudure.



## Conclusion générale

Le procédé de soudage par friction constitue une technique prometteuse pour l'assemblage des matériaux semblables et dissemblables. Aujourd'hui, un besoin important est apparu pour approfondir les connaissances sur les paramètres et les facteurs qui gouvernent les propriétés mécaniques et métallurgiques des soudures. C'est dans ce contexte que le présent travail s'est inscrit. Une étude expérimentale en deux parties a été faite : En première partie, une étude de caractérisation microstructurale et mécanique a été menée pour comprendre l'effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques et métallurgiques du joint soudé. Le soudage a été réalisé sur des barres cylindriques en acier 100Cr6 à l'état recuit. C'est un acier à haute teneur en carbone (1% C) allié au chrome (1.55% Cr) qui est couramment utilisée pour la fabrication des roulements. La microstructure initiale de l'acier 100Cr6 tel qu'il est reçu consiste en une structure sphéroïdale (globulisée) qui se compose d'une matrice de ferrite et des globules de carbures de cémentite  $Fe_3C$ . En deuxième partie, on s'intéressait au soudage dissemblable de deux matériaux différents. Il s'agit, en premier lieu du soudage par friction des tiges d'acier 100Cr6 avec des tiges d'un alliage d'aluminium à 5 % Mg (série 5xxx). Le processus a été analysé dans l'interface de liaison par le test de microdureté Vickers. En deuxième lieu, des tiges de cet acier ont été soudées avec une plaque en acier de nature différente. Les variations de la dureté à travers la soudure et la microstructure ont été examinées.

Lors de ce travail, un intérêt particulier a été consacré à l'étude de l'effet des paramètres de la phase de friction tels que le temps et la force de friction sur le comportement mécanique du matériau et sur sa microstructure. Les résultats obtenus ont permis de tirer des conclusions importantes.

La caractérisation mécanique de joints soudés pour différentes combinaisons de paramètres de soudage a mené à une meilleure connaissance des liens existant entre les paramètres opératoires, et les propriétés mécaniques des soudures obtenues. En particulier, la résistance à la traction et l'allongement total.

- Les résultats des essais de traction ont montré que les géométries de surface de contact à l'interface des deux pièces à souder ont une influence sur la façon dont la chaleur est générée. De plus, les soudures par friction présentent une grande sensibilité à la variation des paramètres d'échauffement. C-à-d qu'un temps ou force de friction relativement très basse ou très élevés

entraînent des soudures faibles puisque cela augmente le risque de manque de pénétration lors du soudage.

- La résistance à la traction augmente jusqu'à une valeur maximale avec l'augmentation de la force et le temps de friction, puis elle diminue.
- L'augmentation du temps de friction augmente le raccourcissement axial à cause de l'effet de forgeage qui est relativement plus important.

La caractérisation microstructurale des joints de soudure permet de mettre en évidence l'état métallurgique des joints obtenus.

Suite aux conditions d'échauffement et de solidification différentes après un cycle de soudage, chaque soudure présente trois régions métallurgiquement distinctes. Il a été constaté que la zone critique qui détermine l'efficacité de la soudure est la zone proche de l'interface. Cette zone qui subit une grande déformation plastique à température élevée sous l'effet de l'effort axial, présente des morphologies différentes qui dépendent des paramètres opératoires du soudage et la géométrie de la section soudée. Elle a une largeur étroite au centre du joint et s'étend en rapprochant des bords de la soudure. Le refroidissement rapide génère une microstructure qui se compose d'une mixture de martensite et austénite résiduelle. Cette structure a conduit à une dureté très élevée dans cette zone, ce qui réduit la ductilité de cette zone.

## Références

- [1] Antonio Augusto Monaco da Silva, "An Investigation on the Structure/Property Relationships of Solid State Welding Processes in a Titanium Matrix Composite Alloy (Ti6Al4V + 10 wt.% of TiC)", Thèse doctorat 2006, Porto Alegre – Brazile.
- [2] J. F. LANCASTER, "Metallurgy of Welding", Third edition 1980, George Allen & Unwin, London.
- [3] M. Iordachescu et E.Scutelnicu, "AN OVERVIEW OF WELDING IN SOLID STATE"
- [4] Larry Jeffus, "Welding: Principles and Applications", DELMAR Cengage Learning, Seventh Edition, 2012, USA.
- [5] N. BAILEY, "Weldability of ferritic steels", Abington Publishing, Cambridge, England, First published 1994.
- [6] S. E. Hughes, "Welding and Weld Inspection", Woodhead Publishing Limited and Matthews Engineering Training Limited, First published 2009.
- [7] ROBERT W. MESSLER,jr "PRINCIPLES OF WELDING Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2004.
- [8] Sindo Kou, Welding metallurgy, 2nd edition, John Wiley & Sons, New Jersey, 2003
- [9] Radovan Kovacevic, "Welding Processes", InTech, Croatia
- [10] Kumkum Banerjee, "Improving weldability of an advanced high strength steel by design of base metal microstructure", Journal of Materials Processing Technology 229 (2016) 596–608.
- [11] V. Lazić, S. Aleksandrović, R. Nikolić, R. Prokić-Cvetković, O. Popović, D. Milosavljević, R. Čukić, "Estimates of weldability and selection of the optimal procedure and technology for welding of high strength steels", Procedia Engineering 40 ( 2012 ) 310 – 315.
- [12] LIBIN YANG, "MODELLING OF THE INERTIA WELDING OF INCONEL 718", Thèse PhD, Université de Birmingham, 2010.
- [13] D.D. Kautz, "Fundamentals of Friction Welding", ASM Handbook, Volume 6A, Welding Fundamentals and Processes, 2011.
- [14] Roland CAZES, « Soudage par friction », Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique, B 7 745
- [15] R. Nandan, T. DebRoy, H.K.D.H. Bhadeshia, "Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties", Progress in Materials Science 53 (2008) 980–1023
- [16] C.J. Bennett, O. Iracheta, W. Sun , "CHARACTERISATION OF MECHANICAL PROPERTY VARIATION ACROSS AN INERTIA FRICTION WELD OF A CrMoV

STEEL”, TMS2014 Annual Meeting Supplemental Proceedings, 2014.

- [17] N. Mathiazhagan, T. Senthil kumar, “ EFFECT OF MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE ON MEDIUM CARBON STEEL USING FRICTION WELDING”, Journal of Chemical and Pharmaceutical Sciences, Special Issue 6, 2015, 355-359.
- [18] Mumin Sahin, H. Erol Akata , Turgut Gulmez, “Characterization of mechanical properties in AISI 1040 parts welded by friction welding”, Materials Characterization 58 (2007) 1033–1038.
- [19] Hakan Ates, Mehmet Turker , Adem Kurt, “ Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron-based superalloy”, Materials and Design 28 (2007) 948–953.
- [20] Y.S. Sato, H. Yamanoi, H. Kokawaa and T. Furuwara, “Microstructural evolution of ultrahigh carbon steel during friction stir welding”, Scripta Materialia 57 (2007) 557–560.
- [21] Niyazi O” zdemir\*, Nuri Orhan, “Microstructure and mechanical properties of friction welded joints of a fine-grained hypereutectoid steel with 4% Al”, Journal of Materials Processing Technology 166 (2005) 63–70.
- [22] Baiju Sasidharan, K.P.Narayanan, R.Arivazhakan, “Influence of Interface Surface Geometries In The Tensile Characteristics Of Friction Welded Joints From Aluminium Alloys”, International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology, Volume 2, Special Issue 1, December 2013.
- [23] H. Khalid Rafi , G.D. Janaki Ram, G. Phanikumar, K. Prasad Rao, “Microstructure and tensile properties of friction welded aluminum alloy AA7075-T6 ”, Materials and Design 31 (2010) 2375–2380.
- [24] Mumin Sahin, H. Erol Akata, Kaan Ozel, “An experimental study on joining of severe plastic deformed aluminium materials with friction welding method”, Materials and Design 29 (2008) 265–274.
- [25] P. Shiva Shankar<sup>1</sup>, L. Suresh Kumar<sup>2</sup>, N. Ravinder Reddy, “EXPERIMENTAL INVESTIGATION AND STASTICAL ANALYSIS OF THE FRICTION WELDING PARAMETERS FOR THE COPPER ALLOY – CU Zn28 USING TAGUCHI METHOD”, International Journal of Research in Engineering and Technology, Volume 02, Issue 07, 2013, 155-160.
- [26] Damodaram, S.Ganesh Sundara Raman, K. Prasad Rao, “Microstructureandmechanicalpropertiesoffrictionweldedalloy718”, Materials Science & Engineering A 560 (2013) 781–786.
- [27] R. Palanivel, R.F. Laubscher, I. Dinaharan, “An investigation into the effect of friction welding parameters on tensile strength of titanium tubes by utilizing an empirical relationship”, Measurement 98 (2017) 77–91.
- [28] M. Avinash, G. V. K. Chaitanya, Dhananjay Kumar Giri, Sarala Upadhya, and B. K. Muralidhara, “Microstructure and Mechanical Behaviuor of Rotary Friction Welded Titanium Alloys”, World Academy of Science, Engineering and Technology Vol:1 2007-11-27.

- [29] Nirmal S. Kalsi & Vishal S. Sharma, "A statistical analysis of rotary friction welding of steel with varying carbon in workpieces", *Int J Adv Manuf Technol* (2011) 57:957-967.
- [30] Tomoyuki Uwaba, Shigeharu Ukai, Tatsuyoshi Nakai, Masayuki Fujiwara, "Properties of friction welds between 9Cr-ODS martensitic and ferritic-martensitic steels", *Journal of Nuclear Materials* 367-370 (2007) 1213-1217.
- [31] M'umin Sahin, "Joining with friction welding of high-speed steel and medium-carbon steel", *Journal of Materials Processing Technology*, 168 (2005) 202-210.
- [32] R. PAVENTHAN, P. R. LAKSHMINARAYANAN, V. BALASUBRAMANIAN, "Prediction and optimization of friction welding parameters for joining aluminium alloy and stainless steel", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 21(2011) 1480-1485
- [33] Serdar Mercan a,†, Sinan Aydin a, Niyazi Ozdemir, "Effect of welding parameters on the fatigue properties of dissimilar AISI 2205-AISI 1020 joined by friction welding", *International Journal of Fatigue* 81 (2015) 78-90.
- [34] P. Sammaiah • Arjula Suresh • G. R. N. Tagore, "Mechanical properties of friction welded 6063 aluminum alloy and austenitic stainless steel", *J Mater Sci* (2010) 45:5512-5521.
- [35] G. VAIRAMANI, T. SENTHIL KUMAR, S. MALARVIZHI, V. BALASUBRAMANIAN, "Application of response surface methodology to maximize tensile strength and minimize interface hardness of friction welded dissimilar joints of austenitic stainless steel and copper alloy", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 23(2013) 2250-2259.
- [36] Jeswin Alphy James, Sudhish. R, "Study on Effect of Interlayer in Friction Welding for dissimilar Steels: SS 304 and AISI 1040", *Procedia Technology* 25 ( 2016 ) 1191 - 1198.
- [37] Eder Paduan Alves, Francisco Piorino Neto, Chen Ying An, "Welding of AA1050 aluminum with AISI 304 stainless steel by rotary friction welding process", *J. Aerosp. Technol. Manag., São José dos Campos, Vol.2, No.3, pp. 301-306, Sep-Dec, 2010*
- [38] N. O' zdemir; F. Sarsilmaz , A. Hasc, alık, "Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel", *Materials and Design* 28 (2007) 301-307.
- [39] Emel Taban a,\*, Jerry E. Gould b, John C. Lippold, "Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization", *Materials and Design* 31 (2010) 2305-2311.
- [40] Ch.Muralimohan, V.Muthupandi, K.Sivaprasad, "Properties of friction welding titanium-stainless steel joints with Uthupandi a nickel interlayer", *Procedia materials science* 5 (2014), 1120-1129.
- [41] SURESH D. MESHARAM, G. MADHUSUDHAN REDDY, "Friction welding of AA6061 to AISI 4340 using silver interlayer", *Defence Technology* 11 (2015) 292e298.

- [42] Avinash s. Pachal<sup>1</sup>, Amol bagesar, "Taguchi Optimization of Process Parameters in Friction Welding of 6061 Aluminum Alloy and 304 steel: A Review", *International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering* 3, Issue 4, 2013.
- [43] Emel Taban, Jerry E. Gould, John C. Lippold, "Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization, *Materials and Design* 31 (2010) 2305–2311.
- [44] Zafer Barlas, Murat Çolak, "Evaluation of the Influence of Upset Stage on Joint Properties of Friction Welded Dissimilar Aluminum-Copper Cast Alloys", *Journal of Mechanical Engineering* 60(2014)12, 832-837.
- [45] Ugur Caligulu, Mustafa Acik, Zulkuf Balalan<sup>3</sup>, and Nida Kati, "The Effects of Process Parameters for Joining of AISI 1010-Cu Alloys by Friction Welded", *International Journal of Steel Structures* 15(4): 923-931 (2015).
- [46] J.S. Tiley, D.W.Mahaffey, T.Alam, T.Rojhirunsakool, O.Senkovic, T.Parthasarthy, R. Banerjee, "Strengthening mechanisms in inertia friction welded nickel-base superalloy", *Materials Science & Engineering A* 662(2016)26–35.
- [47] Sujith Sathian, "METALLURGICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF Ni-BASED SUPERALLOY FRICTION WELDS", thesis for degree of Master of Applied Science, University of Toronto, 1999.
- [48] M. Preuss, P.J. Withers, G.J. Baxter, "A comparison of inertia friction welds in three nickel base superalloys", *Materials Science and Engineering A* 437 (2006) 38–45.
- [49] LIBIN YANG, "MODELLING OF THE INERTIA WELDING OF INCONEL 718" These PhD, Université de Birmingham, 2010.
- [50] M. Kimura, T. Iijima, M. Kusaka, K. Kaizu, A. Fuji, "Joining phenomena and tensile strength of friction welded joint between pure titanium and low carbon steel", *Materials and Design* 55 (2014) 152–164.
- [51] R. KUMAR, M. BALASUBRAMANIAN, "Experimental investigation of Ti6Al4V titanium alloy and 304L stainless steel friction welded with copper interlayer", *Defence Technology* 11 (2015) 65e75.
- [52] M. Corzo, Y. Torres, M. Anglada and A. Mateo, "FRACTURE BEHAVIOUR OF LINEAR FRICTION WELDS IN TITANIUM ALLOYS", *Anales de la Mecánica de Fractura*, Vol 1 (2007).
- [53] M. Avinash, G. V. K. Chaitanya, Dhananjay Kumar Giri, Sarala Upadhya, and B. K. Muralidhara, "Microstructure and Mechanical Behaviour of Rotary Friction Welded Titanium Alloys", *World Academy of Science, Engineering and Technology* Vol:1 2007-11-27.
- [54] Antonio Augusto Monaco da Silva, "An Investigation on the Structure/Property Relationships of Solid State Welding Processes in a Titanium Matrix Composite Alloy (Ti6Al4V + 10 wt.% of TiC)", *Thèse doctorat 2006, Porto Alegre – Brazile*.
- [55] Mohamad Zaky Noha, Luay Bakir Hussainb, Zainal Arifin Ahmad, "Alumina–mild steel friction welded at lower rotational speed, *journal of materials processing*

technology ( 2 0 0 7 )

- [56] Hazman Selia, Mokhtar Awangb, Ahmad Izani Md. Ismailc, Endri Rachmand, Zainal Arifin Ahmad, “ Evaluation of Properties and FEM Model of the Friction Welded Mild Steel-Al6061-Alumina”, *Materials Research*. 2013; 16(2): 453-467.
- [57] P. Rombaut<sup>1</sup>, W. De Waele<sup>2</sup> and K. Faes, “FRICTION WELDING OF STEEL TO CERAMIC”, *Sustainable Construction and Design* 2011.
- [58] Ahmet Hascalik a,\* , Nuri Orhan, “Effect of particle size on the friction welding of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced 6160 Al alloy composite and SAE 1020 steel”, *Materials and Design* 28 (2007) 313–317.
- [59] Cenk Misirli a, Mumin Sahinb, Hilmi Kuscu,” Temperature Determination of St-Al Joints During Friction Welding”, *Advanced Materials Research Vols. 463-464* (2012) pp 1538-1542.
- [60] T.C. NGUYEN and D.C. WECKMAN, “A Thermal and Microstructure Evolution Model of Direct-Drive Friction Welding of Plain Carbon Steel”, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS B, VOLUME 37B, 2006* , 275- 292.
- [61] Wen-Lih Chen, Yu-Ching Yang \*, Shao-Shu Chu, “Estimation of heat generation at the interface of cylindrical bars during friction process”, *Applied Thermal Engineering* 29 (2009) 351–357.
- [62] Bekir Sami Yilbas • Ahmet Z. Sahin, “Friction Welding Thermal and Metallurgical Characteristics”, *SpringerBriefs in Applied Sciences and Technology*, 2014.
- [63] M. Kimura, K.SEO, M.KUSAKA et A.FUJI, “ Observation of joining in friction stage and improving friction welding method”, *JSME international journal, Series A, Vol.1 46, N°3, 2003*
- [64] M. Kimura, K.SEO, M.KUSAKA et A.FUJI, “ Improving joint properties of friction welded joint of high tensile steel”, *JSME international journal, Series A, Vol. 48, N° , 2005.*
- [65] M. B. Uday, M. N. Ahmad Fauzi, H. Zuhailawati and A. B. Ismail, “Advances in friction welding process: a review”, *Science and Technology of Welding and Joining* 2010 VOL 15 N° 7, 534-558.
- [66] Wenya Li, Achilles Vairis, Michael Preuss & Tiejun Ma, “Linear and rotary friction welding review”, *International Materials Reviews*, 2016.
- [67] M. Maalekian, “Friction welding – critical assessment of Literature”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, VOL 12, NO 8, 738-759.
- [68] Chae, Jae-Yong, “Application of Lower Bainite Microstructure for Bearing Steels and Acceleration of Transformation Kinetics”, These PhD, University of Science and Technology, Pohang, Korea, 2012
- [69] H.K.D.H. Bhadeshia, “Steels for bearings”, *Progress in Materials Science* 57 (2012) 268–435.
- [70] ERIK PERSSON ,“Austenite grain growth in bearing steels, An investigation on steel grades 100Cr6 and 100CrMnMoSi8-4-6”, Degree project in Materials design

and engineering , Second cycle, Stockholm, Sweden, 2014

- [71] Christine Sidoroff, Michel Perez, Pierre Dierickx and Daniel Girodin, "Advantages and Shortcomings of Retained Austenite in Bearing Steels: a Review", BEARING STEEL TECHNOLOGIES: 10TH VOLUME, ADVANCES IN STEEL TECHNOLOGIES FOR ROLLING BEARINGS, 2015.
- [72] Wilberth Solano Alvarez, "Microstructural degradation of bearing steels", Thèse PhD, University of Cambridge, 2014.
- [73] C.SIDOROFF, "Analyse microstructurale et modélisation des évolutions dimensionnelles de l'acier 100Cr6 : structures martensitique et bainitique, Thèse doctorat, Lyon, 2002.
- [74] WANG CunYu, CHANG Ying, LI XiaoDong, ZHAO KunMin et DONG Han, "Relation of martensite-retained austenite and its effect on microstructure and mechanical properties of the quenched and partitioned steels", Science China Press and Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2016.
- [75] Sujit Kumar Garai, Dr. Abhijit Chakraborty, Sujay Biswas, Ranajay Maji, "Influence of Retained Austenite on 52100 Steel ", International Journal of Advanced Research in Science, Engineering and Technology , Vol. 5, Issue 9 , September 2018
- [76] I. ESTEVEZ, « DEVELOPPEMENT D'UNE TECHNIQUE D'IMAGERIE D'IMPEDANCE ELECTRIQUE LOCALE A PARTIR D'UN MICROSCOPE A FORCE ATOMIQUE », Thèse Doctorat, 2010, université paris-sud 11.
- [77] Hakan Ates, Mehmet Turker, Adem Kurt " Effect of friction pressure on the properties of friction welded MA956 iron-based superalloy ", Materials and Design 28 (2007) 948–953].
- [78] Kearns WH. Friction Welding Handbook. Miami: American Welding Society; 1982. p. 24–261.
- [79] S. B. Jamaludin, Y. C. Keat and Z. A. Ahmad: 'The effect of varying process parameters on the microhardness and microstructure of Cu–steel and Al–Al2O3 friction joints', J. Teknol., 2004, 41, (A), 85–95.
- [80] P. Sathiya, S. Aravindan and A. N. Haq: 'Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel', Int. J. Adv. Manuf. Technol., 2007, 31, (11), 1076–1082.
- [81] Madeleine Durand-Charre, « La microstructure des aciers et des fontes, Genèse et interprétation » S.I.R.P.E. Editeur, Paris, 2003
- [82] Mumin Sahin, " OPTIMIZING THE PARAMETERS FOR FRICTION WELDING STAINLESS STEEL TO COPPER PARTS", Materials and technology 50 (2016) 1, 109–115