

THESE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LILLE I

Spécialité :
MECANIQUE

Présentée par

Guillaume WANTE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE LILLE I

Sujet de thèse :

**« Influence des paramètres microstructuraux sur le
comportement mécanique d'alliages d'aluminium
6005A et de leurs assemblages soudés »**



Soutenue le 30 Juin 1999 devant le jury composé de :

Monsieur	C. GRESSIER	GENERAL TRAILERS
Monsieur	P. FLAHAUT	
Monsieur	M. FREMIOT	
Madame	G. INGLEBERT	Rapporteur
Monsieur	G. MESMACQUE	Président
Monsieur	J. PETIT	Rapporteur
Mademoiselle	C. ROBIN	Directrice de thèse
Monsieur	R. SHAHANI	PECHINEY

AVANT-PROPOS

Cette étude a été réalisée au département Mécanique et Comportement des Matériaux de l'Ecole des Mines de Douai en collaboration avec les sociétés GENERAL TRAILERS et PECHINEY CRV.

Je tiens à remercier Mademoiselle C. ROBIN, Chef du département Mécanique et Comportement des Matériaux de l'Ecole des Mines de Douai d'avoir dirigé ce travail et de m'avoir accordé sa confiance.

Madame G. INGLEBERT, Professeur à l'I.S.M.C.M de SAINT OUEN et Monsieur J. PETIT, Directeur de recherche de l'E.N.S.M.A de POITIERS, m'ont fait l'honneur d'accepter d'être les rapporteurs de ce travail. Je leur exprime mes plus vifs remerciements.

Je remercie également Monsieur R. SHAHANI, Responsable du laboratoire de métallurgie de la société PECHINEY d'avoir accepté de faire partie du jury et de m'avoir guidé dans mon étude.

Toute ma reconnaissance s'adresse à Messieurs C. GRESSIER et G. WANTE, Responsables du bureau de recherche et de développement de la société GENERAL TRAILERS, qui ont suivi cette étude avec attention et ont veillé à son bon déroulement.

Mes plus vifs remerciements vont également à Messieurs P. FLAHAUT, Responsable du laboratoire de Métallurgie de l'Ecole des Mines de Douai, et D. ZAKRZEWSKI Responsable du laboratoire d'Essais Mécaniques de l'Ecole des Mines de Douai, qui m'ont formé à l'utilisation des techniques de laboratoire et qui m'ont apporté leur soutien et leurs connaissances tout au long de l'étude.

Je remercie Monsieur M. FREMIOT, Adjoint à la direction des recherches de l'Ecole des Mines de Douai, pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail et les précieux conseils qu'il m'a prodigués.

J'adresse aussi mes plus sincères remerciements à l'ensemble du personnel de la société PECHINEY qui m'a accueilli et qui m'a permis de réaliser les observations au microscope électronique à transmission et les analyses chimiques de mes alliages. Je citerai plus particulièrement Messieurs S. BOMPARD, L. COTTIGNIES, J.C. EHRSTRÖM, LEGRAND et Mademoiselle A. BIGOT. Je remercie également Monsieur P. VILLECHAISE, Maître de conférence à l'E.N.S.M.A de POITIERS pour son accueil et pour avoir réalisé les orientations des facettes de rupture en fatigue qui figurent dans ce document.

Enfin toute ma reconnaissance s'adresse à l'ensemble du personnel de l'Ecole des Mines de Douai et de la société GENERAL TRAILERS pour l'accueil chaleureux qu'il m'ont réservé. Je citerai plus particulièrement J.C DEPRET, F. NUNIO, D. REMY, V. LECOCQ de l'Ecole des Mines de Douai ainsi que J.M. PENNOT de la société GENERAL TRAILERS.



Table des matières

Introduction	11
Chapitre A : Synthèse bibliographique	
I) Les alliages d'aluminium Al-Mg-Si	17
I-1) les alliages d'aluminium	17
I-2) Métallurgie des alliages Al-Mg-Si	19
I-3) Les caractéristiques mécaniques statiques	32
II) Les assemblages soudés d'alliage Al-Mg-Si	40
II-1) Généralités dans le cas des alliages d'aluminium	40
II-2) La métallurgie du soudage	49
II-3) Modélisation de la métallurgie du soudage	55
III) Comportement en fatigue des alliages et de leurs assemblages soudés	59
III-1) Généralités sur le phénomène de fatigue	59
III-2) Tenue en fatigue des alliages d'aluminium	62
III-3) Tenue en fatigue des assemblages soudés.	67
Conclusion et position du problème	71
Chapitre B : Méthodes expérimentales	
I) Les matériaux et les assemblages soudés	75
I-1) Les matériaux utilisés	75
I-2) La réalisation des assemblages soudés	76
I-3) Cycles thermiques de soudage	77
II) Méthode de caractérisation métallurgique et mécanique	80
II-1) Caractérisation métallurgique	80
II-2) Caractérisation mécanique	84

III) Description des essais de fatigue	86
III-1) Tracé des courbes de WÖHLER	86
III-2) Description des éprouvettes utilisées	87
III-3) Détection de l'amorçage et de la propagation des fissures	88

Chapitre C : Microstructure et comportement mécaniques des alliages 6005A

I) La microstructure des matériaux	99
I-1) Les différents alliages étudiés	99
I-2) Métallographie	101
I-3) Les précipités grossiers	102
I-4) Le durcissement structural	104
I-5) Les phases dispersées	105
I-6) Conclusion	107
II) Caractéristiques mécaniques des alliages étudiés	108
II-1) Comportement des matériaux de base	108
II-2) Effet de la recristallisation	113
II-3) Discussion	119
III) Comportement en fatigue des alliages étudiés	124
III-1) Le comportement en fatigue des matériaux de base	124
III-2) Influence de la recristallisation sur la tenue en fatigue	132
III-3) Interprétation et conclusions	139

Chapitre D : Caractérisation et comportement à la fatigue des assemblages soudés

I) Caractérisation des assemblages soudés	151
I-1) La microstructure des assemblages soudés	151
I-2) Qualité des assemblages soudés étudiés	155

I-3) Calcul des coefficients de concentration de contrainte	157
I-4) Conclusion sur les assemblages soudés	159
II) Comportement à la fatigue des assemblages bruts	160
II-1) Les courbes de WÖHLER	160
II-2) Examen des faciès de rupture en fatigue	161
II-3) Amorçage et propagation des fissures de fatigue	162
II-4) Interprétation des résultats de fatigue	164
III) Le Comportement en fatigue des éprouvettes usinées	164
III-1) Les courbes de WÖHLER	165
III-2) Examen des faciès de rupture en fatigue	166
III-3) Amorçage et propagation des fissures de fatigue	167
III-4) Interprétation des résultats de fatigue	169
IV) Relation entre géométrie du cordon et tenue en fatigue	170
Conclusion et perspectives	173
Annexes	179
Annexe A :	181
Orientation des facettes de rupture par la technique expérimentale de diffraction des électrons rétrodiffusés	
Annexe B :	182
Caractérisation quantitative des populations de phases dispersées par microscopie électronique en transmission	
Annexe C :	188
Clichés et analyse EBSD d'une rupture par fatigue de l'alliage A4R	
Références bibliographiques	191

Introduction

L'étude qui va être exposée au travers de ce document porte sur les alliages d'aluminium 6005 A T5 qui appartiennent à la famille des alliages 6000 dont les principaux éléments d'additions sont le magnésium et le silicium. Ces alliages présentent des caractéristiques moyennes mais ont la particularité d'être facilement soudables (par rapport à d'autres alliages légers) et d'être très peu corrodés par l'eau de mer ou l'air. Ce sont les raisons pour lesquelles ils sont utilisés dans le domaine des transports maritimes, ferroviaires et routiers pour alléger les véhicules et pouvoir augmenter la charge embarquée.

La société GENERAL TRAILERS construit des véhicules en alliages d'aluminium, destinés au transport routier. Il a été observé que certains véhicules présentent une durée de vie anormalement inférieure à celle garantie. Après expertise de la structure du véhicule, aucune anomalie mécanique n'a été décelée. C'est une comparaison de la provenance des profilés utilisés lors de la construction de ces véhicules qui a permis de mettre en évidence la principale différence. En effet, sur les alliages provenant de fournisseurs différents, des analyses chimiques et des essais de traction ont montré que l'alliage incriminé est conforme aux normes du point de vue composition chimique et caractéristiques mécaniques, cependant ces caractéristiques mécaniques et l'allongement à la rupture sont proches des minima donnés par les normes.

En partant de cette constatation, une étude a été entreprise conjointement par l'Ecole des Mines de Douai et la société GENERAL TRAILERS. Cette étude consiste à rechercher l'influence de la structure métallurgique des métaux de base sur l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue de pièces et d'assemblages soudés en alliages d'aluminium 6005A.

Le premier chapitre fait état de la bibliographie sur la microstructure des alliages 6000 et de son influence sur les propriétés mécaniques de pièces ou d'assemblages soudés réalisés à partir de ces alliages. Nous présenterons également les techniques d'élaboration de ces types d'alliages et les techniques de soudage à l'arc utilisées dans l'industrie du transport. L'analyse de la littérature a permis de définir les grands objectifs de notre recherche et la méthodologie à suivre pour répondre à la question initiale.

Dans le deuxième chapitre, les différentes techniques expérimentales employées sont décrites. Elles concernent plus particulièrement les essais métallurgiques et mécaniques mis en œuvre mais aussi la méthodologie et les techniques utiles à la réalisation des assemblages soudés.

Le troisième chapitre présente les différents résultats obtenus et les interprétations qui en découlent. Les investigations microstructurales et les essais mécaniques (pliage, tractions et essais de fatigue) permettront de différencier les différents alliages étudiés et d'en déduire l'influence des facteurs métallurgiques sur la ductilité et la tenue en fatigue des alliages d'aluminium.

Le quatrième chapitre conduira à connaître l'influence des facteurs métallurgiques sur la tenue en fatigue d'assemblages soudés.

Finalement, la conclusion générale permettra de faire une synthèse des résultats obtenus, de répondre à la question initialement posée et de présenter les perspectives de cette étude.

Chapitre A :

Synthèse bibliographique



D) Les alliages d'aluminium Al-Mg-Si

Les alliages Al-Mg-Si sont obtenus à partir d'aluminium pur auquel on ajoute lors de la coulée certains éléments d'addition. Leurs propriétés mécaniques dépendent d'un grand nombre de paramètres, dont les principaux sont la composition chimique, les traitements thermiques et thermomécaniques.

I-1) les alliages d'aluminium

Dans ce paragraphe, l'objectif est de présenter le processus d'élaboration de l'aluminium et de ses alliages, ainsi que la dénomination des demi-produits et des pièces moulées.

Elaboration de l'aluminium et de ses alliages

A partir d'alumine anhydre, l'aluminium est obtenu par le procédé HALL HEROULT [GAD64] [COU67]. Ce procédé repose sur une électrolyse d'un mélange d'alumine et de cryolithe (fluoroaluminate de sodium) dont le point de fusion avoisine la température de 935°C. L'aluminium ainsi obtenu possède une pureté voisine de 99,7 %. Par une autre électrolyse ou une série de fusions successives, l'aluminium peut être purifié pour atteindre des titres molaires compris entre 99,990 % et 99,999 %.

En général, on utilise rarement de l'aluminium pur pour la fabrication de demi-produits ou de pièces moulées. En effet, il a été montré que l'association de métaux d'addition, même en petite quantité, augmente de façon significative certaines propriétés mécaniques. Ainsi, l'opération de fabrication de demi-produits ou de pièces moulées nécessite l'élaboration d'un alliage en fonderie. Deux méthodes sont couramment utilisées :

- d'une part, la méthode classique qui consiste à mélanger les éléments d'addition à de l'aluminium pur en fusion.
- d'autre part, la fabrication des alliages d'aluminium à partir de produits recyclés qui se développe depuis quelques années dans certaines industries. Généralement, les déchets (copeaux de découpe, extrémités des billettes, profilés inutilisables...) sont acheminés vers

un four pour y être fondu. Des lingots d'aluminium pur y sont ajoutés afin de diluer les impuretés des déchets. Cette adjonction représente 10 à 15 % du mélange. Un prélèvement est ensuite effectué et analysé par spectrométrie. A partir de cette analyse, le taux des différents éléments présents dans le mélange est déterminé, ce qui permet de connaître les quantités d'éléments d'addition à ajouter pour obtenir l'alliage d'aluminium souhaité.

Ce mélange en fusion (appelé aussi coulée) permet la réalisation de pièces moulées ou la fabrication de brames et de billettes. Les brames sont destinées à être laminées pour donner des tôles, des bandes ou des feuilles. Par contre, les billettes sont extrudées et donnent des profilés, des tubes, des barres ou des fils. La figure n° I.1-(1) résume schématiquement la fabrication des semi-produits et des pièces moulées.

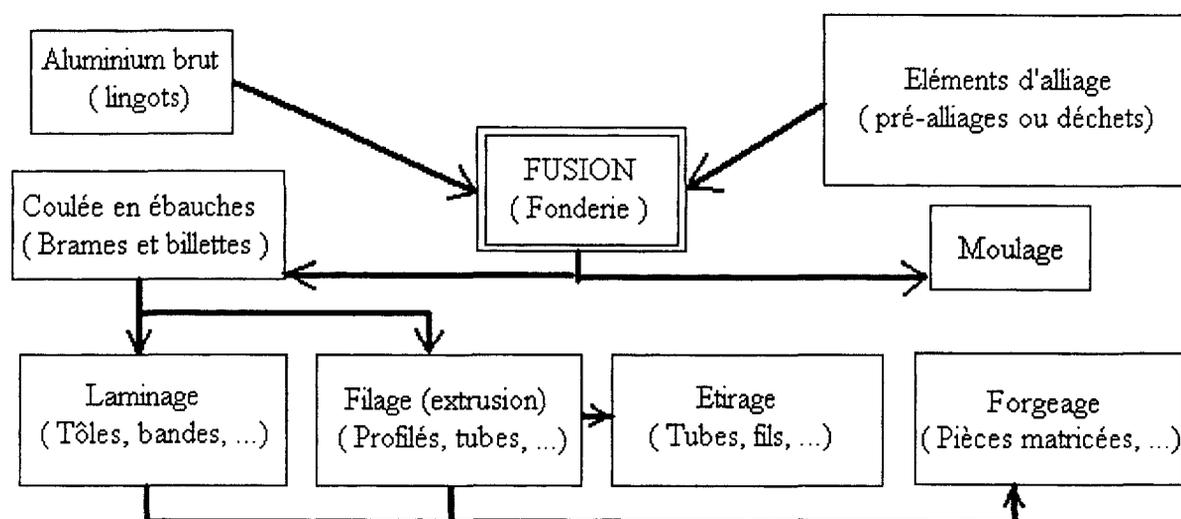


Figure n° I.1-(1) :

Fabrication des semi-produits et des pièces moulées.

Dénomination des alliages d'aluminium corroyés

Pour les produits corroyés qui font l'objet de cette étude (laminés, forgés, filés), la norme AFNOR NF A 02 104 impose une désignation numérique à quatre chiffres. Le premier chiffre indique le groupe auquel appartient l'aluminium ou l'alliage (cf. tableau n° I-1.[1]). Le deuxième chiffre indique les modifications subies par l'alliage depuis l'alliage originel ; il sert notamment à préciser les teneurs en impuretés. Les deux derniers chiffres correspondent à un numéro d'enregistrement des différents types d'alliage d'une même famille. A la suite de

cette désignation numérique, les états de livraison sont indiqués soit par l'indice de résistance, soit par l'état métallurgique. L'indice de résistance est symbolisé par l'adjonction de la lettre R suivie de deux chiffres indiquant le dixième de la charge à la rupture minimale exprimée en Méga Pascal (N/mm^2). Si un traitement spécial a été effectué afin de privilégier l'allongement ou l'élasticité, le symbole sera accompagné respectivement des lettres A ou E. L'état métallurgique, quant à lui, est indiqué par l'ajout d'une lettre majuscule à la fin du symbole (exemples : H pour écroui et T pour l'état trempé).

Premier symboles numérique	Famille d'alliage
1	aluminium non allié
2	alliages à base de cuivre
3	alliages à base de manganèse
4	alliages à base de silicium
5	alliages à base de magnésium
6	alliages à base de magnésium et de silicium
7	alliages à base de zinc
8	autres alliages

Tableau n° I-1.[1]

Premier symbole de la désignation numérique des alliages corroyés
suivant la norme NF A 02 104

Exemple : 6005A = alliages à base de magnésium et silicium.

I-2) Métallurgie des alliages Al-Mg-Si

Il a été vu précédemment que les éléments d'addition principaux des alliages d'aluminium de la série 6000 sont le magnésium et le silicium. Cependant, lors de l'élaboration de ces alliages, des additions secondaires sont courantes. L'ensemble de ces additions d'éléments chimiques et des traitements thermiques et thermomécaniques conditionnent alors les caractéristiques microstructurales de l'alliage. Ce paragraphe a donc pour but de faire le point sur la métallurgie des alliages d'aluminium de la série 6000.

Les éléments d'additions et les principales phases

Les éléments d'addition des alliages corroyés de la série 6000 se divisent en deux familles :

- les éléments participant au durcissement de l'alliage (il s'agit du magnésium et du silicium),
- les éléments secondaires qui permettent d'améliorer certaines propriétés physiques (les principaux sont le fer, le manganèse et le chrome).

❖ La précipitation structurale

En 1904, un métallurgiste allemand, A. WILM, trempa un échantillon d'alliage Al-Cu. Deux jours plus tard, il eut la surprise de le retrouver sensiblement transformé : il était devenu plus dur [GUI96]. Plus tard, en 1937, GUINIER et PRESTON ont démontré que ce durcissement était dû à l'agglomération des atomes de cuivre en petits amas. En effet, juste après la trempe, les atomes de cuivre sont répartis de façon homogène ; ils se trouvent en position de substitution dans la matrice d'aluminium. La surconcentration en lacunes, par rapport à l'équilibre thermodynamique, occasionne alors la diffusion des atomes de cuivre qui se rassemblent ainsi en petits précipités. Cette migration d'atomes se fait à température ambiante en quelques heures par un phénomène d'hétérodiffusion suivant un mécanisme lacunaire [ADD78].

Ce mécanisme de précipitation structurale se retrouve dans les alliages ternaires de la série 6000. Cependant, le fait de passer d'un alliage binaire à un alliage ternaire modifie légèrement la séquence de précipitation. En effet, une étude de G.A.EDWARDS et al [EDW94] a permis de préciser cette séquence pour les alliages de la série 6000. Après trempe, la solution solide sursaturée est métastable. Ainsi, au cours de la phase appelée maturation ou encore vieillissement naturel, il se forme de petits agglomérats d'atomes de silicium d'une part et de magnésium d'autre part. Par un phénomène de diffusion atomique à la température ambiante, le magnésium migre vers les agglomérats de silicium et donne ainsi des petits précipités cohérents avec la matrice d'aluminium appelés zones de GUINIER PRESTON (G.P). A ce stade, ces précipités ne sont composés que de quelques atomes.

I. DUTTA et S. M. ALLEN [DUT91] montrent que les zones G.P existent sous deux formes : les zones G.P I qui n'ont pas de forme bien définie et les zones G.P II qui ont un aspect filiforme (appelée aussi phase β''). Cependant, dans certaines conditions de vieillissement, la précipitation des zones G.P II inhibe complètement la formation des zones G.P I. En général, la densité des zones G.P est importante (elle est de l'ordre de 10^{17} à 10^{18} précipités par cm^3). Un chauffage ultérieur à température modérée (entre 100 et 200°C), appelé revenu, accentue encore la décomposition de la solution solide par dissolution des zones G.P et permet la précipitation de phases β' ($\sim\text{Mg}_2\text{Si}$). Une étude récente [TAK96] a montré que la cinétique de formation de la phase β' est indépendante de celle de la phase β'' . Ces précipités possèdent une taille voisine de 0,01 μm et leur densité est de l'ordre de 10^{16} à 10^{17} précipités par cm^3 . Lors d'un sur revenu ou d'une trempe lente, la précipitation est régie par la coalescence. Elle donne naissance au précipité d'équilibre β (Mg_2Si).

Le tableau n° I-2.[1] rappelle quelques données sur les divers précipités énoncés ci-dessus.

Type de précipités	Paramètres cristallographiques	Epitaxie	Réseau du précipité
Zones G.P filiformes (β'')		Zones // $[001]_{\text{Al}}$	
β'	$a = 0,634 \text{ nm}$	Aiguilles // $[001]_{\text{Al}}$	cubique à faces centrées
$\beta - \text{Mg}_2\text{Si}$	$a = 0,634 \text{ nm}$	plaquettes : $(001)_{\beta} // (001)_{\text{Al}}$ $[110]_{\beta} // [100]_{\text{Al}}$	cubique à faces centrées

Tableau n° I-2.[1] :

Caractéristiques morphologiques, cristallographiques et structurales de la précipitation dans les alliages d'aluminium de la série 6000.

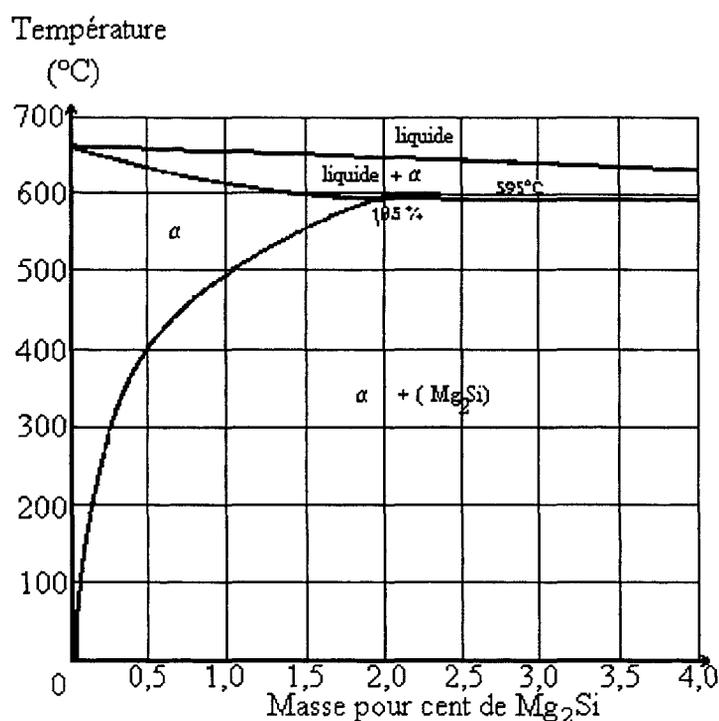


Figure n° I-2.(1) :

Coupe pseudo binaire Al-Mg₂Si de l'alliage Al-Mg-Si.

Le fait d'obtenir comme précipité d'équilibre le composé Mg₂Si a poussé les métallurgistes à utiliser la coupe pseudo binaire Al-Mg₂Si du diagramme de phase ternaire de l'alliage Al-Mg-Si (cf. figure n° I-2.(1)). Cependant ce diagramme reste une approximation (suffisante dans la plupart des études). En effet, G.A. EDWARDS et al [EDW96] ont montré que la composition chimique des phases β' et β'' dépend de la composition chimique de l'alliage et plus particulièrement de la teneur en silicium. La modification de composition chimique des phases durcissantes s'explique par le fait qu'un excès de silicium, en augmentant la sursaturation de l'alliage, favorise un accroissement du nombre des précipités durcissants qui se forment au cours du vieillissement naturel ou artificiel [CER69].

De plus, dans un même alliage, plusieurs phases durcissantes de structures différentes coexistent. Ainsi, pour un alliage Al-1,0 % Mg₂Si-0,4 % Si trempé et revenu, trois types de précipités différents de la phase β' classique ont été observés [MAT96].

❖ Éléments d'addition secondaires

Tous les alliages d'aluminium de corroyage industriels contiennent des éléments secondaires en faible quantité (0,01 à 0,8 % en masse). Ces éléments permettent d'améliorer certaines propriétés physiques.

Ainsi, dans les alliages de la série 6000, il est courant d'ajouter du cuivre (de 0,1 à 0,3 % en masse) [LAN78]. Après trempe, cet élément se retrouve dans les précipités intermétalliques β' et les zones G.P filiformes participant alors au durcissement structural.

D'autres métaux sont présents sous forme de traces mais ils n'en sont pas moins actifs. C'est le cas du titane et du zirconium qui permettent d'affiner le grain lors de la coulée de l'alliage. En effet, sans ces éléments, le refroidissement rapide subi par le liquide lors de la coulée fait que l'alliage se solidifie sur des impuretés présentes dans le bain pour une température inférieure à celle de son solidus. Le nombre de grains alors créés est faible et leur vitesse de croissance est importante. Les éléments titane et zirconium suppriment le phénomène de surfusion de l'alliage. Il se forme, dans le bain en fusion, des phases contenant du titane ou du zirconium ($TiAl_2$ par exemple) qui deviennent alors des sites de nucléation des dendrites d'aluminium.

D'autre part, certains ajouts comme le manganèse et le chrome peuvent être en quantité relativement importante (0,2 à 0,8 % en masse). Ces éléments secondaires sont généralement présents en solution solide à l'état brut de coulée. Du fait de leur faible solubilité et de leur faible diffusivité dans l'aluminium à l'état solide, ils se répartissent préférentiellement au cœur des branches de dendrites d'aluminium qui sont, de ce fait, sursaturées par ces éléments secondaires. Lors de l'homogénéisation ou de la mise en solution, ils précipitent alors essentiellement au cœur de ces branches de dendrites primaires sous formes de phases dispersées. Ces éléments sont très utiles. En effet, ils inhibent ou retardent la recristallisation des demi-produits lors de leur mise en forme ou lors de la mise en solution ultérieure [DEV78]. Une étude de L.ZHUANG et al [ZHU96] montre que le contrôle de la taille de grain et de la texture requiert une bonne combinaison de petits et de gros précipités contenant du manganèse ou du chrome (précipités du type $AlMnSi$ ou $AlMnFeSi$). En effet, les précipités grossiers, constitués de phases riches en fer, facilitent le processus de nucléation, alors que les petites particules, appelées phases dispersées, retardent ou inhibent le grossissement du grain par blocage des joints de grains. La présence de ces éléments a par

ailleurs un rôle important sur la texture des alliages corroyés. Comme ces éléments augmentent la température de recristallisation [DEV78], il est donc possible d'obtenir une texture fibrée non recristallisée (cf. tableau n°I-2.[2]).

Addition de Mn (% en masse)	Température de recristallisation (°C)
0	<480
0,3	<480
0,6	505-520
0,9	520-530

Tableau n° I-2.[2] :

Influence du manganèse sur la température de recristallisation d'un alliage Al-Si-Mg.

Cependant, l'existence des phases intermétalliques ne dépend pas uniquement de la composition chimique de l'alliage. En effet, les traitements thermiques et thermomécaniques agissent considérablement sur la forme et la nature des précipités.

Les traitements thermiques

Pour les alliages d'aluminium de la série 6000, la vitesse de refroidissement de la billette, après coulée, est déterminante. En effet, une étude récente de W.D. FEI et al [FEI95], sur des alliages Al-0.95%Mg-1.55%Si, démontre que la quantité d'eutectique localisé aux joints de grain, après solidification, augmente avec la vitesse de refroidissement. De plus, la séquence de solidification varie suivant la loi de refroidissement que subit la billette. Ce phénomène s'explique par le fait que la diffusion des atomes de silicium dans l'aluminium est moins rapide que celle des atomes de magnésium. De ce fait, la concentration de silicium dans la phase liquide, à l'interface liquide-solide, augmente avec la vitesse de refroidissement. Par contre, pour les alliages contenant moins de 1,85% en masse de Mg_2Si , il n'y a pas de précipitation d'eutectique, mais il se forme des phases précipitées (par exemple le Mg_2Si) dont la taille diminue quand le taux de refroidissement augmente.

Les traitements thermiques post-coulée influent sur la dissolution, la germination ou la coalescence de certaines phases métallurgiques. De ce fait, les alliages d'aluminium subissent,

généralement, des traitements d'homogénéisation, de trempe, de revenu ou encore de maturation.

❖ Le traitement d'homogénéisation [MAR79]

Ce type de traitement consiste à maintenir la billette coulée à une température assez élevée (entre 500 et 580 °C) durant des temps prolongés (6 à 24 h) [REN61].

En général, lors du traitement, plusieurs phénomènes sont observables [LEL61] :

- la dissolution de phases intermétalliques,
- le nivellement des concentrations dans la solution solide,
- la coalescence de phases intermétalliques peu solubles déjà présentes,
- la précipitation de nouvelles phases intermétalliques à partir d'éléments dont la diffusivité ne devient appréciable qu'à haute température.

L'obtention de la précipitation, la coalescence ou la dissolution de certaines phases [REI93] n'est possible que sous certaines conditions d'homogénéisation que sont la température et le temps de maintien mais aussi la loi de refroidissement de la billette. Avec des températures et des temps usuels d'homogénéisation, tout le magnésium et le silicium sont mis en solution solide. De ce fait, la nature des précipités, après un tel traitement thermique, dépend principalement de la vitesse de refroidissement de la billette. Ainsi, une billette trempée ne contient pas de Mg_2Si , ce qui indique que la totalité du magnésium et du silicium a été retenue en solution solide. Par contre, un refroidissement lent (40°C/h) occasionne la formation de gros précipités d'équilibre (Cf. figure n° I.2-(2)) et un refroidissement intermédiaire (400°C/h) permet d'obtenir des précipités de phase β' [ZAJ96].

Contrairement aux phases durcissantes, les phases secondaires sont fortement influencées par les temps et les températures pratiqués lors de l'homogénéisation. Ainsi, les alliages Al-Mg-Si, à l'état brut de coulée, contiennent des précipités riches en fer qui peuvent subir des transformations dans certaines conditions. En général, ces composés précipitent aux joints de grain sous la forme de plaquettes de phases $\beta-Al_5FeSi$ possédant une structure cristalline monoclinique [TAN96]. Avec une température d'homogénéisation importante et la présence de manganèse (ou de chrome) dans l'alliage, ces plaquettes globulisent et changent de phase. Les nouveaux composés ainsi créés sont du type $\alpha-Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ avec une structure cristalline cubique [ZAJ93].

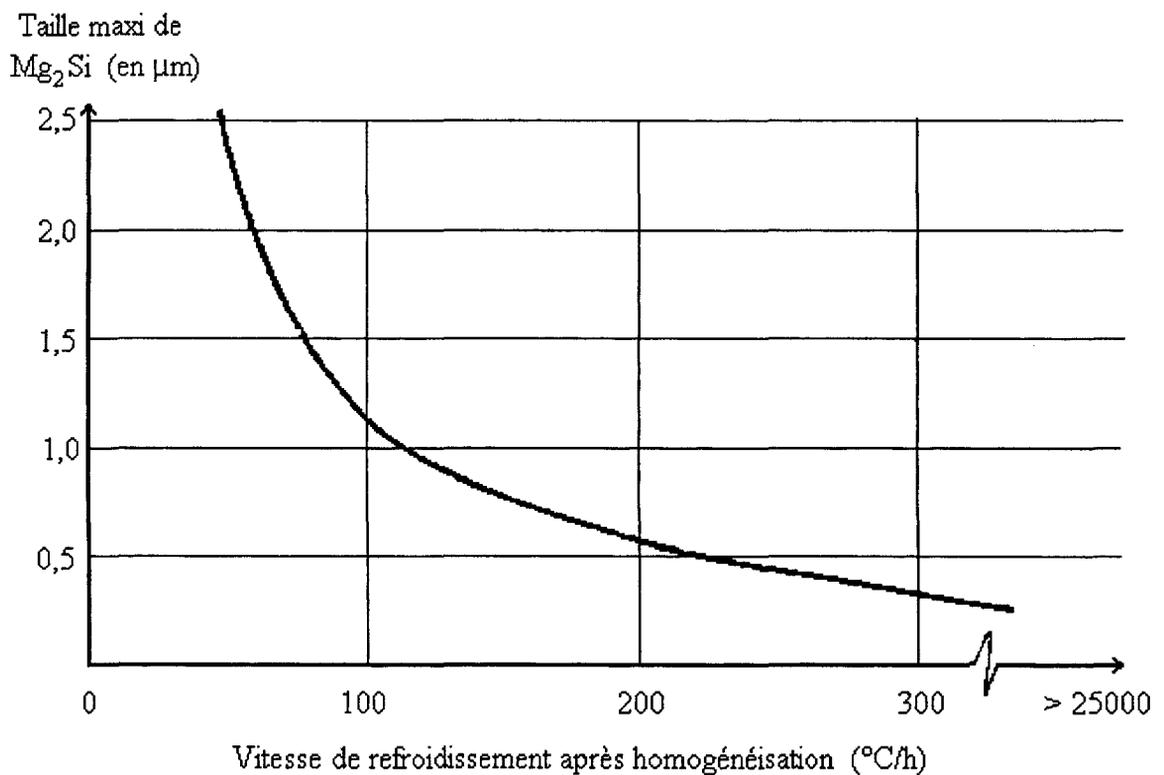


Figure n° I.2-(2) :

Taille des précipités de Mg_2Si en fonction de la vitesse de refroidissement de la billette.

❖ Le traitement de durcissement structural

Pour les alliages Al-Mg-Si, la trempe consiste en un refroidissement rapide qui s'effectue après la mise en solution du magnésium et du silicium et qui permet ainsi d'obtenir un phénomène de durcissement structural. Afin que cette précipitation soit la plus fine possible, il faut adapter la méthode de refroidissement à la composition de l'alliage et à la géométrie de la pièce à tremper et veiller à ce que la vitesse de refroidissement soit supérieure à la vitesse critique de trempe. Cependant, l'obtention d'une fine précipitation dépend d'autres paramètres. En effet, l'état de précipitation initial influe sur le temps et la température de mise en solution et de ce fait sur la structure finale de l'alliage.

Afin d'économiser de l'énergie, les métallurgistes ont développé une nouvelle technique de trempe : la trempe sur presse. La figure n° I.2-(3) montre les différences de cycles thermiques entre ce type de trempe et la trempe classique. Dans l'application de ce procédé, la mise en solution et la trempe sont effectuées directement au cours du filage, ce qui

implique un gain d'énergie mais aussi une meilleure connaissance des phénomènes métallurgiques se produisant lors du filage [DES79].

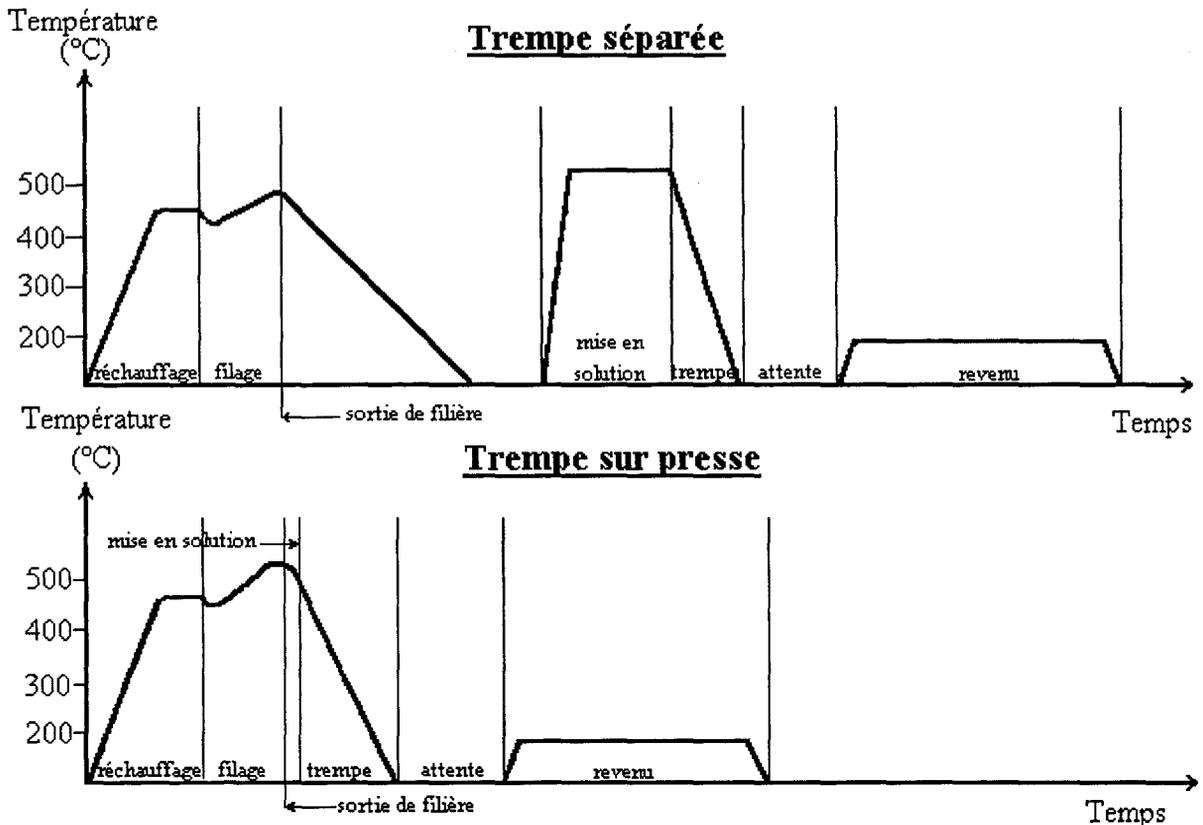


Figure n° I.2-(3) :

Opération de trempe séparée (classique) et de trempe sur presse.

Le procédé de trempe sur presse nécessite des conditions bien particulières. En effet, pour que la mise en solution des éléments soit possible lors du filage, il est indispensable d'avoir une réduction de la densité et de la taille des phases durcissantes avant filage, ainsi qu'une augmentation de la température à la sortie de la filière [LYN69]. La réduction de la taille et de la densité des phases durcissantes est favorisée par une homogénéisation de la billette à haute température suivie d'un refroidissement rapide, d'une montée thermique rapide au cours du réchauffage et d'une température de réchauffage élevée. Quant à l'élévation de température à la sortie de la filière, elle est favorisée par un fort rapport de corroyage, une température et une vitesse de filage élevées. En outre, la trempe sur presse a des avantages autres que le gain d'énergie. En l'occurrence, ce procédé permet d'éviter l'hypercorroyage, c'est-à-dire de diminuer le risque de développer la formation d'une couche corticale de gros grains correspondant à une recristallisation grossière lors d'un traitement de

mise en solution. Cette zone résulte des cisaillements dus aux différences de vitesse d'écoulement de l'alliage entre le cœur et la périphérie des billettes. De plus, ce procédé permet aussi de donner aux profilés un « effet de presse », c'est à dire de conserver après mise en solution une texture non recristallisée. Cependant l'augmentation de la température de filage doit être convenablement contrôlée car elle provoque une dégradation des surfaces des profilés en terme de rugosité. En outre, un écart de température ou une anomalie locale de la composition chimique, peut provoquer une fusion locale, appelée « brûlure de trempe » [JAC71].

Après la trempe, il est courant de pratiquer des traitements thermiques ou mécaniques sur les profilés. Les plus courants sont des traitements thermiques dits de revenu et de maturation. La maturation consiste à laisser « vieillir » l'alliage à température ambiante (pendant 8 à 15 jours) ce qui a pour effet de provoquer la précipitation structurale des zones de GUINIER-PRESTON. Le revenu, appelé aussi « vieillissement artificiel », se pratique quant à lui à température plus élevée, entre 150 et 200 °C, mais pendant des temps beaucoup plus courts (entre 6 et 8h). Ce traitement permet ainsi d'obtenir une précipitation structurale de phase β' .

Comme, il a été souligné précédemment, les alliages d'aluminium à durcissement structural sont principalement destinés à être filés. Afin de mieux comprendre les microstructures de ces matériaux, il est nécessaire de connaître ce qu'est l'opération de filage et quels sont les paramètres qui influent sur ce traitement thermomécanique.

Le filage des alliages d'aluminium de la série 6000.

❖ Le procédé de filage

Le filage est, après le laminage, le procédé de déformation majeur et essentiel pour la mise en forme de l'aluminium et de ses alliages. Plus de 80 % des alliages d'aluminium utilisés dans le monde pour la fabrication de profilés filés appartiennent à la série 6000. En effet, ces alliages présentent une très bonne aptitude à la déformation à chaud et permettent ainsi l'obtention de profilés de formes complexes.

A l'heure actuelle, deux types de procédés conventionnels sont utilisés pour le filage des alliages d'aluminium :

- le filage direct, avec ou sans lubrification où l'effort de compression et de filage est transmis au métal par l'intermédiaire d'un pilon,
- le filage inverse, où la compression est pratiquée à l'aide de la filière.

Un grand nombre de facteurs régissent les conditions de filage des alliages d'aluminium. Ces facteurs dépendent de l'alliage à filer, de l'installation de filage, des caractéristiques du produit à filer et des paramètres de filage. Cependant, seuls la nature de l'alliage et les paramètres de filage sont facilement modifiables.

❖ Influence de la nature de l'alliage sur l'opération de filage

La composition chimique de l'alliage, tout en restant à l'intérieur des limites normalisées, influence fortement la filabilité. Ainsi, comme l'indique la figure n° I.2-(4), l'ajout d'éléments d'addition provoque une résistance supplémentaire à la déformation.

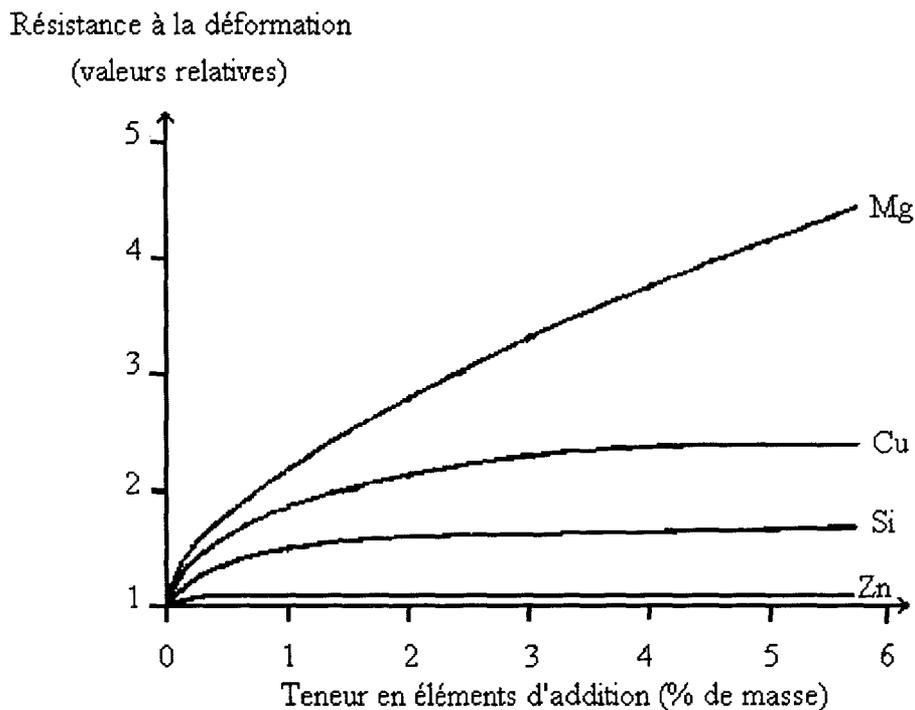


Figure n° I.2-(4) :

Influence de la teneur en éléments d'addition sur la résistance au filage d'un aluminium.

Pour les alliages de la série 6000, les éléments durcissants magnésium et silicium augmentent la résistance au filage. Cependant, ces éléments n'induisent pas la même variation

de résistance au filage. En effet, la figure n° I.2-(5) montre qu'un ajout de silicium conduit à une augmentation de la résistance au filage moins importante qu'un même ajout de magnésium. Pourtant, la quantité des phases durcissantes n'est pas le seul facteur influençant le filage des alliages Al-Mg-Si. L'état de précipitation joue aussi un rôle important. Ainsi, la résistance au filage augmente avec la densité des phases durcissantes. De ce fait, l'optimisation du filage nécessite, en général, un traitement thermique d'homogénéisation et un contrôle du refroidissement de la billette afin d'obtenir l'état de précipitation désiré.

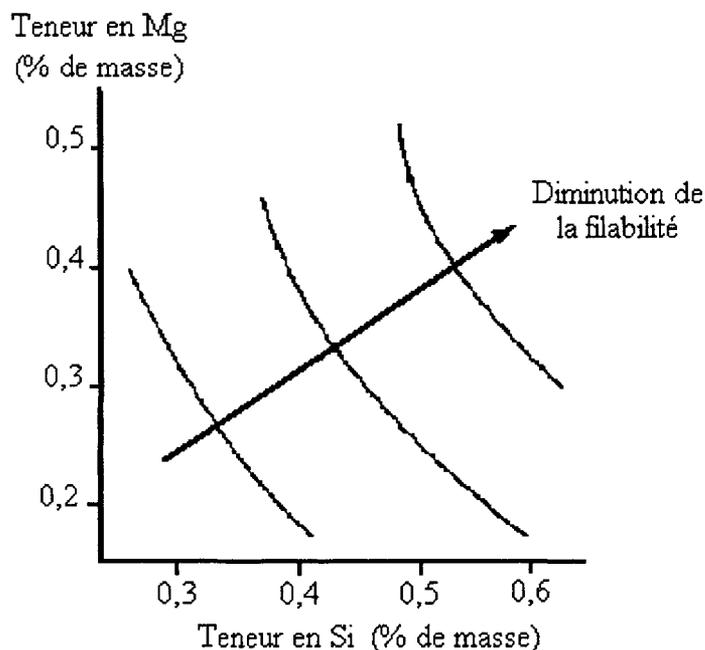


Figure n° I.2-(5) :

Influence du magnésium et du silicium sur la filabilité d'alliage d'aluminium de la série 6000.

Malgré leur faible quantité, les éléments secondaires influencent fortement la déformation à chaud de l'alliage. Comme le montre la figure n° I.2-(6) [LAN78], les éléments cuivre, chrome, manganèse augmentent la charge de compression nécessaire au filage de profilés. De plus, suivant la nature, la forme et la densité des précipités présents dans l'alliage, le filage est plus ou moins aisé. Ainsi, S.ZAJAC et al [GUL96] ont démontré que la présence de particules plates du type Al-Fe-Si nécessite une contrainte de filage plus importante que la présence de particules sphériques de même type. Or le manganèse et le chrome favorisent, lors de l'homogénéisation, la globulisation des particules plates du type Al-Fe-Si. De ce fait, ces éléments, en participant à la précipitation des phases riches en fer, augmentent la ductilité à chaud de l'alliage [GUL92]. Cette augmentation s'explique à partir d'un modèle

d'accumulation et d'annihilation de dislocations autour de ces précipités suivant un processus de montée [LAG93].

En conclusion, la composition chimique de l'alliage influence le choix des conditions de filage. Cependant ces conditions dépendent aussi des paramètres de filage (qui sont malgré tout liés à la nature de l'alliage).

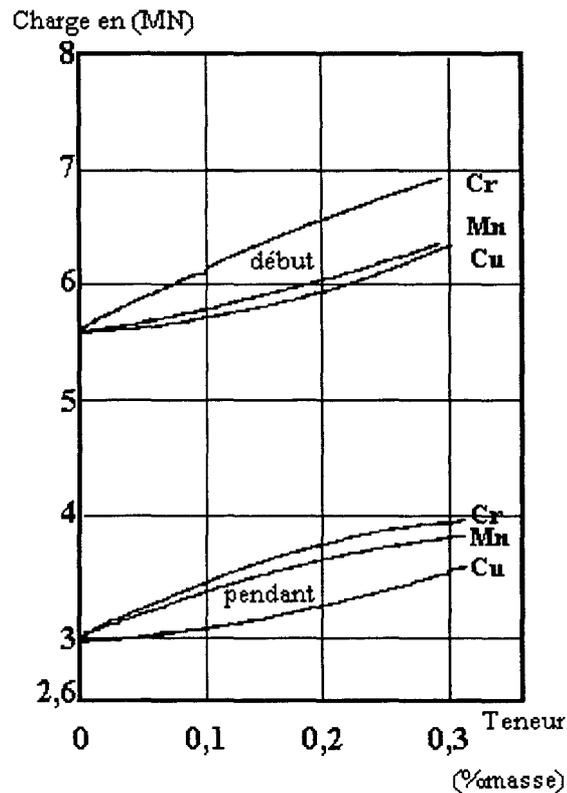


Figure n° I.2-(6) :

Influence des éléments secondaires (Cr, Cu et Mn) sur la résistance au début et au cours du filage d'un alliage d'aluminium de la série 6000.

❖ **Influence des paramètres de filage sur l'opération de filage**

Les principaux paramètres à contrôler avant et après filage sont :

- la température de filage de la billette,
- la température de sortie du profilé,
- la pression de filage,
- la vitesse de filage.

En général, ces paramètres sont interdépendants [ZAS92]. De plus, ils sont fortement liés à la nature de l'alliage et à la géométrie du profilé.

L'analyse thermique du filage est indispensable car elle permet de connaître l'échauffement du métal au cours du filage. Ainsi, les états de surface peuvent être améliorés, l'optimisation de la texture métallurgique devient possible, et l'efficacité de la trempe peut être évaluée. Cette analyse thermique est modélisable et elle permet de calculer les gradients de température dans les profilés lors de la déformation à chaud [GUS91].

De même, il existe des modèles permettant d'obtenir le champ de déformation lors du filage. Ces déformations sont fonction de la pression de filage. En effet, la pression de filage fournit le travail nécessaire à la déformation du métal. En outre, elle sert à vaincre toutes les forces de frottement rencontrées lors du filage. Ces forces de frottement sont dépendantes de la vitesse de filage. En pratique, la vitesse de filage doit être la plus élevée possible ce qui garantit la productivité de la presse et abaisse les coûts de production. Cependant, cette vitesse est limitée par la température de filage, la nature de l'alliage et le procédé de filage.

I-3) Les caractéristiques mécaniques statiques

Dans le paragraphe précédent, il a été établi que les éléments d'addition se divisent en deux familles :

- les éléments durcissants,
- les éléments d'addition secondaires ne participant pas au durcissement structural.

Ces deux types d'éléments permettent de modifier certaines propriétés mécaniques simplement par leur présence ou par leur influence sur les phénomènes de recristallisation.

Le rôle des éléments d'addition

❖ Rôle des éléments durcissants

Les principales phases durcissantes présentes dans les alliages d'aluminium de la série 6000 sont composées de magnésium et de silicium. Afin de garantir des caractéristiques mécaniques élevées, ces phases doivent être présentes sous la forme de petits précipités finement répartis. Ce phénomène de durcissement s'explique par l'interaction entre les dislocations et les précipités (les précipités sont des obstacles aux glissements des

dislocations). Le type d'interaction (cisaillement, contournement,...) dépend principalement de la nature des précipités, de leur forme, de leur densité et de leur répartition.

Il est donc compréhensible que la limite d'élasticité, la charge à la rupture, et la dureté des alliages d'aluminium de la série 6000 soient des fonctions de la quantité de magnésium et de silicium. La figure n° I.3-(1) représente l'augmentation de la charge à la rupture en fonction du pourcentage massique de silicium et de magnésium après durcissement structural. De plus, cette figure montre l'intérêt qu'ont les métallurgistes à produire des alliages d'aluminium de la série 6000 à excès de silicium. En effet, l'ajout de silicium permet de diminuer la quantité de magnésium, tout en conservant la même charge à la rupture, ce qui est favorable du point de vue de la filabilité. Cependant cet ajout peut poser quelques problèmes. Ainsi, R.K.WYSS et al [WYS96] montrent que le silicium en excès précipite préférentiellement de façon continue le long des joints de grains, ce qui réduit la ductilité de l'alliage et provoque, alors en cas de rupture, un faciès intergranulaire.

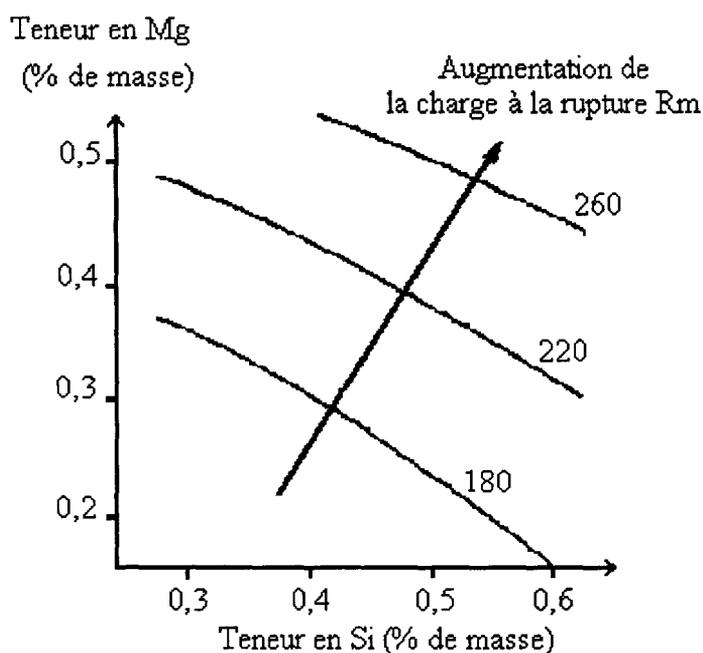


Figure n° I.3-(1) :

Influence de la quantité de magnésium et silicium sur la charge à la rupture des alliages d'aluminium de la série 6000.

En outre, il existe d'autres éléments chimiques (comme le cuivre ou le zinc) qui permettent d'augmenter sensiblement la dureté et la limite d'élasticité d'un alliage (ainsi qu'il

a été souligné dans le chapitre précédent, l'ajout de ces éléments d'alliage intervient dans la séquence de précipitation des phases durcissantes principales).

❖ Rôle des éléments secondaires

Les éléments secondaires permettent d'améliorer certaines propriétés mécaniques. Ainsi, la présence de manganèse ou de chrome dans les alliages Al-Mg-Si est susceptible de modifier très fortement le caractère ductile de l'alliage. Un des paragraphes précédents a mis en évidence que le manganèse et le chrome précipitent sous la forme de composés riches en fer contenant aussi du silicium et de l'aluminium ou de phases dispersées. Le fait qu'une partie du silicium soit fixée par le manganèse ou le chrome implique que la précipitation qui en résulte peut modifier de façon significative les caractéristiques mécaniques [DEV78] (cf. tableau n° I.3-[1]). Avec plus de 0,5 % en masse de manganèse, la charge à la rupture et la limite d'élasticité diminuent.

Précipités intragranulaires	0 % Mn	0,2 % Mn	0,5 % Mn	0,8 % Mn
$R_{p0,2}$ (MPa)	280	280-285	270-275	260-265
R_m (MPa)	300	305-310	295-305	285-290

Tableau n° I.3-[1] :

Influence des phases intragranulaires contenant du manganèse sur la résistance mécanique d'un alliage Al-Mg-Si.

La précipitation des phases dispersées, contenant du manganèse ou du chrome, agit favorablement sur la plasticité et la ténacité des alliages d'aluminium de la série 6000. En effet, cette précipitation qui se produit à l'intérieur des grains favorise un mode de rupture transgranulaire alors qu'au contraire, en l'absence de particules à l'intérieur des grains, la rupture peut être intergranulaire [DOW73] [DUN73].

EMBURY et NES [EMB74] ont montré que le mode de fracture intergranulaire des alliages d'aluminium trempés est favorisé par :

- la présence de précipités grossiers aux joints de grains,
- un durcissement structural moins important au niveau des joints de grains,
- une localisation du glissement des dislocations à l'intérieur des grains.

Dans les alliages Al-Mg-Si, en l'absence de phases contenant du manganèse ou du chrome, les dislocations cisailent la phase durcissante (Mg_2Si), produisant localement, un adoucissement de certains plans de glissement. En conséquence, le mouvement des dislocations se fait principalement dans ces plans adoucis. Ainsi, l'alliage se déforme plastiquement en donnant naissance à de fines bandes de glissement relativement peu nombreuses dont l'espacement décroît légèrement lorsqu'on augmente la déformation. Pour cet alliage, la rupture est intergranulaire à faible déformation, car en tête des bandes de glissement, les fortes concentrations de contraintes produisent des cavités sur les précipités intergranulaires (cf. figure n° I.3-(2)). Ces cavités se propagent par la suite par coalescence à l'intérieur de la zone sans précipité [DOW76] [DOW77].

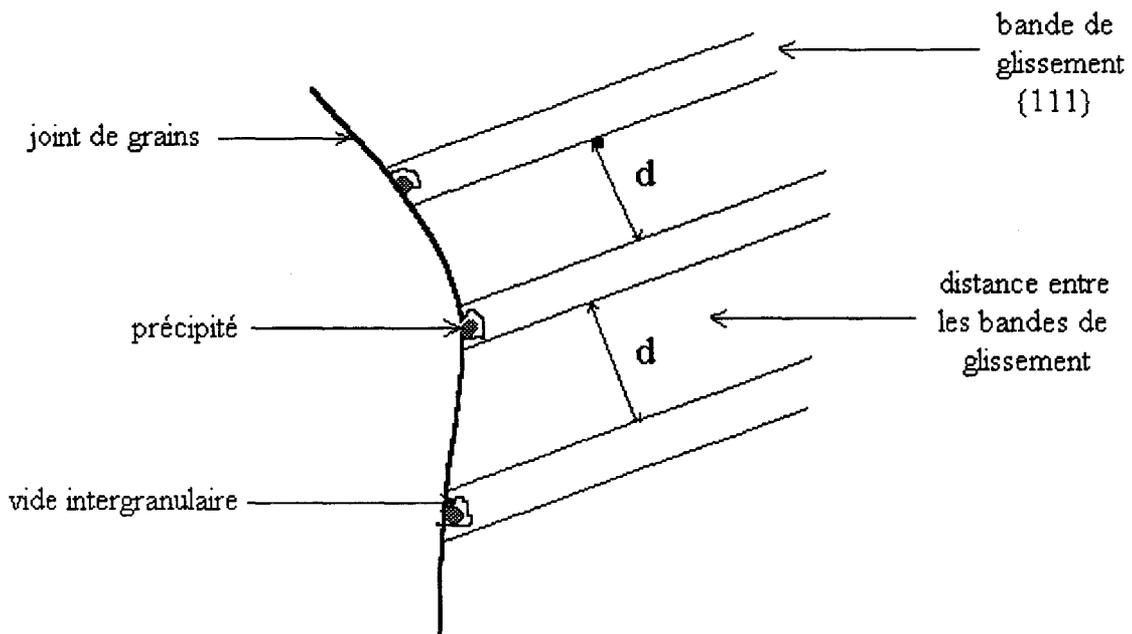


Figure n° I.3-(2) :

Mécanisme de fissuration intergranulaire.

Au contraire, lorsque l'alliage contient des phases au manganèse ou au chrome, aux faibles déformations, les bandes de glissement présentent un espacement légèrement plus faible que pour un alliage sans Mn ni Cr et lorsque la déformation augmente, l'espacement des bandes de glissement diminue. Ce phénomène s'explique par le fait que les phases dispersées, contrairement aux précipités durcissants, ne sont pas cisailées par les dislocations et lorsque l'alliage est déformé plastiquement, il y a accumulation de dislocations sur ces particules, provoquant, ainsi, l'activation du glissement de dislocations dans des plans

adjacents. Les phases au manganèse ou au chrome provoquent donc une dispersion latérale des bandes de glissement, produisant des concentrations de contraintes, en tête de ces bandes, nettement plus faibles que pour les alliages sans phases dispersées. A partir d'une certaine densité de ces fins précipités, la décohésion intergranulaire ne peut plus se faire et la rupture devient de type ductile [EVE75]. La finesse des précipités riches en fer, ainsi que leur dispersion dans la matrice d'aluminium, sont des facteurs importants. En effet, une répartition fine est plus favorable qu'une précipitation grossière du point de vue ténacité, résilience et pour obtenir une rupture de type transgranulaire (cf. tableau n° I.3-[2]).

Précipités intragranulaires	0 % Mn	0,2 % Mn [1]	0,2 % Mn [2]	0,5 % Mn [1]	0,5 % Mn [2]	0,8 % Mn [1]	0,8 % Mn [2]
Allongement A (%)	10	14	18	17	19	19	20
Striction Z (%)	14	33	50	45	56	53	61
Résilience (Joules)	8	10	20	19	25	25	28
% rupture intergranulaire	100	90	20	50	10	20	0

Tableau n° I.3-[2] :

Influence du manganèse et de la taille des précipités sur la ductilité d'un alliage d'aluminium de la série 6000 ([1] précipités de taille grossière, [2] fins précipités).

Influence de l'état de recristallisation sur les caractéristiques mécaniques

Les alliages d'aluminium de la série 6000 sont en général destinés à être filés et trempés. L'opération de filage crée une déformation plastique à chaud et donc un écrouissage à chaud. Ainsi, à la fin de l'élaboration du profilé, de tels alliages peuvent présenter deux structures cristallographiques distinctes :

- une structure non recristallisée (présentant un effet de presse),
- une structure recristallisée.

❖ Le phénomène de recristallisation [BEN84] [BLU96]

La recristallisation d'un alliage filé dépend de la nature de l'alliage, des paramètres de filage mais aussi des temps et des températures des différents traitements thermiques.

Le phénomène de recristallisation (primaire) est caractérisé par le développement de nouveaux grains aux dépens d'une matrice écrouie qui est dans un état structural moins parfait. Au cours d'une montée en température, des nouveaux cristaux apparaissent avec une orientation différente de la matrice native. Ces cristaux croissent aux dépens de la matrice écrouie qui les entoure. La recristallisation proprement dite est achevée lorsque les nouveaux grains arrivent au contact les uns des autres. Alors la recristallisation laisse place à un phénomène de croissance des grains.

Les lois de la recristallisation dépendent du temps et de la température de recuit que subit l'alliage. En effet, cette dépendance se comprend facilement si l'on admet que l'énergie emmagasinée, sous forme élastique, par les dislocations produites au cours de l'érouissage est l'énergie motrice pour la formation et la croissance des germes, que ceux-ci apparaissent dans les zones les plus déformées et que la germination est un processus thermoactivé. Ainsi la recristallisation ne se produit qu'à partir d'une certaine déformation minimale (appelé érouissage critique) pour une température et un temps donnés (cf. figure n° I.3-(3)).

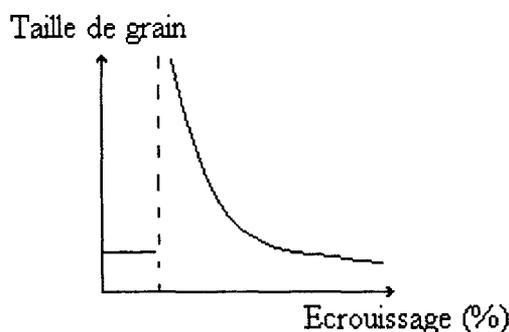


Figure n° I.3-(3) :

Taille de grain en fonction de l'érouissage pour un temps et une température de recristallisation donnés.

❖ Les différentes structures cristallographiques des alliages Al-Mg-Si

Comme il a été souligné précédemment, la microstructure des alliages Al-Mg-Si filés dépend de l'importance de la déformation, mais aussi du temps et de la température de mise en solution (ce traitement thermique après filage est le seul qui puisse produire une recristallisation du produit). Ainsi, pour les produits industriels, les différences de température et de déformation, inhérentes aux traitements thermiques et thermomécaniques, entre le cœur et la peau créent des disparités de microstructures [DES79]. En peau il est courant d'observer une structure recristallisée car la peau est soumise, lors du filage, à une température et un taux d'érouissage plus élevés. Par contre, suivant les conditions de filage, de mise en solution et suivant la composition chimique de l'alliage, la structure à cœur peut être différente [DEV78].

Pour les alliages contenant du manganèse ou du chrome, il est fréquent d'observer une structure non recristallisée (présentant un effet de presse) qui a l'intérêt de présenter des caractéristiques mécaniques supérieures dans le sens du filage. Cependant quand de tels alliages sont recristallisés, leurs grains sont grossiers et leurs caractéristiques mécaniques sont faibles. Par contre, les alliages qui contiennent très peu d'éléments d'addition secondaires présentent une température de recristallisation inférieure à la température de mise en solution. Dans de tels alliages il est courant d'observer une structure recristallisée à grains fins (cf. tableau n°I.3-[3]).

La nucléation des grains recristallisés est un mécanisme complexe [EVA90]. En effet, il a été montré, qu'à des températures de recristallisation comprise entre 400 et 450 °C, les sites de nucléation des nouveaux grains sont des précipités de Mg_2Si (taille $> 0,6 \mu m$) qui ont coalescé. Une telle recristallisation donne une structure à grains fins car les sites de nucléation sont nombreux. Le mécanisme de recristallisation est dans ce cas très rapide [BUR96]. Cependant, pour des températures de recristallisation supérieures à 500 °C, les précipités Mg_2Si sont remis en solution solide. Ainsi, la nucléation n'est possible que sur des grosses particules présentes au niveau des joints de grains. La relative rareté de ces précipités implique un nombre de sites de nucléation des grains de recristallisation peu important et de ce fait une taille de grain recristallisé importante. Cette remarque met en évidence l'importance du traitement d'homogénéisation sur le phénomène de recristallisation. En effet, à titre d'exemple, ce traitement thermique favorise la précipitation et la coalescence de certaines phases riches en fer. Or la température et le temps nécessaires à la recristallisation

dépendent de la densité et la taille de ces précipités riche en fer [YAM90] (cf. figures n° I.3-(4) et n° I.3-(5) dans le cas d'alliages Al-1% Mg-0,6% Si contenant différentes teneurs en fer).

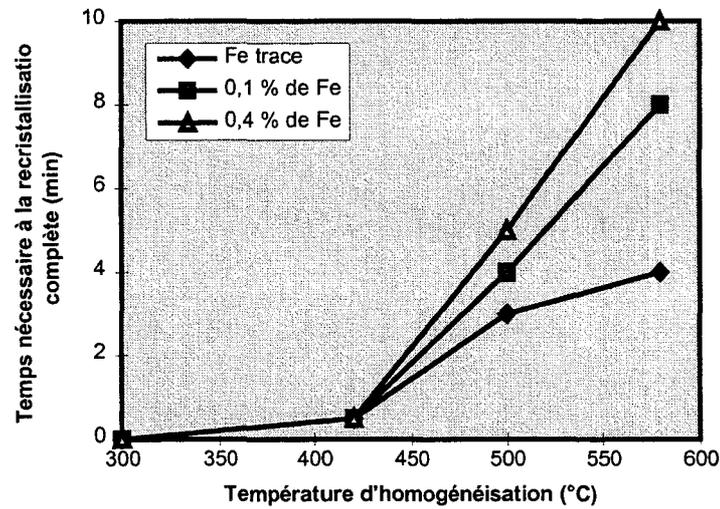


Figure n° I.3-(4) :

Effets de la température d'homogénéisation sur le temps nécessaire à la recristallisation complète à 400 °C.

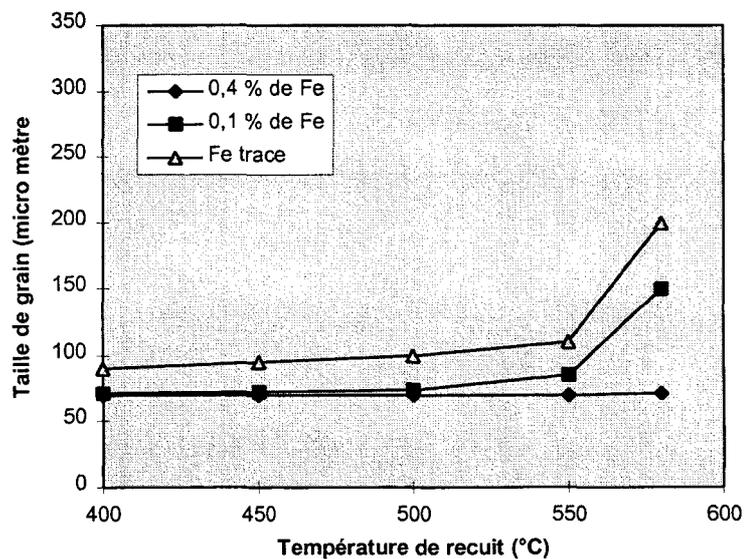


Figure n° I.3-(5) :

Effets de la teneur en fer sur la taille de grain recristallisé à différentes températures de recuit.

Structure	Charge à la rupture (MPa)	Exemple de type d'alliages présentant la structure citée
Non recristallisée	335-350	Alliages contenant du Mn et du Cr et n'étant pas homogénéisés ou étant homogénéisés à basse température.
Recristallisée à grains fins	300-335	Alliages sans Mn ni Cr ou pour des alliages à faible Mn (0,3 %) mais homogénéisés à haute température.
Recristallisée à grains grossiers	270-300	Alliages contenant du Mn ou du Cr en importante quantité (>0,3%) et étant homogénéisés à haute température.

Tableau n° I.3-[3] :

Liens entre la nature de l'alliage Al-Mg-Si, la charge à la rupture et la texture.

II) Le soudage des alliages d'aluminium de la série 6000

Cette partie de l'étude bibliographique s'articule autour de trois paragraphes. Le premier présente les techniques et les normes de soudage des alliages d'aluminium. Dans le second, un intérêt particulier est porté aux phénomènes métallurgiques inhérents à l'opération de soudage. Le dernier paragraphe est consacré à une étude plus approfondie de la fissuration à froid et à chaud.

II-1) Généralités dans le cas des alliages d'aluminium

Le soudage des alliages d'aluminium nécessite l'utilisation de techniques adaptées et de normes bien spécifiques car ces alliages dissipent fortement la chaleur et s'oxydent de façon instantanée.

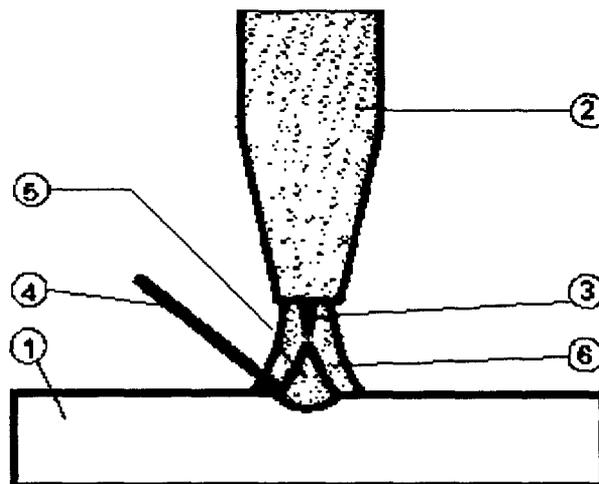
Les procédés de soudage

❖ Les techniques de soudage des alliages d'aluminium [ALB92]

La quasi totalité du soudage des alliages d'aluminium est réalisée industriellement par soudage à l'arc sous gaz inerte. Les deux techniques principalement utilisées sont le soudage à l'arc sous atmosphère inerte avec électrode réfractaire (procédé TIG) et le soudage à l'arc sous atmosphère inerte avec électrode consommable (procédé MIG).

Le procédé TIG (Tungsten Inert Gaz)

Procédé TIG



Principe

L'arc jaillit entre l'électrode réfractaire et les pièces .

L'arc et le bain de soudage sont protégés par une atmosphère inerte . L'apport de métal est fonction du type de joint réalisé .

(1) pièce . (2) torche . (3) électrode réfractaire . (4) métal d'apport
(5) arc . (6) atmosphère .

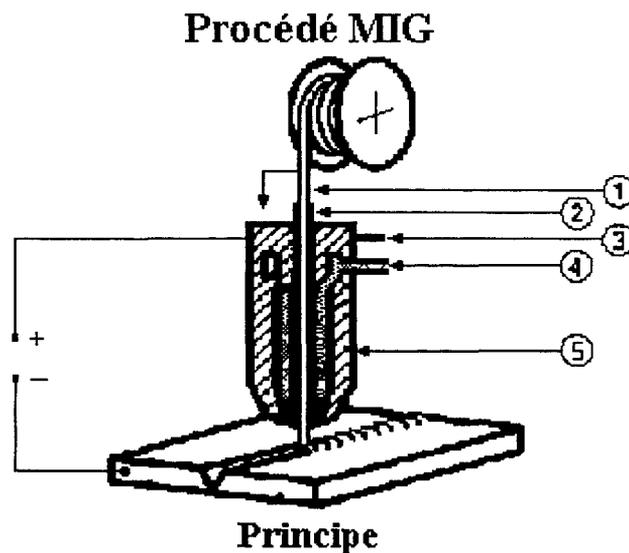
Figure n° II.1-(1) :

Procédé TIG

On fait jaillir un arc électrique entre une électrode réfractaire et la pièce à souder tandis qu'un jet de gaz inerte (argon ou hélium ou leur mélange), entourant l'électrode, protège le bain de fusion contre l'oxydation. L'électrode est une pointe de tungstène tenue dans la torche où est amené le gaz canalisé par une buse, d'où l'abréviation désignant le procédé TIG (cf. figure n° II.1-(1)). La version la plus courante du soudage TIG de

l'aluminium est celle en courant alternatif utilisant de l'argon ou un mélange argon/hélium comme gaz protecteur. Ce procédé est utilisable en manuel ou en automatique, sur des épaisseurs supérieures à 0,8 mm. Il est surtout appliqué en chaudronnerie fine et moyenne ainsi qu'en construction aéronautique. On utilise également le courant continu en polarité directe avec électrode négative sous hélium comme gaz protecteur. Ce procédé est surtout réservé au soudage automatique à grande vitesse. Il peut être utilisé en une seule passe jusqu'à 10 mm d'épaisseur.

Le procédé MIG (Metal Inert Gaz)



L'arc jaillit entre une électrode fusible et les pièces dans une atmosphère de gaz inerte .

(1) fil électrode . (2) galet d'entraînement . (3) courant
(4) gaz . (5) buse .

Figure n° II-1-(2) :

Procédé MIG

Au cours de ce procédé, un fil d'aluminium ou d'alliage sert à la fois d'électrode et de métal d'apport. Préalablement enroulé sur une bobine, il est amené automatiquement jusqu'à l'outil de soudage (pistolet ou torche) au fur et à mesure de sa consommation. Un jet de gaz, inerte argon ou mélange argon/hélium, canalisé par une buse, entoure le fil électrode (cf. figure n° II.1-(2)), assure la formation de l'arc et protège le bain de fusion contre l'oxydation. L'alimentation électrique est assurée en courant continu (polarité inverse). L'abréviation MIG rappelle les caractéristiques principales du procédé. Ce dernier est utilisable à partir de 2 mm d'épaisseur. Ce procédé, de grande vitesse d'exécution (2 à 3 fois plus rapide que le procédé

TIG), est particulièrement adapté à la grosse chaudronnerie, à la construction de réservoirs, de citernes, d'équipements routiers, de matériel de transport ferroviaire, routier et maritime.

Ainsi, le choix du procédé de soudage dépend de l'assemblage à effectuer. Afin d'obtenir une soudure de bonne résistance mécanique, il est nécessaire de contrôler correctement certains paramètres de soudage et de connaître leur influence sur la soudabilité.

❖ Les paramètres de soudage

Contrairement aux aciers, les alliages d'aluminium possèdent une capacité calorifique et une conductivité thermique très élevées. Ainsi, il est nécessaire d'adapter les paramètres de soudage et plus particulièrement l'énergie de soudage, le gaz de protection et le métal d'apport à chaque cas particulier.

L'énergie de soudage

Les paramètres les plus courants sont l'intensité I et la tension U de soudage, ainsi que la vitesse V d'exécution du cordon de soudure. Ces paramètres permettent de définir une énergie nominale par unité de longueur E_η :

$$E_\eta = U \cdot I / V$$

Cependant cette énergie nominale n'est pas totalement transmise aux pièces à souder. En effet, le soudage induit des pertes par rayonnement et par convection dans la colonne de gaz, ce qui a conduit à définir l'énergie dissipée dans un joint soudé bout à bout E_d comme étant :

$$E_d = E_\eta \cdot \eta$$

η étant un coefficient de rendement dépendant du type de procédé de soudage et des métaux à souder.

Pourtant cette énergie ne tient pas compte de la géométrie de l'assemblage à souder et plus particulièrement de la dissipation d'une partie de l'énergie nominale au travers de la matière. Afin de répondre à ce problème, il a été défini une énergie E_q équivalente par unité de longueur comme étant :

$$E_q = K \cdot E_d$$

K étant un coefficient qui dépend de la géométrie du joint.

La définition de ces énergies est utile. En effet, elles permettent de déterminer les paramètres de soudage et d'évaluer la soudabilité à partir d'essais.

Les métaux d'apport

Comme le soulignent R.D.STOUT [STO70], le choix du métal d'apport dépend des métaux à souder. Le critère de sélection est principalement mécanique ; on doit obtenir une charge à la rupture du métal d'apport après soudage équivalente à celle du métal de base affecté par la chaleur du soudage (dans la ZAT).

Le choix du métal d'apport peut aussi avoir une importance pour la formation des fissures de liquéfaction. Pour des alliages d'aluminium de la série 6000, G.GITTER et al [GIT92] ont observé une fissuration moins importante si on utilise, comme métal d'apport, l'alliage AlSi₅ plutôt que l'alliage AlMg₅. En effet, la fluidité du bain de fusion des alliages AlSi₅ est plus importante que celle des alliages AlMg₅. Ainsi, lorsque les joints de grain proches de la ligne de fusion fondent, l'alliage riche en silicium comble les vides intergranulaires, évitant ainsi, à la solidification, l'apparition de fissures. Ce phénomène s'appelle l'effet de mouillage.

Une étude similaire de G.BORST et al [BOR92] a prouvé que le fil de soudage en alliage AlSi₅ donne de meilleurs résultats en fatigue comparé au métal d'apport AlMg₅ surtout si les alliages d'aluminium de la série 6000 contiennent beaucoup de silicium.

Les gaz de protection

En général, l'argon est employé pour le soudage des alliages d'aluminium. Cependant de plus en plus d'entreprises utilisent des mélanges d'argon et d'hélium et même éventuellement de l'hélium pur.

Comme l'explique J.HINCHEN [HIN88], l'hélium possède une haute conductivité thermique qui permet d'augmenter la conduction de la chaleur entre l'arc et le métal à souder. Il est recommandé que le bout de l'électrode soit à 3mm au-dessus de la pièce à assembler pour augmenter l'absorption de la chaleur et produire ainsi une source thermique intense avec une grande efficacité de fusion du métal.

Les mélanges les plus courants sont :

- l'argon avec 25 % d'hélium (Astec 25)
- ou l'argon avec 30 % d'hélium (Astec 30).

L'hélium, en tant que gaz de protection, produit une soudure large et peu profonde. Par contre, l'argon tend à donner une relative profondeur et une soudure étroite mais il favorise

l'apparition de porosités. Ainsi, en combinant les propriétés de ces gaz, est-il possible d'optimiser les profils de pénétration et les largeurs des cordons de soudure. En général, on utilise l'argon pur pour souder des matériaux ayant des épaisseurs jusqu'à 6mm, le mélange Astec 30 jusqu'à 9mm et le mélange Astec 25 au-dessus de 9mm. Ce dernier mélange donne une grande stabilité de l'arc électrique à haute intensité et à haute vitesse de soudage, ce qui réduit ainsi la profondeur de pénétration ou augmente la largeur de la ZAT.

D'autres gaz ou mélanges gazeux ont été étudiés ; c'est le cas de l'azote pur et du mélange argon + azote. S.MUKAE et al [MUK92] ont établi les profils de dureté et les courbes de fatigue pour un alliage d'aluminium 5083H soudé en MIG avec différents gaz. Les résultats démontrent que les assemblages soudés sous la protection d'argon présentent une meilleure tenue en fatigue que les mêmes assemblages soudés sous la protection de l'azote. Les profils de dureté dans la soudure donnent un net avantage à l'emploi de l'azote par rapport à l'argon et au mélange argon + 25 % N₂. Ceci est dû à la création d'inclusions du type nitrure d'aluminium. De même, le mélange argon et azote crée une zone plus dure que l'argon seul. Par contre, lorsque le gaz de protection est de l'azote pur ou un mélange contenant de l'azote, les courbes de fatigue présentent une durée de vie à $2 \cdot 10^6$ cycles nettement inférieure à celle de l'assemblage soudé avec de l'argon pur.

Le choix des paramètres de soudage n'a qu'un but : obtenir une soudure présentant un minimum de défauts et ainsi une haute résistance mécanique [GRU96]. Afin d'obtenir ce niveau de résistance, les défauts doivent obéir à certains critères. L'ensemble de ces critères forme les normes de soudage des alliages d'aluminium.

Les défauts de soudage [WHA97]

La qualité d'une soudure passe toujours par la minimisation des défauts externes et internes. Dans le cas d'une utilisation statique, leur influence sur les propriétés mécaniques n'est pas toujours évidente. Par contre, en ce qui concerne les sollicitations en fatigue, on observe en général une nette baisse des durées de vie.

Dans les normes françaises enregistrées par l'AFNOR [2AF86], les joints soudés sont identifiés par classes correspondant chacune à des niveaux différents de sévérité de contrôle. La classe E est la plus sévère ; en effet, elle est réservée aux joints exécutés dans des ensembles auxquels on assigne une probabilité de défaillance pratiquement nulle. Ensuite,

viennent par ordre de sévérité moindre les classes 1, 2, 3, 4, 5. Ainsi, chacun des défauts doit être contrôlé afin de déterminer le niveau de propreté de la soudure.

Dans le cas de cette étude, les assemblages réalisés sont constitués de deux plats, de même épaisseurs, soudés bout à bout des deux côtés. Ce type de soudure peut présenter un certain nombre de défauts en surface (défauts externes) ou à l'intérieur (défauts internes).

Les défauts externes

Les défauts les plus facilement détectables sont évidemment des perturbations de la géométrie du cordon de soudure appelées défauts externes. Ils provoquent en général des concentrations de contraintes qui influencent considérablement le comportement en fatigue.

La figure n° II.1-(3) schématise les défauts d'alignement et de brisures locales. De tels défauts sont dangereux, car en général, ils induisent des contraintes parasites (flexion par exemple). Un moyen de les éviter est de brider l'assemblage lors du soudage.

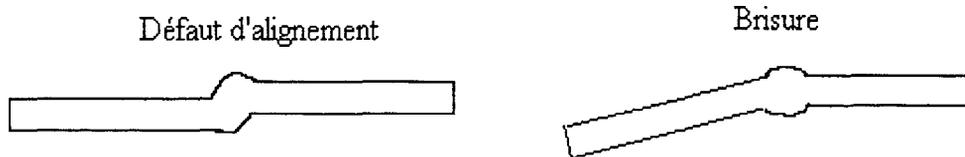


Figure n° II.1-(3) :
Défauts d'alignement et de brisures.



Figure n° II.1-(4) :
Géométrie du cordon de soudure.



Figure n° II.1-(5) :
Caniveau ou morsure d'arc.

La géométrie du cordon est aussi un paramètre important. Suivant sa hauteur et sa largeur, le cordon produit un effet d'entaille le long des rives, dans le cas où la soudure est plus épaisse que les tôles assemblées, et, dans le cas d'une épaisseur inférieure à celles des tôles assemblées, une forte contrainte s'exerce là où l'épaisseur est la moindre (cf. figure n° II.1-(4)). De plus, l'effet d'entaille peut être accentué par la présence de caniveaux ou de morsures d'arc au pied du cordon de soudure (cf. figure n° II.1-(5)). De tels défauts sont, en général, considérés comme des amorces de fissures. Ils peuvent être pris en compte dans l'évaluation des contraintes réelles appliquées à l'assemblage.

Comme l'expliquent S.BOMPART et al [BOM91], l'influence de la géométrie du cordon de soudure passe par la connaissance du facteur de concentration de contrainte K_t , qui n'est autre que le rapport de la contrainte maximale au pied du cordon sur la contrainte nominale calculée en résistance des matériaux. Un tel calcul est possible par une modélisation par éléments finis ou encore plus simplement par des formules analytiques et des mesures sur des macrographies (méthode utilisée par I.HUTHER [HUT96] sur des éprouvettes ou O.ÖRJASAETER et al [ÖRJ92] sur des assemblages de grande taille).

Les différents défauts externes sont plus ou moins tolérables suivant la classe de joint désirée. Les limites admissibles sont définies, pour chaque classe, par la norme AFNOR NFA 89-220 [2AF86].

Les défauts internes

La détection de ce type de défauts nécessite des examens radiographiques ou des techniques de ressuage pour les fissures débouchant à la surface. Ainsi, le manque de

pénétration et le manque de liaison sont visibles par radiographie ou par des méthodes ultrasonores (cf. figure n° II.1-(6)).

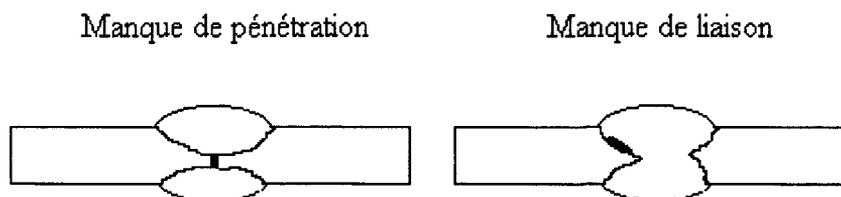


Figure n° II.1-(6) :

Manque de pénétration et de liaison.

Le manque de pénétration est assimilable à une fissure perpendiculaire au cordon de soudure. Suivant le type de sollicitation, l'influence du manque de pénétration sur la tenue en fatigue est plus ou moins marquée [JAN93]. Ce défaut est supprimé lorsque la technique et les paramètres de soudage sont adaptés à l'assemblage à réaliser. Le manque de liaison est une zone adjacente au cordon de soudure où il n'y a pas de liaison métallique ni de dilution entre le métal de base et le métal d'apport. Là encore, ce défaut doit être considéré comme une fissure. Il apparaît si la technique et les paramètres de soudage ne sont pas adaptés à la nature des alliages à assembler et au métal d'apport.

En 1970, A.D.L.RICHES [RIC70] a souligné l'importance des soufflures dans les soudures. En général, les principales inclusions sont du type gazeuses (pour le procédé de soudage MIG). Elles proviennent surtout de la formation de bulles d'hydrogène (l'hydrogène provenant de l'humidité de l'air). Le procédé de soudage MIG, grâce au gaz inerte, limite la création de soufflures. Ces défauts sont néfastes car ils tendent à s'aligner suivant les isothermes. La norme AFNOR donne des valeurs de sommes des diamètres de soufflures, pour une longueur donnée, suivant une épaisseur de tôle ou de profil, à ne pas dépasser.

Ainsi, il a été établi que les défauts dans les assemblages soudés en alliages d'aluminium sont la cause d'une diminution des caractéristiques mécaniques. Cette diminution peut encore s'accroître suivant la structure métallurgique présente dans les différentes zones de la soudure (métal soudé, ZAT, métal de base).

II-2) La métallurgie du soudage

Les objectifs de ce paragraphe sont de connaître l'influence du soudage sur les propriétés mécaniques, de mieux comprendre le phénomène de fissuration à chaud et ses effets, puis d'étudier d'un point de vue métallurgique le cordon de soudure.

L'influence du soudage sur les propriétés mécaniques

L'opération de soudage a plusieurs effets sur les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. Les causes principales en sont :

- la création d'une zone affectée thermiquement,
- l'introduction d'un champ de contraintes résiduelles de soudage,
- l'apparition de fissures.

❖ La zone affectée thermiquement (ZAT) [KOU86]

Le soudage de pièces en alliages d'aluminium ayant subi un traitement thermique ou un écrouissage n'est pas sans conséquences. En effet, la chaleur apportée provoque la dilution du métal d'apport avec une partie du métal de base au niveau du cordon de soudure et donne naissance, dans le métal de base, à une zone à caractéristiques mécaniques moindres (ZAT). Comme l'aluminium présente une bonne conductivité thermique, la largeur de la ZAT est importante (environ 20 mm). Cette zone affectée thermiquement se divise en deux sous-zones (cf. figure n° II.2-(1)) qui diffèrent par la nature des phénomènes métallurgiques qui s'y produisent. Ainsi, dans la bande de la ZAT la plus proche de la ligne de fusion, la température atteinte lors du cycle de soudage permet la dissolution partielle ou totale des phases β' et β'' . A la suite du refroidissement rapide de la soudure, cette bande subit alors un durcissement structural par vieillissement naturel. Par contre, dans la bande de la ZAT, où la température atteinte lors du soudage est moins élevée, les phases durcissantes grossissent, provoquant ainsi une diminution importante de la dureté. De ce fait, cette bande est celle qui présente les caractéristiques mécaniques les plus faibles [MIS97] [SOE87].

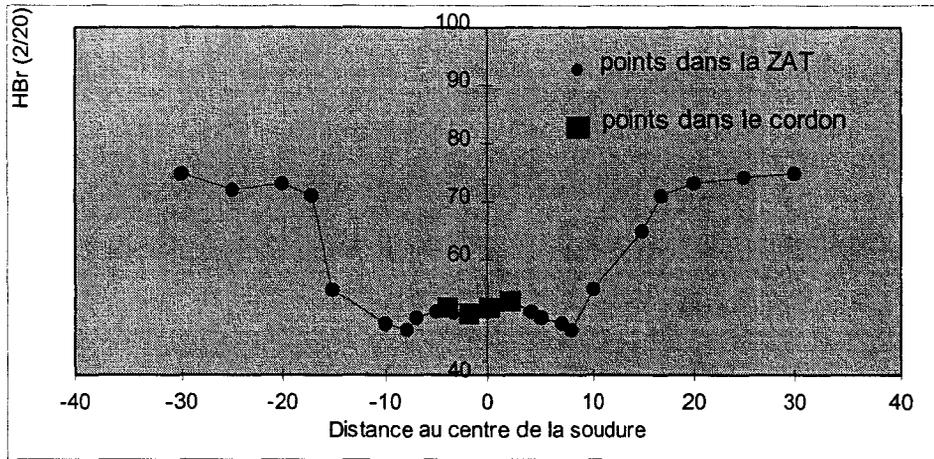


Figure n° II.2-(1) :

Profil de dureté d'une soudure bout à bout de deux plaques
En alliage 6063-T5 soudé avec le métal d'apport 4043.

Cette diminution des caractéristiques mécaniques n'est pas le seul phénomène métallurgique inhérent à l'opération de soudage. En effet, le soudage nécessite en général de brider les pièces à assembler. Après refroidissement du métal fondu, on observe en général l'apparition de contraintes résiduelles dont le niveau peut-être comparable à la limite d'élasticité.

❖ Les contraintes résiduelles de soudage

On appelle contraintes résiduelles, les contraintes qui existent dans une pièce libre de sollicitation extérieure. On distingue les contraintes du premier ordre qui provoquent dans la pièce des déformations à l'échelle macroscopique et les contraintes du deuxième et troisième ordres qui entraînent des micro déformations, respectivement à l'échelle du grain et au niveau de l'édifice cristallin. Ce sont surtout les contraintes du premier ordre qui intéressent la tenue en fatigue.

Le soudage fait subir un traitement thermique localisé aux matériaux de base. De plus le gradient thermique inhérent à l'opération de soudage conduit à des dilatations du métal qui varient d'un point à l'autre des zones chauffées et produisent des conditions variables de bridage, d'où un champ de contraintes résiduelles. Dans les années 1980, F.GATTO et al [GAT79] ont étudié la répartition des contraintes résiduelles sur des assemblages en alliages d'aluminium présentant des soudures d'angles et des soudures bout à bout. Ils ont mesuré les déformations à l'aide d'un extensomètre mécanique et en ont déduit les contraintes résiduelles.

Dans tous les cas, la soudure correspond à une zone de traction compensée un peu plus loin dans le métal de base par une zone de compression. Cette constatation générale se comprend bien, car le cordon de soudure se contracte (thermiquement) depuis le point de fusion alors que les pièces assemblées n'atteignent que des températures plus basses. Plus tard, S.BOMPART et al [BOM91] ont montré que le niveau des contraintes résiduelles influence la tenue en fatigue pour un nombre de cycles supérieur à cent mille. De plus selon D.ALBERT et al [ALB91], un grenailage de précontrainte est un bon moyen de limiter le niveau des contraintes résiduelles et ainsi d'améliorer la durée de vie des assemblages soudés.

❖ Les fissures

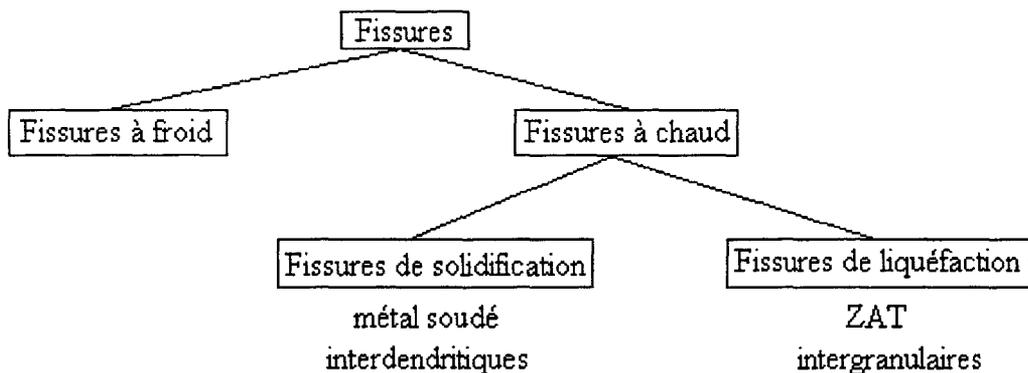


Figure n° II.2-(2) :

Types de fissures

Comme le soulignent R.GITTER et al [GIT92], le comportement en fatigue d'assemblages soudés est également conditionné par la présence de fissures. Les types de fissures observables sont résumés sur la figure n° II.2-(2). Il en existe deux types, les fissures à chaud résultant d'un gradient de température inhérent au soudage et les fissures à froid provenant de défauts géométriques ou micro géométriques (et étant pratiquement indépendantes de l'état métallurgique).

Dans la suite de ce chapitre, seuls les phénomènes de fissuration à chaud et la métallurgie du cordon de soudure sont abordés.

Les phénomènes de fissuration à chaud

Comme il a été souligné auparavant, il existe deux types de fissures à chaud ; les fissures de liquéfaction et les fissures de solidification.

❖ Les fissures de liquéfaction

Au niveau des joints de grains, la présence d'une concentration en éléments d'alliage réduit la température du solidus. Ainsi, lors d'une élévation de température, il existe une zone où seuls les joints de grains fondent, provoquant ainsi une augmentation de volume par déplacement des grains adjacents. Lors du refroidissement, la solidification donne lieu à des volumes vides de matière. Ces espaces sont des sites privilégiés pour l'amorçage de fissures intergranulaires dites de liquéfaction. On les trouve dans la ZAT et principalement au niveau des joints de grains adjacents à la ligne de fusion.

Lors de la conférence internationale sur le soudage de l'aluminium de 1992, R. GITTER et al [GIT92] suggèrent que le gradient de température, la taille et l'orientation des grains, influent sur l'apparition de ce type de fissures. Ainsi, une étude de P.SCHWELLINGER et al [SCH93], sur un alliage d'aluminium AlMgSi₁, a permis de mettre en évidence que le risque de décohésion intergranulaire diminue avec la taille de grain. De plus, W.SCHÖNHERR et al [SCH92] montrent que la fissuration de liquéfaction dépend de la nature des métaux de base. Sur des assemblages soudés de type T, les essais ont permis de mettre en évidence que l'alliage AlMgSi₁ a une tendance à fissurer deux fois moins importante que l'alliage AlMgSi_{0,5}. Des essais de fatigue ont été réalisés sur les deux alliages suivant deux chargements différents (cf. figure n° II.2-(3)). Les fissures de liquéfaction réduisent considérablement la durée de vie en fatigue quand elles se trouvent dans les zones de fortes contraintes (cas du test 2). De ce fait, les assemblages soudés d'alliage AlMgSi₁, chargés suivant la configuration du test 2, présentent une durée de vie plus importante que les mêmes assemblages soudés d'alliage AlMgSi_{0,5}. Les essais dans la configuration du test 1, quant à eux, n'ont pas révélé de différence importante de tenue en fatigue entre les deux alliages car les fissures de fatigue se sont propagées dans le métal soudé.

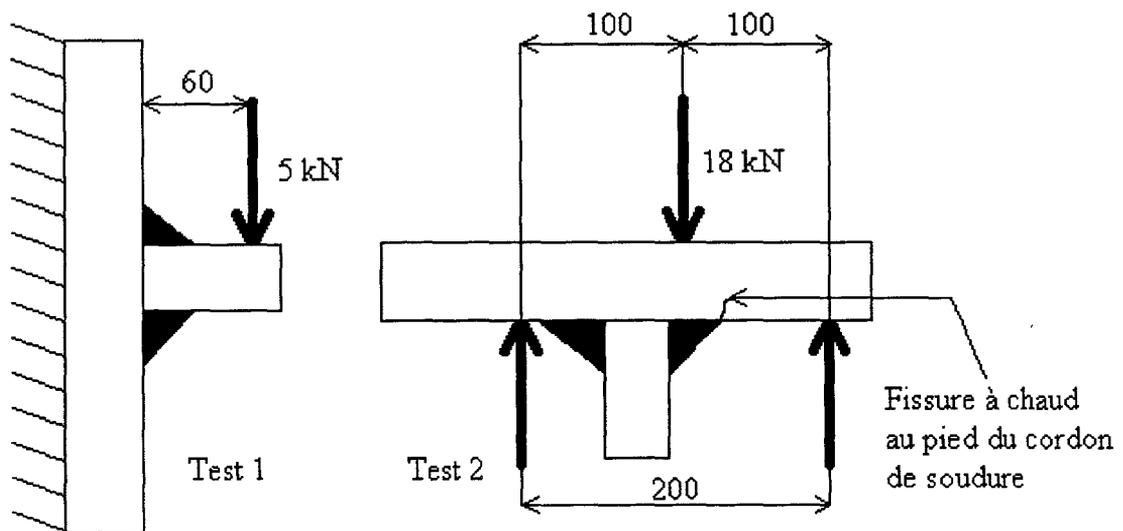


Figure n° II.2-(3) :
Assemblage soudé en T

Une étude de K.KATOH et al [KAT87], sur des alliages d'aluminium de la série 6000, montre que la longueur maximum des fissures de liquéfaction L_{\max} est une fonction linéaire de la teneur en éléments d'alliage et de la chaleur apportée par le soudage. Une régression analytique multiple donne le résultat suivant :

$$L_{\max} = -462,6 + 0,308.Q + 38,31.Cu + 840,3.Mg - 3016.Mn + 1020.Si - 8615.Cr - 1895.V$$

Q est en kJ/cm et les éléments sont en pourcentage massique.

❖ Fissure de solidification

La fissuration de solidification est un phénomène qui se produit dans le métal fondu lorsque la solidification a progressé jusqu'à ce que la continuité entre des cristaux adjacents soit devenue telle que le refroidissement ultérieur et le retrait créent des contraintes de traction. S'il reste un intervalle appréciable de température jusqu'à l'achèvement de la solidification, la contraction thermique accompagnant la chute de température peut entraîner la fissuration.

Dans une étude récente, K.NAKATA et al [NAK95] démontrent que la susceptibilité à la fissuration croît avec la taille de grain et l'angle dièdre (cf. figure n° II.2-(4)). La valeur de cet angle provient de la mesure, sur des micrographies, d'une centaine d'angles représentatifs

d'ouvertures aux joints de grains comblées par du produit eutectique. Ces mesures sont reportées sur une courbe cumulative dont est déduit l'angle dièdre, comme étant la valeur pour laquelle on trouve 50 % d'angles mesurés plus grand (ou plus petit).

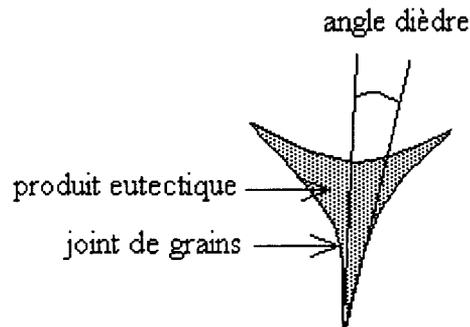


Figure n° II.2-(4) :
Angle dièdre

La métallurgie du cordon de soudure

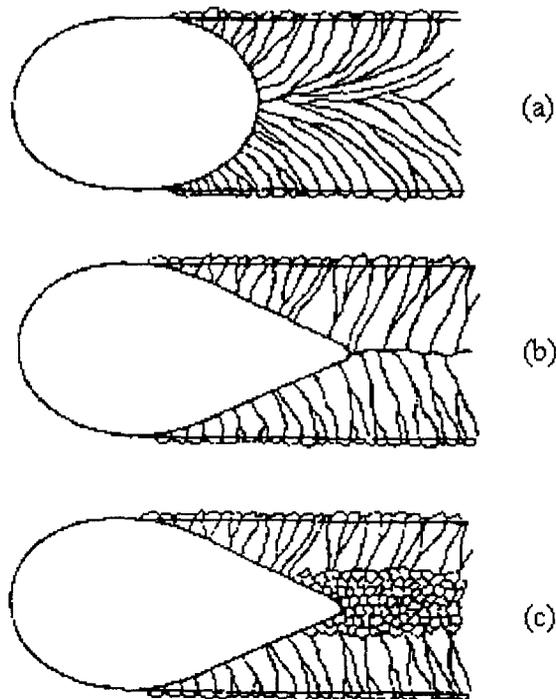
Lorsque l'on soude des alliages d'aluminium industriels, avec un fort apport de chaleur et une grande vitesse, il peut se produire un phénomène d'affinement des grains dans le métal fondu (cf. figure n° II.2-(5)). La nucléation de grains plus petits a lieu de part et d'autre de la ligne centrale du cordon de soudure (cf. figure n° II.2-(5).c). D'après les études sur la susceptibilité aux fissures de solidification, il est évident que ce changement de structure de grain non seulement réduit les risques de fissuration à chaud dans le métal fondu, mais augmente les propriétés mécaniques et plus particulièrement la durée de vie en fatigue. D'après une étude menée par S.KOU et al [KOU88], la présence de titane ou de zirconium [DVO91] favorise la formation des grains équiaxes. Mais cet élément ne suffit pas pour créer un affinement des grains. En effet, il faut aussi une faible valeur du rapport G/R où R est le taux de croissance du front de solidification macroscopique et G le gradient thermique défini par les relations suivantes :

$$G=(dT/dt).(1/u)=dT/dx \quad \text{et} \quad R=dX/dt$$

u étant la vitesse de soudage.

Dans ce paragraphe, l'accent a été mis sur la complexité des phénomènes métallurgiques intervenant lors de l'opération de soudage. En général, ces phénomènes sont difficiles à prédire. Cependant ils ont une influence non négligeable sur le comportement

mécanique de l'assemblage soudé. Aussi, pour éviter tout abaissement des caractéristiques mécaniques, est-il nécessaire de pratiquer des essais de soudabilité ou d'utiliser des techniques de modélisation.



Effets des paramètres de soudage sur la structure des grains

- (a) faible chaleur et vitesse
- (b) chaleur et vitesse importante sans nucléation
- (c) chaleur et vitesse importante avec nucléation

Figure n° II.2-(5) :

Effet des paramètres de soudage et de phases contenant du titane.

II-3) Modélisation de la métallurgie du soudage

Le cas des alliages Al-Mg-Si

La modélisation ou la compréhension de la métallurgie du soudage des alliages d'aluminium de la série 6000 est particulièrement difficile. Elle commence d'abord par l'évaluation du cycle thermique imposé aux alliages lors de l'opération de soudage. Généralement l'équation de FOURIER traduit de façon convenable ce phénomène.

$$\frac{dT}{dt} - K \cdot \Delta^2 T = 0$$

T représente la température, t le temps et K la diffusivité thermique du matériau.

De plus, par souci de simplification, il est courant de supposer que les isothermes sont parallèles au cordon de soudure et que les transferts de chaleur se font principalement par conduction. En effet, les échanges de chaleur par convection et rayonnement sont beaucoup plus lents que ceux par conduction. En remarquant que la principale diminution des caractéristiques mécaniques provient du sur vieillissement de l'alliage (bande la plus adoucie de la ZAT), il devient alors possible de simuler le cycle thermique par celui présenté sur la figure n° II.3-(1). Les paramètres t_x , t_e , T_x , et T_e sont alors ajustés pour obtenir la dureté de la zone à simuler [GIM88].

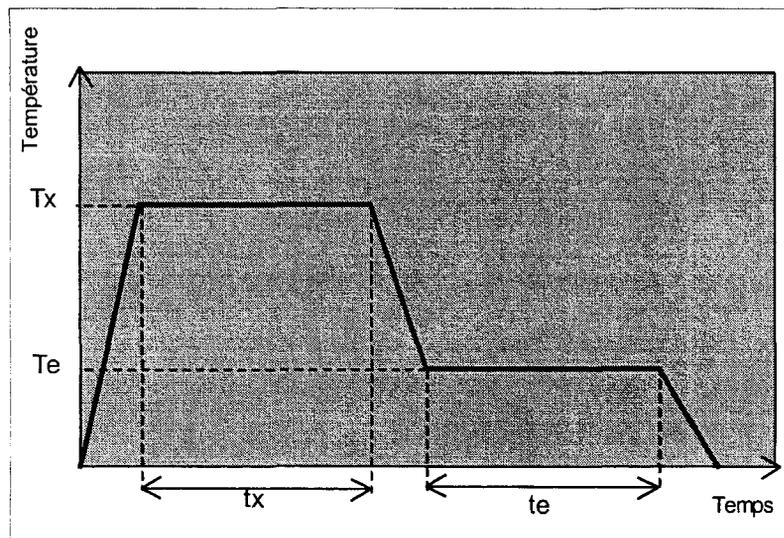


Figure n° II.3-(1) :
Cycle de soudage simulé

Comme l'explique V.MALIN [MAL95], les alliages Al-Mg-Si ont des diagrammes d'équilibre de phases ternaires, mais l'addition d'éléments supplémentaires (Cu et Cr par exemple) donne lieu à des phases quaternaires. Cependant certains alliages, comme l'alliage d'aluminium 6061 T6 ou 6082 T6, doivent, en grande partie, leurs propriétés mécaniques à la présence de précipités très fins du type β'' (Mg_2Si). Il est donc possible d'expliquer les changements de structure dans la ZAT et le métal fondu, à l'aide du diagramme pseudo binaire Al-Mg₂Si présenté à la figure n° II.3-(2). Une telle simplification permet de relier les mesures de dureté aux changements d'état métallurgique lors du soudage quand on connaît le cycle thermique en chaque point étudié.

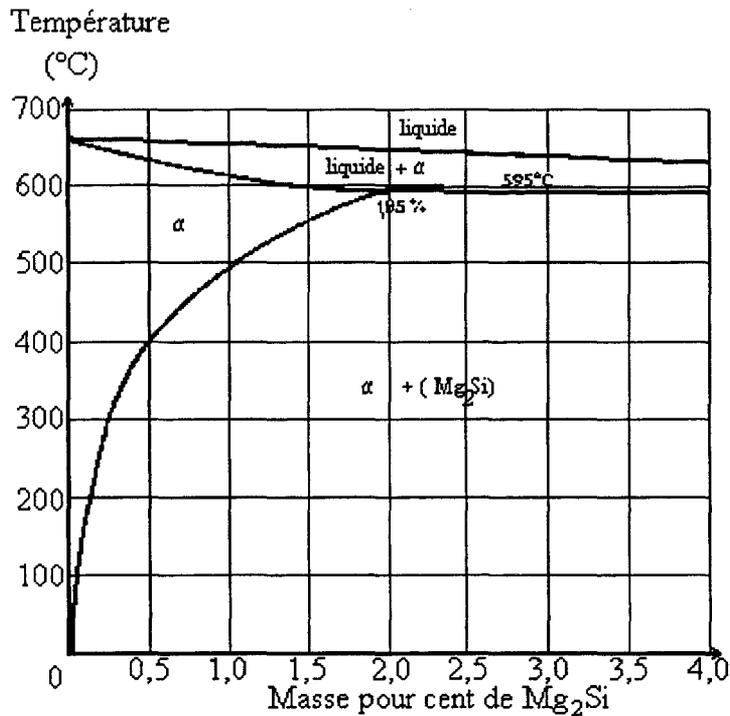


Figure n° II.3-(2) :
diagramme pseudo binaire Al-Mg₂Si

La démarche inverse est possible, mais moins aisée. O.GRONG et al [MYH91] ont développé un modèle de mécanisme global pour la stabilité micro structurale des alliages d'aluminium 6082T6 aux températures élevées. Le modèle est composé d'éléments dérivés de la thermodynamique, de la théorie cinétique et de la mécanique des dislocations simples. Il permet des prévisions sur la répartition de la dureté après réchauffage et vieillissement naturel ultérieur du métal de base pour une large gamme de conditions de traitements thermiques. L'application d'un tel modèle, aux problèmes du soudage, permet alors de prévoir les pertes de résistance mécanique (diminution de la dureté) dans la zone affectée thermiquement, mais aussi d'établir l'influence relative des variables de soudage sur ces pertes [GRO91] [GRO93]. Ainsi il a été montré que la dureté de la zone la plus adoucie de la ZAT ne dépend pas des paramètres de soudage.

En outre, Z. FENG [FENG94] a développé une méthode de calcul par éléments finis, afin de modéliser les effets des processus de solidification dans le cordon de soudure. Un modèle de croissance de grains dendritiques microscopiques a été incorporé au modèle thermique pour permettre une meilleure connaissance du champ de température dans le bain

de fusion. Ainsi, avec ce modèle, il est possible de connaître les déformations dans le bain de fusion, le changement de température et les contractions liées à la solidification. A partir de ces données, les risques d'apparitions des fissures de solidification pendant le soudage peuvent être établis

Comparaison au cas d'un alliage binaire Al-Mg

L'étude et la prédiction des microstructures des alliages d'aluminium de la série 5000 est plus facile que celles des alliages de la série 6000. Les raisons principales en sont que le diagramme d'équilibre des alliages Al-Mg est binaire (cf. figure n° II.3-(3)) et que ces alliages dits non trempants obtiennent leurs caractéristiques mécaniques par déformation à froid. Ainsi, C.E.CROSS et al [CRO87] montrent qu'au niveau des soudures d'alliages binaires, des prédictions qualitatives de l'espace dendritique, basées sur un modèle relativement simple, prévoient la distribution des structures dans le métal fondu.

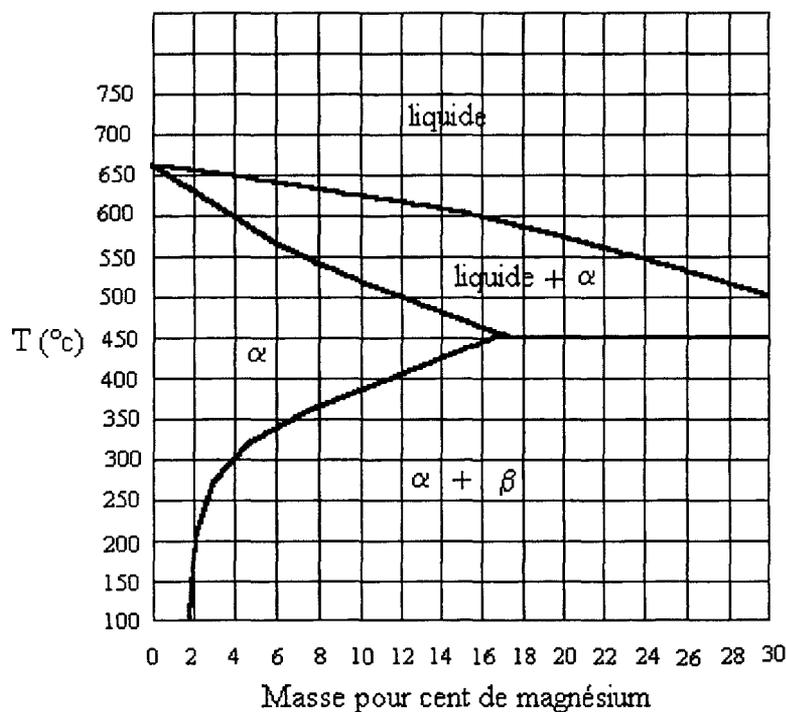


Figure n° II.3-(3) :
Diagramme d'équilibre Al-Mg

L'étude des modèles précédents montre que les hypothèses sont restrictives et sont dépassées quand on les applique au cas du soudage d'alliages d'aluminium industriels. Ainsi, dans l'industrie, les essais de soudabilité et les essais mécaniques sont-ils encore utilisés pour valider la résistance mécanique d'un assemblage soudé.

III) Comportement en fatigue des alliages et de leurs assemblages soudés

Après avoir rappelé ce qu'est le phénomène de fatigue, un intérêt tout particulier sera porté au comportement en fatigue des alliages d'aluminium de la série 6000 et de leurs assemblages soudés.

III-1) Généralités sur le phénomène de fatigue

En général, une pièce ou une structure mécanique est soumise, durant son fonctionnement normal, à un certain nombre de sollicitations de causes variables. Ces sollicitations se traduisent le plus souvent par des variations cycliques de contraintes. Depuis fort longtemps, il a été observé que ce type de sollicitations peut causer la ruine de la structure même si les contraintes appliquées sont inférieures à la charge à la rupture ou à la limite d'élasticité.

Le phénomène de fatigue

Généralement, la ruine en service d'une structure est liée à un phénomène de fatigue du matériau. Ce phénomène se développe lentement dans le temps, sans modifications macroscopiques apparentes de la structure et dans des zones le plus souvent inaccessibles mais particulièrement sujettes à cet endommagement de par leur conception.

La rupture en fatigue comprend trois périodes d'importances variables :

- une période de germination (ou d'amorçage) de micro fissures,
- une période de propagation des fissures,
- la rupture brutale.

L'importance de ces trois périodes dépend de la nature du matériau mais aussi du type de sollicitations qui lui sont appliquées

La phase d'amorçage

Dès les premiers cycles de déformation, il apparaît à la surface du métal des bandes de glissement qui ne se différencient guère de celles obtenues par déformation plastique de métal. Les différences apparaissent si on poursuit la déformation par fatigue : les bandes de glissement se multiplient et se renforcent (bandes persistantes). A la surface, ces bandes de glissement persistantes forment des intrusions, des extrusions ou même des pores. Les irrégularités de surface, ainsi formées ou déjà présentes dans la pièce engendrent des concentrations de contrainte qui sont à la base de la formation de microfissures.

La phase de propagation

Cette phase peut être décomposée en deux temps :

- D'abord plusieurs micro fissures se propagent en suivant les bandes de glissement dans lesquelles elles sont nées (elles restent approximativement parallèles au plan de scission maximale). A ce stade, leur vitesse de propagation reste très faible. De plus la longueur de ces micro fissures ne dépasse jamais celle de quelques diamètres de grain.
- Ensuite, comme le champ de contraintes évolue lorsque l'on pénètre à l'intérieur de la pièce, une des micro fissures va quitter le plan de scission maximale pour suivre le plan de la contrainte de tension maximale. Suite à ce phénomène, un effet de décharge va stopper la propagation des autres micro fissures. C'est dans cette phase qu'il faut normalement intervenir pour changer la pièce incriminée et éviter ainsi la ruine catastrophique.

La phase de rupture brutale

La fissure réduit la section soumise à l'effort et augmente ainsi la contrainte jusqu'à dépassement de la charge à la rupture et rupture brutale.

La méthodologie expérimentale

En service ou au cours d'essais en laboratoire, les variations de contraintes sont des fonctions du temps. Généralement, au cours d'essais de fatigue en laboratoire, la contrainte

appliquée varie suivant une fonction approximativement sinusoïdale pour des raisons de commodité dans le traitement des résultats des essais.

Lors des essais de fatigue, plusieurs résultats intéressants peuvent être déduits ; la limite d'endurance qui est la contrainte moyenne pour laquelle il est constaté 50 % de rupture après un nombre de cycles fini, ou encore la vitesse de propagation de la fissure de fatigue. Parmi les essais d'endurance, plusieurs types sont à distinguer :

- les essais dans le domaine d'endurance ou des grandes durées de vie,
- les essais dans le domaine de la fatigue oligocyclique, correspondant à des nombres de cycles à rupture faibles par suite d'une déformation plastique de la pièce.

Le mode de sollicitation peut aussi varier suivant ce que l'on recherche. On distingue ainsi :

- les essais de flexion plane où toutes les fibres à la même distance de la fibre neutre sont simultanément dans le même état de traction ou de compression,
- les essais de flexion rotative où toutes les fibres (sauf la neutre) sont successivement tendues puis comprimées, la valeur de la contrainte exercée sur chaque fibre variant linéairement avec sa distance à la surface,
- les essais sous effort axial où la contrainte est constante dans toute la section droite,
- les essais de torsion ou les essais sous contraintes combinées.

Le choix de la forme et de la taille de l'éprouvette varie alors avec le mode de sollicitation que l'on veut appliquer mais aussi avec la forme et les dimensions initiales de la pièce à tester.

La détermination expérimentale des caractéristiques mécaniques en fatigue d'un matériau (limite d'endurance et durée de vie) est conditionnée par la dispersion inhérente au phénomène de fatigue. Il est alors nécessaire de mettre en œuvre des méthodes statistiques qui permettent soit d'estimer la limite d'endurance à N cycles avec son écart type, soit de tracer la courbe de WÖHLER moyenne à 50 % de chance de rupture.

La propagation des fissures de fatigue [LEM88]

En général, les essais qui permettent de tracer la courbe de WÖHLER d'un matériau sont différents de ceux nécessaires à l'estimation des vitesses de propagation d'une fissure de fatigue. Le suivi d'une fissure est du domaine de la mécanique de la rupture.

Les contraintes, au voisinage d'une fissure, au cours d'un cycle de fatigue, sont déterminées dès que l'on connaît la valeur minimum et maximum du facteur d'intensité de contrainte K (qui dépend de la charge appliquée, de la forme de l'éprouvette et du type de fissure) au cours de ce cycle. Ainsi, la vitesse de fissuration est une fonction de ces deux paramètres :

$$\frac{da}{dN} = f(K_{\min}, K_{\max})$$

Si l'on pose, alors, $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ et $R = K_{\min} / K_{\max}$

Avec ΔK étant la variation du facteur d'intensité de contrainte K au cours d'un cycle de fatigue et R le rapport des charges minimale et maximale alors :

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R)$$

En 1962, PARIS propose pour les matériaux métalliques soumis à un programme de charge simple, c'est à dire R constant, la loi puissance suivante :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m$$

avec C et m deux constantes qui dépendent du matériau.

En général, m est compris entre 2 et 8 pour les matériaux métalliques.

III-2) Tenue en fatigue des alliages d'aluminium

Ce chapitre montre que les alliages d'aluminium présentent des comportements en fatigue bien particuliers qui dépendent de la nature de l'alliage et obligent les bureaux d'études à utiliser des codes de calculs de la durée de vie en fatigue bien spécifiques.

Introduction

Les courbes de WÖHLER des alliages d'aluminium présentent des caractéristiques différentes de celles des aciers. Ainsi, contrairement à la plupart des aciers, il est difficile de définir une véritable asymptote aux courbes de WÖHLER des alliages d'aluminium. De plus, le coude qui est très marqué pour les courbes de WÖHLER des aciers devient pratiquement indéfinissable pour celles des alliages d'aluminium.

Ces résultats ont contraint les bureaux de recherche à utiliser, pour les alliages d'aluminium, non pas une limite d'endurance, mais une limite de fatigue pour un nombre de cycles donné. Ainsi, sur les alliages d'aluminium de la série 6000, l'expérience a montré que le rapport entre la limite de fatigue à 10^7 cycles (en contraintes alternées) et la charge à la rupture varie entre 0,25 et 0,35. De plus, d'une façon générale, ce rapport diminue lorsque la charge à la rupture du métal augmente. Le tableau n° III.2-[1] montre, pour divers alliages d'aluminium, le lien entre la charge à la rupture et la limite de fatigue.

Cependant, ce rapport de la limite d'endurance à 10^7 cycles sur la charge à la rupture peut varier de façon notable. En effet, il dépend fortement de l'état de surface du matériau. Comme l'ont montré, M.STUCKY et al [STU96], la rugosité et les contraintes résiduelles présentes au niveau de la surface d'une pièce en alliage d'aluminium ont un effet direct sur la durée de vie en fatigue, principalement lorsque les contraintes appliquées sont importantes. Ainsi, pour évaluer, la durée de vie en fatigue d'un alliage d'aluminium, est-il obligatoire d'exiger un usinage soigné et de proscrire les rectifications.

Alliage	état	Rm	Rp _{0,2}	A%	Limite d'endurance σ_f à 10^7 cycles	σ_f/R_m
2014	T6	483	414	13	125	0,25
5083	H116	317	228	16	160	0,50
6082	T6	315	280	12	102	0,32
7075	T6	570	460	11	160	0,28

Tableau n° III.2-[1] :

Caractéristiques mécaniques de plusieurs alliages d'aluminium.

D'autres facteurs conditionnent l'amorçage des fissures de fatigue et la limite de fatigue. Ainsi, pour des alliages d'aluminium appartenant à la nuance 2014-T6 et filés, il a été démontré que l'état structural est important. En effet, la limite de fatigue à 10^8 cycles (en flexion rotative sur des éprouvettes prélevées dans le sens du filage), pour un tel alliage, peut

passer de 147 MPa si l'alliage présente une structure recristallisée, à 176 MPa si l'alliage présente un effet de presse (structure non recristallisée).

Le prochain chapitre précise le rôle de la métallurgie des alliages d'aluminium de la série 6000 sur la tenue en fatigue. Un intérêt tout particulier a été porté au rôle des phases dispersées contenant du manganèse et du chrome.

Amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium

L'amorçage d'une fissure de fatigue nécessite que certaines zones du matériau se déforment dans le domaine plastique. Cette déformation plastique provient alors de concentrations locales de contraintes qui peuvent être engendrées par plusieurs types d'irrégularités physiques [BAT80] :

- les défauts présents à la surface [WOO58] [LUB96],
- les inclusions,
- les joints de grains.

Le va et vient des dislocations dans des bandes de glissements persistantes produit, au niveau des sites de nucléation précédemment cités, des intrusions – extrusions conduisant à l'apparition de micro - fissures. Ainsi, sur des alliages d'aluminium 2024 T3, B. XIN [XIN98] a montré que les bandes de glissement et les inclusions cassées jouent un rôle important dans le processus d'amorçage des fissures de fatigue. En effet, une micro – fissure peut s'amorcer lorsque :

- une inclusion casse suivant une direction proche de la direction des bandes de glissement,
- la cassure d'une inclusion se trouve sur un joint de grain,
- il y a plusieurs inclusions cassées qui sont peu distantes.

Des résultats similaires ont été obtenus par G. PETTON [PET95] sur des alliages d'aluminium 7010 ou J.R. DEFORGES [DEF96] sur des alliages 7075 T7351 et des alliages 2024 T351. Ils ont montré que les causes principales de l'amorçage des fissures de fatigue proviennent de la rupture de composés intermétalliques riches en fer et proches de la surface, voire à la surface de l'échantillon.

Propagation des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium

Comme le souligne G. PETTON [PET95], sur des alliages 7010, la propagation se fait macroscopiquement en mode I, c'est à dire que le plan de fissure est perpendiculaire à l'axe de traction. Cependant, microscopiquement tous les chemins sont possibles : intergranulaire et intragranulaire dans les grains recristallisés ou non. Il semble pourtant que la taille des grains recristallisés ait une influence sur le trajet suivi par la fissure de fatigue : les fissures ont tendance à passer au travers des grains les plus gros et à contourner intergranulairement les petits grains.

Influence des phases contenant du Mn ou Cr

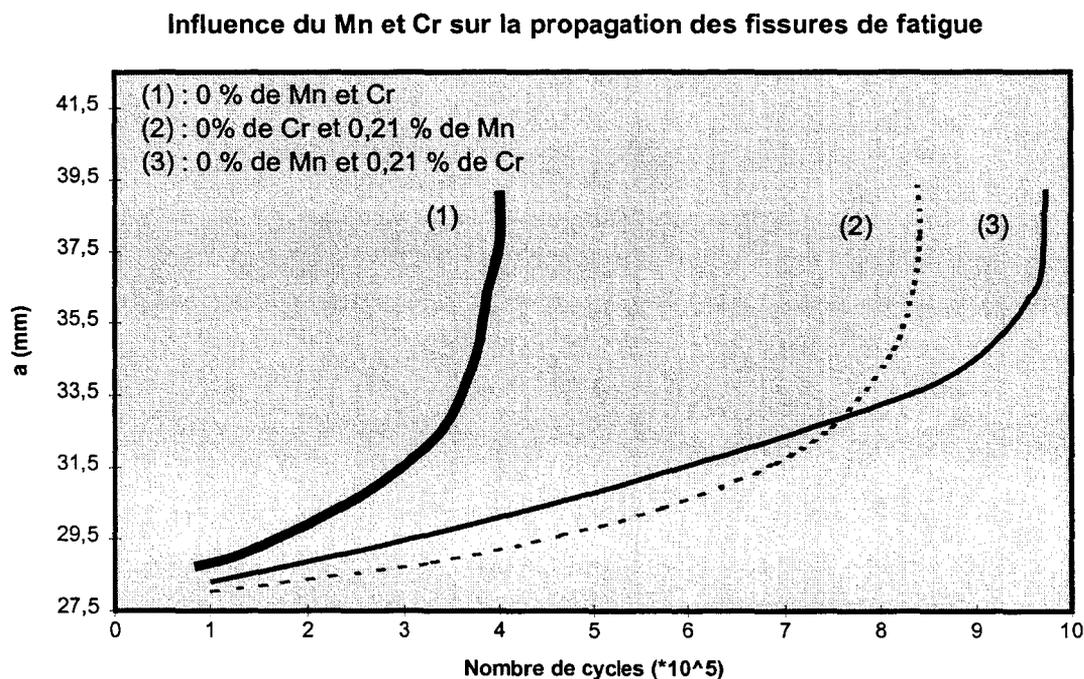


Figure n° III.2-(1) :

Influence du Mn et Cr sur la propagation des fissures de fatigue.

Il a été indiqué dans la première partie [ZHU96] que les précipités contenant du manganèse et du chrome (sous forme de précipités grossiers et de phases dispersées) influent fortement sur la cinématique de recristallisation dans les alliages de la série 6000 et que les phases dispersées homogénéisent la déformation, augmentant la ductilité de l'alliage et permettant d'obtenir un faciès de rupture ductile (alors qu'en leur absence le faciès de rupture est intergranulaire). Certaines observations montrent que ces phases influent sur le

comportement en fatigue des alliages. Il a été établi que la vitesse de propagation des fissures de fatigue décroît quand le volume des phases dispersées augmente (cf. figure n° III.2-(1)), mais aussi que la fissure de fatigue se propage au niveau des joints de grains lorsque l'alliage ne contient pas ces phases [RAY78]. Le mécanisme de propagation des fissures de fatigue semble être identique à celui obtenu lors des essais statiques. Les phases dispersées, contenant du manganèse et du chrome, permettent de diminuer les concentrations de contraintes, là où les bandes de glissement interagissent avec les joints de grains. De ce fait, la création des vides ne se produit plus de façon préférentielle sur les précipités présents aux joints de grains, mais sur les précipités présents dans les grains. En outre, il semble que les particules contenant du manganèse et du chrome n'agissent pas sur le processus d'amorçage des fissures de fatigue.

Calcul de la durée de vie en fatigue d'une structure.

En 1985, l'industrie européenne de l'aluminium, dans le cadre de la recherche scientifique et technique, a mis en place un projet de recherche intitulé [BOM91] : « comportement en fatigue des pièces et des assemblages vraie grandeur en alliage d'aluminium ». De cette étude, il ressort que le comportement en fatigue de pièces en aluminium, pour des nombres de cycles supérieurs à 10^5 est :

- indépendant de la nature de l'alliage pour les pièces réalisées en alliage 5000 ou 6000,
- dépendant du rapport de chargement $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$.

Une classification des pièces a ainsi été établie par une estimation de la durée de vie moyenne de chaque type de pièces. Chaque classe ainsi définie se différencie des autres uniquement par la nature de l'alliage (7020 ou 5000 et 6000) et la géométrie des pièces. Alors chaque durée de vie probable à 97,5% est donnée par une courbe variation de contraintes/nombre de cycles. Ces travaux ont été repris et complétés par l'établissement des recommandations de la convention européenne des constructions métalliques (CECM). Ces résultats sont présentés dans un code de calculs intitulé : « recommandations pour le calcul en fatigue de structures en alliages d'aluminium » [ECC92] (cf. figure n°III.2-(2)). Ainsi, la plupart des constructeurs de structures en alliages d'aluminium utilisent ce code de calculs. Cependant, il est évident que les limites de fatigue données dans ce code sont des valeurs de

sécurité. Elles ne tiennent pas compte des augmentations possibles de la durée de vie en fatigue liées à la métallurgie de l'alliage.

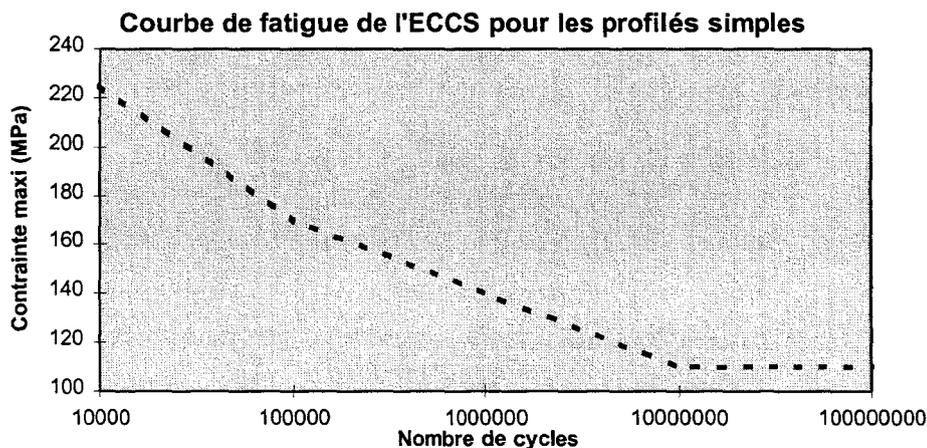


Figure n° III.2-(2) :

Courbe de fatigue CECM pour un profilé simple.

L.COTTIGNIES et al [COT96] ont montré que la résistance à la fatigue, pour des alliages de la série 6000, d'éprouvettes de fatigue et de poutres en I est pratiquement identique (1% de différence). Pour les deux assemblages, le phénomène de propagation de la fissure représente 40% de la durée de vie.

III-3) Tenue en fatigue des assemblages soudés.

Les calculs statiques sur des assemblages soudés en alliage d'aluminium sont différents de ceux sur des assemblages soudés en acier, car les mécanismes métallurgiques intervenant lors du soudage ne sont pas identiques dans les aciers et les alliages d'aluminium [BRA91]. Ces différences métallurgiques s'accroissent encore lorsque ces assemblages soudés sont soumis à des sollicitations cycliques. Ainsi, les calculs en fatigue des structures soudées en alliages d'aluminium nécessitent-elles une attention particulière et des règles différentes de celles des aciers [MAD92].

Ce paragraphe établit l'influence de paramètres prépondérants sur la tenue en fatigue d'assemblages soudés en alliages d'aluminium.

Comparaison de la tenue en fatigue de pièces et d'éprouvettes

Pour un assemblage soudé en vraie grandeur, le comportement en fatigue est influencé par l'état de surface des matériaux de base, mais aussi par les défauts géométriques d'assemblage ou de fabrication des matériaux de base qui créent des concentrations de contraintes. Les codes de calculs considèrent que les assemblages soudés ont une durée de vie en fatigue indépendante de la nuance de l'alliage (pour les alliages d'aluminium de la série 5000 et 6000). Par contre, ils supposent que le rapport $R\left(\frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}\right)$, la qualité de la soudure, le niveau des contraintes résiduelles et la géométrie du cordon de soudure modifient le comportement en fatigue [BOM91].

Certaines de ces hypothèses ont été vérifiées expérimentalement. Ainsi P.KONSTANTINOS et al [KON88] montrent que contrairement aux éprouvettes de laboratoire, les pièces soudées en alliages d'aluminium présentent une durée de vie en fatigue indépendante de l'alliage (les essais ont été réalisés sur deux alliages ; AlZn_{4,5}Mg et AlMg_{4,5}Mn). De plus la durée de vie en fatigue de ces assemblages grandeurs réelles est nettement inférieure à celle que présentent les éprouvettes de laboratoire. Des résultats similaires ont été obtenus pour des alliages 6082. La différence de tenue à la fatigue, entre assemblage soudé et éprouvette soudée de laboratoire a été estimée entre 10 et 30 % [COT96].

Cette différence de tenue en fatigue provient de contraintes résiduelles présentes dans les profilés [ÖRJ92] et de la différence de micro géométrie du cordon de soudure entre les éprouvettes de laboratoire et les pièces réelles [MEN92].

Rôle des contraintes résiduelles et de la nature des sollicitations

Dans la littérature, les résultats indiquent des effets du rapport R et des contraintes résiduelles de soudage souvent contradictoires sur la tenue en fatigue d'assemblages soudés [LIE88].

La propagation des fissures est très influencée par le rapport R et le niveau des contraintes résiduelles. Ainsi, il a été observé que suivant la taille des éprouvettes soudées et

suivant le chargement, la vitesse de propagation des fissures de fatigue varie [RAG90]. Ces variations de vitesse sont dues au champ des contraintes résiduelles de soudage présent dans les éprouvettes. Une accélération de la fissuration est reliée à des contraintes résiduelles de traction perpendiculaires à la fissure, alors qu'un ralentissement correspond à des contraintes de compression [GRA92].

L'application des méthodes de parachèvement peut permettre d'améliorer les caractéristiques mécaniques de fatigue des assemblages soudés, soit en faisant apparaître une phase d'amorçage (élimination des défauts aigus dans les zones fortement sollicitées), soit en ralentissant les premiers stades de propagation (fermeture de la fissure par introduction d'un champ de contraintes résiduelles de compression) [ALB91]. Par contre, les traitements thermiques de revenu ou de mise en solution, après soudage n'augmentent pas de façon significative la durée de vie en fatigue, malgré une amélioration des caractéristiques mécaniques statiques [BER97].

Les fissures

L'influence des fissures de liquéfaction sur la durée de vie en fatigue dépend des conditions de chargement et de géométrie de la soudure [SCH92]. L'effet est néfaste lorsque les fissures de liquéfaction se situent dans des zones soumises à de fortes contraintes ou à des concentrations de contraintes. Cependant, dans les autres cas, ces fissures ne présentent pas de danger significatif car leur effet est négligeable devant l'effet inhérent à la géométrie du cordon de soudure.

En outre, la résistance à la fissuration dépend de la localisation des fissures. Ainsi, le métal soudé et les métaux de base présentent, en général, une résistance à la fissuration similaire. La zone la plus résistante à la fracture se situe dans la ZAT alors que la zone se situant au niveau de la ligne de fusion est la plus susceptible à la propagation des fissures [HVA92]. Pourtant il faut rester prudent. En effet, G.BORST et al [BOR92] ont montré que l'effet de ces fissures augmente avec la taille de grains. Ils ont ainsi montré qu'un choix judicieux des métaux de base et du métal d'apport conduit à une réduction importante du nombre de ces fissures et permet ainsi d'éviter des effets indésirables lorsque l'assemblage soudé est soumis à des sollicitations cycliques.

Influence des métaux de base et des métaux d'apport

Comme nous l'avons vu précédemment, un choix judicieux de la nature des métaux de base et du métal d'apport peut augmenter la durée de vie en fatigue d'un assemblage soudé. G.BORST et al [BOR92] ont montré que l'utilisation d'un métal d'apport SG-ALSi5 augmente sensiblement la durée de vie en fatigue d'un assemblage soudé par un procédé MIG par rapport à un métal d'apport SG-ALMg5. Cet effet s'accroît encore lorsque les métaux de base sont des alliages d'aluminium de la série 6000 riches en silicium. Ce phénomène est lié à l'existence de micro fissures [ALB95]. Ces micro fissures sont présentes quel que soit le métal d'apport. Cependant l'emploi d'un fil riche en silicium permet de réduire la formation des micro fissures (par un effet de mouillage, remplissage des fissures par le bain en fusion).

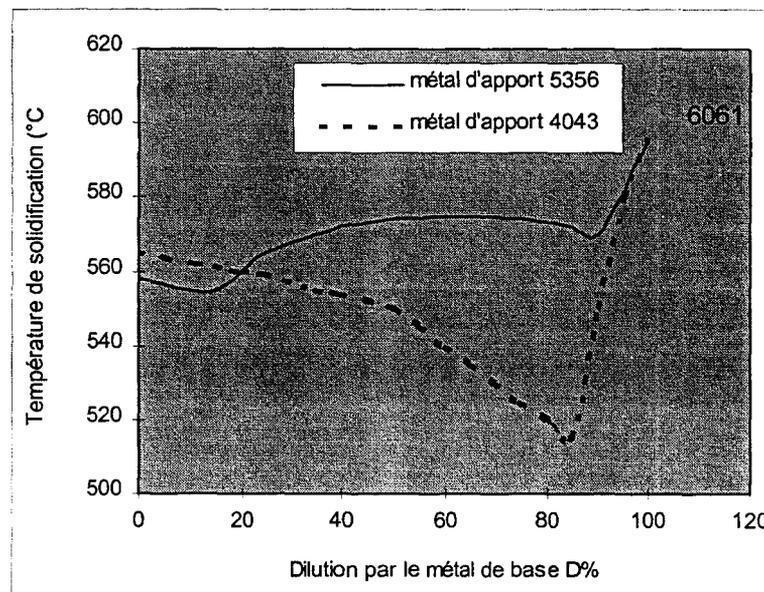


Figure III.3-(1) :

Relation entre température de solidification et dilution

En effet, la figure n° III.3-(1) montre que la température de solidification du métal d'apport 4043 décroît lorsque la dilution avec le métal de base augmente alors que la température de solidification du métal d'apport 5356 augmente. En général, ces températures restent inférieures à la température de solidification du métal de base. Pourtant, des petits amas d'éléments (Si et Mg principalement) modifient la température de solidification du métal de base. Cette température de solidification peut alors, localement, être inférieure à

celle du métal d'apport et induire, de ce fait, des fissures de liquéfaction (souvent localisées le long de la ligne de fusion). Comme la température de solidification du métal d'apport 5356 est en général supérieure à celle du métal d'apport 4043, le métal d'apport riche en magnésium provoque davantage de fissures de solidification.

Selon D.ALBERT et al [ALB95], la structure du métal joue aussi un rôle important. Le fait d'utiliser un alliage recristallisé à grains grossiers et de le souder avec un métal d'apport 5356 donne une durée de vie en fatigue bien inférieure à celle que donne le code ECCS.

Cependant ces observations ne sont valables que pour les assemblages soudés par un procédé MIG. En effet, en utilisant un procédé TIG, les profilés soudés avec un métal d'apport riche en magnésium présentent une meilleure résistance à la fatigue que ceux soudés avec un métal d'apport du type AlSi₁₂.

Conclusion et position du problème

L'étude bibliographique fournit des informations sur les liens qui existent entre la microstructure et les caractéristiques mécaniques des alliages d'aluminium de la série 6000 et de leurs assemblages soudés. Hormis les phases durcissantes qui sont à la base des bonnes caractéristiques mécaniques de ces alliages (limite d'élasticité, charge à la rupture, ...), les phases dispersées et l'état de recristallisation semblent influencer la ductilité et la tenue en fatigue des alliages. Dans la littérature, chacun de ces paramètres microstructuraux a été étudié indépendamment de l'autre à partir d'alliage de synthèse. Il serait donc intéressant dans un premier temps de connaître l'influence de ce couple de paramètres métallurgiques sur la ductilité et le comportement en fatigue des alliages d'aluminium de la série 6000. Pour les assemblages soudés, la littérature est moins riche en information. Il en ressort que leur comportement en fatigue est principalement influencé par les défauts de soudage (dont la présence dépend de la microstructure, de la nature des alliages soudés et des paramètres de soudage) et que peu d'études ont cherché à connaître le rôle de la microstructure des alliages de base sur la tenue en fatigue d'assemblages soudés. Ce point fera l'objet de notre dernier chapitre.

Chapitre B :

Méthodes expérimentales

I) Les matériaux et les assemblages soudés

La première partie de ce chapitre introduit les matériaux étudiés, les paramètres de soudage utilisés et les assemblages soudés réalisés. Les techniques de caractérisation métallurgique et mécanique des échantillons sont décrites dans la seconde partie. Enfin, la troisième partie présente les différentes techniques nécessaires à l'étude en fatigue ; les types d'essais en fatigue utilisés ainsi qu'une méthode d'extensométrie destinée à quantifier les durées d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue y sont relatés.

I-1) Les matériaux utilisés

Les matériaux étudiés sont des profilés de 8 mm d'épaisseur et 7 mètres de longueur en alliage d'aluminium de la série 6005A. Cette nuance est largement utilisée dans le domaine de la construction de véhicules destinés au transport. La section des profilés est un U ou un T. Tous les échantillons et les éprouvettes nécessaires à l'étude ont été prélevés au niveau des plats, à plus de 2 cm des bords. Lors de l'élaboration de ces profilés, ces alliages ont subi un traitement T5, c'est à dire une trempe sur presse suivie d'un revenu à 185°C pendant 6 heures. La composition chimique des différents alliages est donnée dans le tableau n° I.1-[1]. Ces analyses chimiques ont été réalisées par la société PECHINEY dans son centre de recherche à VOREPPE, en fluorescence X.

Alliages	%Si	%Mg	%Fe	%Mn	%Cr	%Cu	%Zn	%Ti
A2	0,71	0,54	0,22	0,25	0,16	0,18	0,07	0,04
A4	0,67	0,54	0,20	0,25	0,16	0,17	0,02	0,05
C2	0,74	0,56	0,20	0,17	0,02	0,18	0,02	<0,02
Norme	AFNOR NFA 50-411							
Max	0,90	0,70	0,35	0,50	0,30	0,30	0,20	0,10
Min	0,50	0,40		(1)	(1)			

Tableau n° I.1-[1] :

Composition chimique des alliages.

(1) : %Mn + %Cr = 0,12 à 0,50

I-2) La réalisation des assemblages soudés

L'étude a nécessité l'assemblage de plusieurs plats en alliage d'aluminium 6005A. Ces assemblages ont été réalisés par un procédé de soudage MIG automatique. Deux coupons ont été soudés dans le centre de recherche de la société SAF sur une machine SAF MIGMATIG. Les assemblages sont constitués respectivement de deux plats en alliage A2 et en alliage C2 soudés bout à bout dans le sens long. Avant soudage, les bords des plats destinés à être soudés ont subi une préparation en X (cf. figure n° I.2-(1)). Lors du soudage, les tôles ont été bridées pour éviter des déformations inopportunes. La figure n° I.2-(2) montre l'installation de soudage.

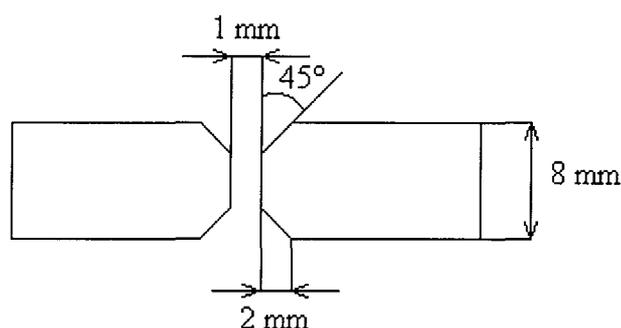


Figure n° I.2-(1) :

Préparation des tôles avant soudage

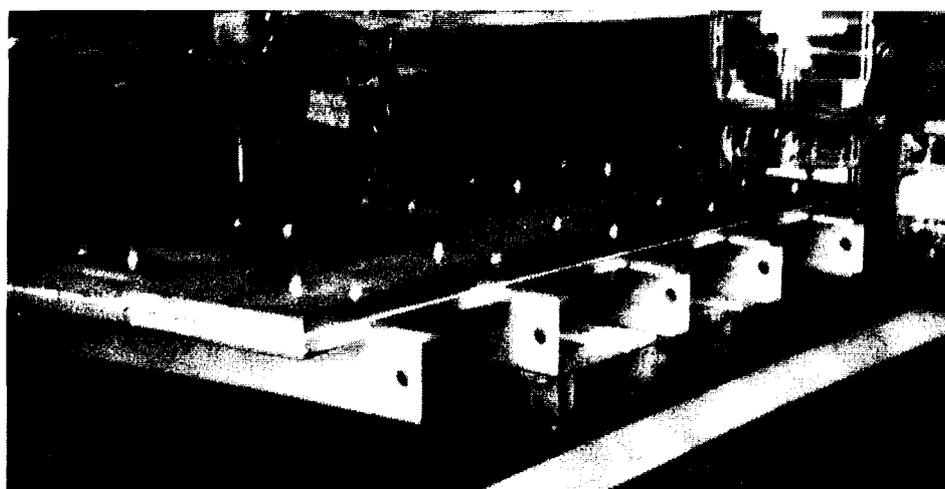


Figure n° I.2-(2) :

Ensemble de bridage

Après bridage des tôles, 3 passes de soudage ont permis de réaliser l'assemblage. Après une première passe d'un côté, l'assemblage, toujours bridé, a été retourné. Un usinage sur la face opposée à celle précédemment soudée a permis d'éviter les manques de pénétration. Sur cette même face, un cordon de soudure a été réalisé en deux passes. Les conditions de soudage sont données dans le tableau n° I.2-[1]. Elles sont identiques pour les 3 passes. Le métal d'apport nécessaire au soudage est du type AlMg₅. Sa composition chimique est donnée dans le tableau n° I.2-[2]. Elle a été analysée par fluorescence X sur un échantillon constitué de fils jointifs. La méthode d'analyse appliquée est semi-quantitative.

	Intensité (A)	Tension (V)	Vitesse (cm/minute)
Conditions de soudage	210	21	56

Tableau n° I.2-[1] :

Paramètres de soudage

Alliage	%Si	%Mg	%Fe	%Mn	%Cr	%Cu	%Zn	%Ti
Fill	0,2	5,1	0,15	0,11	<0,02	<0,02	<0,02	<0,02

Tableau n° I.2-[2] :

Composition chimique du métal d'apport

I-3) Cycles thermiques de soudage

Pour les alliages d'aluminium, il est intéressant de connaître les cycles thermiques de soudage des différentes zones du métal, (et plus particulièrement de la ZAT) afin d'estimer les modifications métallurgiques qui s'y sont produites. Ainsi, sur un coupon test, avec les mêmes paramètres de soudage, des relevés de cycles thermiques ont été réalisés à l'aide de thermocouples K insérés au milieu de l'épaisseur d'une des tôles et à différentes distances de la ligne centrale du futur cordon de soudure (7, 9, 11, 13, 15, 20 mm). L'acquisition des cycles de soudage a été réalisée sur une centrale SAM80 couplée à un PC portable (cf. figure n° I.3-(1)). La vitesse d'acquisition est de 3 mesures par seconde sur chaque voie. Pour chaque passe un relevé a été effectué. Les figures n° I.3-(2) à I.3-(4) donnent les cycles thermiques obtenus par les différents thermocouples. Ces résultats montrent que la zone comprise entre 0 et 7,5 mm du centre du cordon de soudure subit une remise en solution alors

que dans la zone entre 7,5 et 20,5 mm, il y a coalescence des phases durcissantes et au delà de 20,5 mm, l'alliage n'est plus affecté par la chaleur de la soudure ($T < 200^{\circ}\text{C}$).



Figure n° I.3-(1) :

Ensemble d'acquisition des cycles thermiques

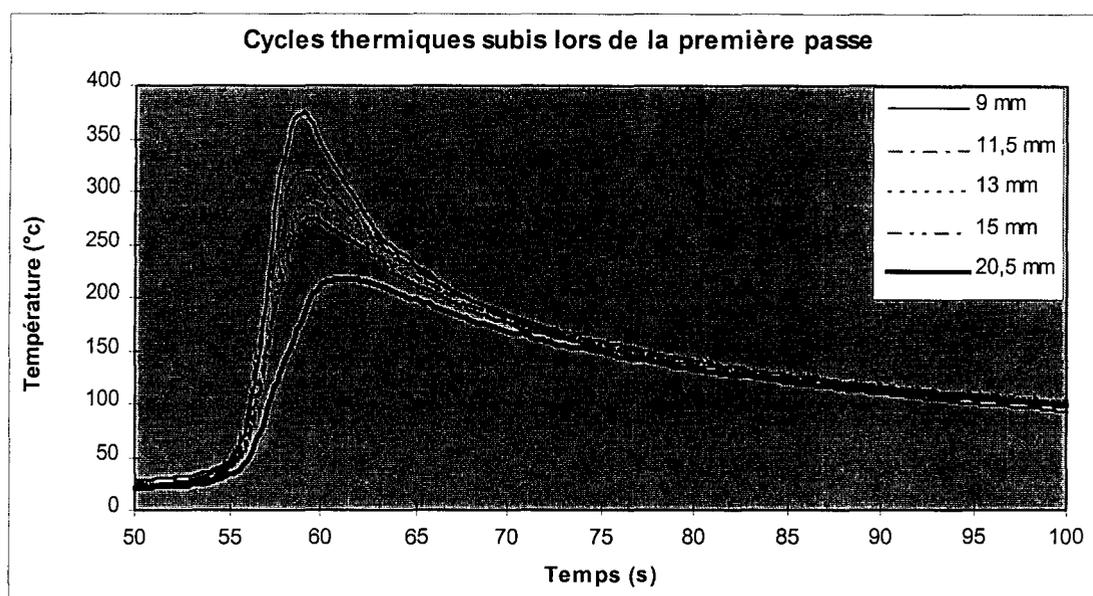


Figure n° I.3-(2) :

Cycles thermiques enregistrés lors de la première passe

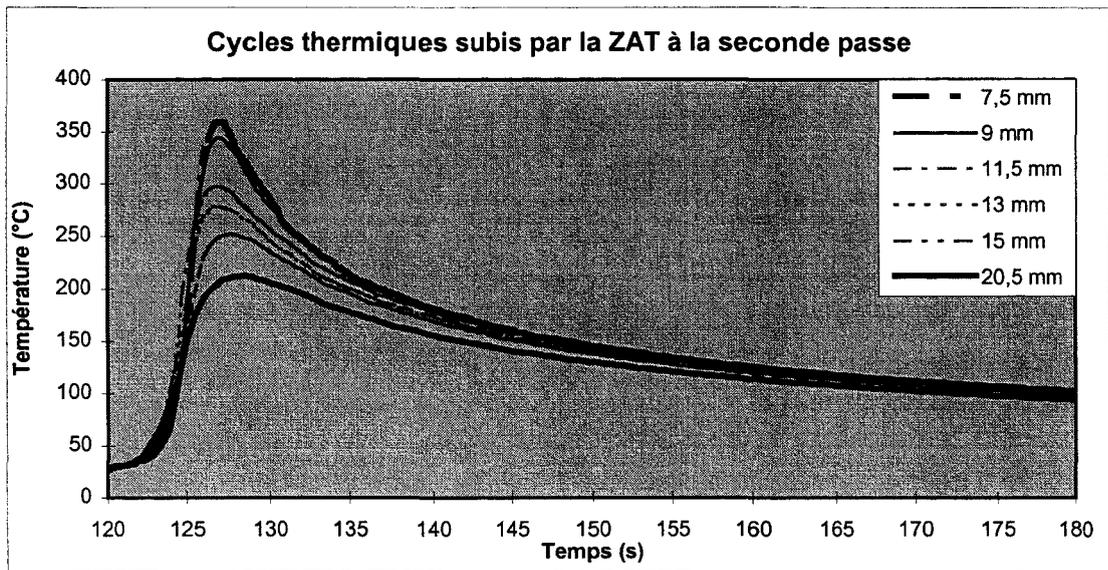


Figure n° I.3-(3) :
Cycles thermiques enregistrés lors de la deuxième passe

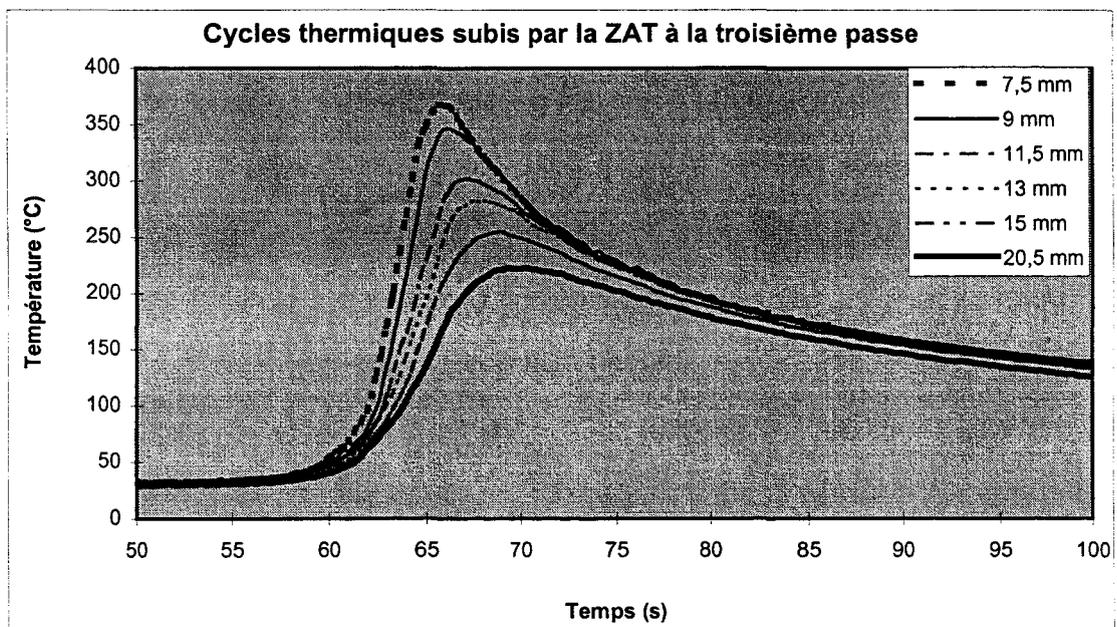


Figure n° I.3-(4) :
Cycles thermiques enregistrés lors de la troisième passe

II) Méthode de caractérisation métallurgique et mécanique

Les différentes techniques présentées dans ce chapitre permettent de caractériser la structure métallurgique et les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium filés à durcissement structural.

II-1) Caractérisation métallurgique

Observation du mode de rupture

Les observations des faciès de rupture des éprouvettes de traction, de pliage et de fatigue s'effectuent d'abord à la loupe binoculaire et permettent ainsi d'identifier le mode de rupture (fragile ou ductile). Les micrographies obtenues au microscope électronique à balayage permettent de confirmer les observations optiques. De plus, elles nous renseignent sur le mode de propagation des fissures et permettent d'estimer les vitesses de propagation en fatigue dans certaines zones de la rupture. Les images électroniques obtenues sont réalisées avec une tension d'accélération des électrons de 20 à 30 kV. De telles conditions d'observations permettent l'utilisation de la microanalyse en dispersion d'énergie OXFORD afin de déterminer la nature des précipités responsables de la rupture.

Analyse de l'orientation des grains et du chemin suivi par une fissure

Ces analyses ont été effectués à l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique de POITIERS à partir d'une analyse EBSD (Electron Back Scattering Diagram = technique de diffraction des électrons rétrodiffusés) sur un microscope à balayage (Cette méthode est décrite en annexe A).

❖ Conditions pour réaliser l'analyse EBSD

Parmi les conditions nécessaires qu'il faut remplir pour assurer une analyse locale EBSD correcte, deux sont primordiales ; il faut disposer d'un échantillon plan et pouvoir l'orienter de manière précise vers les détecteurs. En effet, les conditions de travail au cours des analyses EBSD nécessitent en particulier d'incliner très fortement ($\approx 70^\circ$) et très précisément l'objet. Ces conditions expérimentales sont facilement applicables à une

préparation métallographique polie. Il est clair que dans le cas d'une étude de facettes sur un faciès de rupture ces conditions sont très délicates à assurer ; elles pourraient éventuellement l'être, pour une facette à la fois, à condition que cette facette soit de taille importante pour que l'on puisse l'orienter sous un système optique quelconque et qu'aucun effet d'ombrage ne vienne perturber voire empêcher les mesures sous forte inclinaison.

Par conséquent, l'analyse de faciès de rupture passe par une procédure expérimentale adaptée ; le plus souvent il s'agit de réaliser des coupes métallographiques planes perpendiculaires au faciès sur lesquelles les mesures EBSD sont effectuées. L'orientation cristallographique des grains déterminée par rapport à des axes géométriques liés à l'échantillon nous permet d'identifier les facettes de rupture. Chaque facette conduit en effet sur le bord de la coupe à une droite qui résulte de la coupure du plan de la facette avec le plan cristallin du grain étudié dans le plan de la coupe métallographique. Par polissages successifs de la coupe métallographique, on peut alors identifier des facettes préalablement repérées sur le faciès. Au-delà des très nombreuses manipulations (polissages mécaniques successifs, polissages électrolytiques pour ôter les couches écrouies et permettre la diffraction des électrons rétrodiffusés, imagerie au MEB de la ligne de coupe, ...) qui rendent cette approche longue à mettre en œuvre, la principale difficulté consiste à établir précisément la relation entre les facettes sur le faciès de rupture et leur trace sur la coupe. De manière raisonnable on peut dire que cette correspondance faciès – coupe ne peut être réalisée que pour des facettes d'une « certaine » taille. Le plus souvent cette difficulté n'est pas trop pénalisante puisqu'il s'agit de déterminer les familles de plans cristallins correspondant aux facettes observées sur l'ensemble du faciès et non de déterminer l'orientation d'une facette particulière sur ce faciès.

❖ Observations des échantillons étudiés

Sur les échantillons étudiés, quatre coupes successives ont été réalisées. A chaque fois l'analyse EBSD a été effectuée sur l'ensemble de la coupe. Pour chaque coupe, un seul grain a été trouvé dans la zone correspondant à la région centrale intéressante du faciès. L'orientation cristalline des grains a été déterminée par rapport à des axes géométriques liés à la coupe (cf. figure n° II.1-(1)).

Connaissant l'orientation tridimensionnelle de chaque grain, on dispose alors de la direction cristalline normale à la surface de la coupe. On peut ensuite calculer les traces sur cette surface que doivent donner diverses familles de plans cristallins.

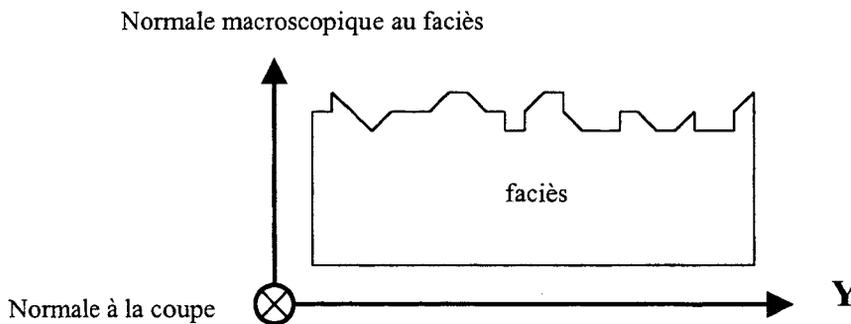


Figure n° II.1-(1) :

Orientation du faciès de rupture

Evaluation de la forme et de la taille de grain

Ces observations ont été réalisées sur un microscope ZEISS AXIOPHOT en lumière blanche. Les échantillons observés sont préalablement enrobés dans une résine à froid, puis polis mécaniquement sous eau jusqu'à la granulométrie 4000. La finition nécessite des polissages à la pâte diamantée (6 et 3 μm) suivis par un polissage sur un feutre inhibé d'une suspension aqueuse d'alumine. Après obtention du poli miroir de l'échantillon, une attaque chimique révèle les grains. Le réactif d'attaque est une solution aqueuse de composition chimique :

- 96 ml d'eau distillée
- 4 ml d'acide fluorhydrique
- 10 ml d'alcool éthylique.

Mesure de la distance entre les bandes de glissement

Cette mesure a été réalisée sur des éprouvettes prismatiques de 30x10x8 mm, polies préalablement, puis déformées dans le domaine plastique en compression sur une machine INSTRON 8032. Sur une des faces des éprouvettes, une jauge d'extensométrie a permis de contrôler le niveau de déformation. L'observation des bandes de glissement a été réalisée par microscopie optique en lumière rasante.

Estimation du durcissement de l'alliage

Dans les alliages d'aluminium de la série 6000, la taille et la densité des phases durcissantes influent sur les caractéristiques mécaniques. Cependant, ces grandeurs sont difficiles à caractériser (même en microscopie électronique à transmission). Pour estimer le phénomène de précipitation structurale, dans des alliages de même nature, il est préférable d'utiliser une grandeur macroscopique : la dureté. Les essais de dureté ont été effectués sur un microduromètre SHIMADZU HMV-200 sous une charge de 500g appliquée pendant 15 secondes. L'intérêt de la microdureté est de pouvoir mettre en évidence d'éventuelles zones ne présentant pas un durcissement optimum, c'est à dire ayant subi un sur-revenu ou une mise en solution incomplète.

Caractérisation des phases secondaires de taille importante (>1 µm)

La caractérisation chimique des phases grossières s'effectue sur un microscope électronique à balayage ELECTROSCAN couplé à une microsonde d'Analyse OXFORD à dispersion d'énergie. Les analyses obtenues sont qualitatives, ce qui permet de connaître la nature chimique des précipités. Elles ont été réalisées sur des échantillons polis uniquement à l'alumine. La surface minimum analysée correspond à un disque de diamètre 1 µm. Pour caractériser la forme et la densité numérique de ces précipités, on utilise un microscope optique ZEISS AXIAPHOT en lumière blanche à un grossissement de 500 à 1000. Dans les sens travers, long, et travers long des profilés, des échantillons polis sont attaqués de 5 à 10 secondes avec une solution aqueuse identique à celle utilisée pour connaître la taille de grain. Pour chaque échantillon, cinq micrographies de zones différentes sont prises. Sur celles-ci, le nombre de précipités, la forme et les dimensions de ces précipités sont mesurés puis leur valeur moyenne sont calculées.

Caractérisation des phases dispersées (<1 µm)

L'évaluation de la taille, de la forme et de la densité volumique des phases dispersées a été réalisée sur un microscope électronique à transmission ZEISS au centre de recherche de la société PECHINEY à VOREPPE. Les observations se font sur des lames minces avec une tension d'accélération des électrons de 120 kV et un courant d'émission de 0,21 µA.

❖ Préparation des lames minces

La préparation de lames minces consiste, dans un premier temps, à amincir mécaniquement un échantillon de quelques millimètres d'épaisseur jusqu'à une épaisseur variant de 50 à 100 μm . Pour cette phase, on utilise respectivement des papiers abrasifs de 500 et 1200 et des feutres imbibés de pâte diamantée 6 et 3 μm . Par la suite, sur l'échantillon aminci mécaniquement on réalise une attaque électrochimique par double jet jusqu'à percer l'échantillon. Les bords du trou ainsi formés ont une épaisseur de quelques dixièmes de micromètre, ce qui est propice à l'observation en microscopie électronique à transmission (MET). L'attaque électrochimique s'effectue à l'aide d'acide nitrique refroidi à -40°C environ.

❖ Caractérisation quantitative des populations de phases dispersées

La détermination d'une fraction volumique nécessite la connaissance de la distribution des tailles de particules d'une part et du volume de matière exploré d'autre part. Une méthode classique de microscopie quantitative est mise en œuvre pour déterminer la distribution des tailles réelles des particules à partir de leurs sections observées (méthode de SCHAWARTZ-SALTTYKOV). Les épaisseurs des lames minces sont mesurées par une méthode basée sur l'analyse EDX. La démarche est détaillée en annexe B. Pour chaque lame mince, une vingtaine de zones sont photographiées au MET. Sur chaque zone, on mesure la densité volumique et les dimensions des phases dispersées. Ensuite, un programme réalisé sous EXCEL donne la densité volumique moyenne et la forme moyenne de ces fins précipités pour chaque alliage étudié.

II-2) Caractérisation mécanique

Les essais décrits dans ce paragraphe visent à estimer le comportement mécanique du matériau ou d'un assemblage face à des sollicitations statiques. En général, l'essai de traction permet d'établir les caractéristiques mécaniques d'un matériau. Cependant, dans le cas de nos éprouvettes prismatiques, l'allongement varie faiblement suivant le matériau. Ainsi, des essais de pliage ont été réalisés afin d'évaluer la ductilité. Il s'est avéré que l'angle de pliage permet

une comparaison plus efficace des différents matériaux. De plus, les essais de pliage ont l'avantage d'être facilement mis en œuvre.

Les essais de traction

Les éprouvettes de traction ont été débitées et usinées dans les profilés, suivant la norme AFNOR NF A 03-251. La découpe des éprouvettes s'est effectuée par tronçonnage avec lubrification, afin de réduire l'échauffement et l'écaillage des matériaux. Les essais ont été réalisés sur une machine INSTRON 8032 de 100 kN contrôlée en amplitude de force.

Les essais de pliage

Les éprouvettes prismatiques ont été débitées suivant la norme NF A 03-260. Les chants des éprouvettes ont été polis pour éviter les bavures ou les criques. Les essais ont été réalisés sur une machine TESWELL. Le rayon de pliage choisi est de deux fois l'épaisseur des tôles.

Le calcul des contraintes

Les contraintes dans les assemblages soudés ont été évaluées à partir de la méthode des éléments finis. Le logiciel utilisé est I-DEAS. Les calculs ont été réalisés en supposant un état plan de contrainte. Pour réduire les temps de calcul, un modèle 2D a été utilisé. Le maillage est identique sur toute la surface et les contraintes calculées sont les contraintes de VON-MISES.

Ces contraintes σ_{VM} sont définies par la relation :

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{3}{2} \cdot \sum_{ij} \left(\sigma_{ij} - \frac{1}{3} \text{tr}(\sigma) \right)^2}$$

Où σ est le tenseur de contraintes.

III) Description des essais de fatigue

Le but de cette étude est de comparer le comportement en fatigue d'alliages d'aluminium 6005A T5 présentant des microstructures différentes. La comparaison se fera à partir de la courbe de WÖHLER de chaque alliage et de chaque assemblage soudé. Elle concernera aussi l'importance des domaines d'amorçage et de propagation de la fissure de fatigue. Les essais ont été réalisés en traction pure sur une machine de fatigue INSTRON 8032 de 100 kN. Quant aux efforts appliqués sur les éprouvettes, ils étaient uniaxiaux, ce qui a simplifié la compréhension des mécanismes de fatigue étudiés. De plus, avec un rapport de chargement $R=0,1$ tous les problèmes de flexion parasites ont pu être évités.

III-1) Tracé des courbes de WÖHLER [BAS82]

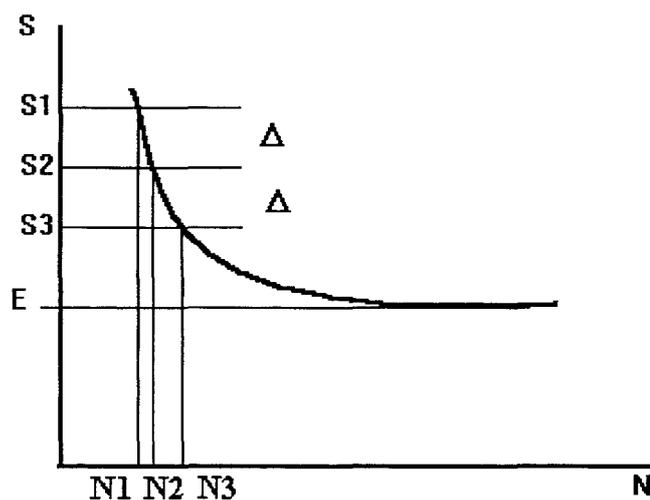


Figure n°III.1-(1) :

Courbe de WÖHLER tracée par la méthode de BASTENAIRE.

La détermination des courbes de WÖHLER est réalisée à partir de la méthode de BASTENAIRE. Cette méthode utilise une formule analytique représentative de l'évolution de la contrainte appliquée S en fonction du nombre de cycles à rupture N . La formule nécessaire aux calculs est la suivante :

$$N = \frac{A \cdot \exp\left(\frac{S-E}{B}\right)}{S-E}$$

Avec A , B deux constantes et E la limite d'endurance.

Les constantes A, B et E sont déterminées lorsque pour trois valeurs de contraintes appliquées S_1, S_2, S_3 , tel que $\Delta = S_1 - S_2 = S_2 - S_3$ (cf. figure n° III.1-(1)), on connaît l'étendue des valeurs respectives N_1, N_2, N_3 . Cette procédure de calcul passe par la détermination de la grandeur suivante :

$$\varphi_2 = \Delta \cdot \sqrt{\frac{N_1 \cdot N_3}{N_1 \cdot N_3 - N_2^2}}$$

On détermine, alors E, A, B comme étant :

$$E = S_2 - \varphi_2$$

$$B = \frac{2 \cdot \Delta}{\ln\left(\frac{N_1 \cdot (S_1 - E)}{N_3 \cdot (S_3 - E)}\right)}$$

et

$$A = N_2 \cdot \varphi_2 \cdot \exp\left(\frac{\varphi_2}{B}\right)$$

Cette méthode a l'avantage de raccourcir très nettement la durée des essais (d'environ 50%), par rapport à une méthode classique dans laquelle toutes les éprouvettes sont testées dans la zone d'endurance.

III-2) Description des éprouvettes utilisées

Les matériaux de base

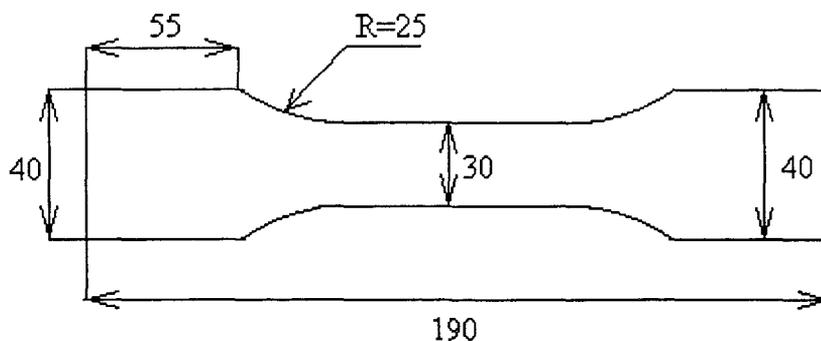


Figure n°III.2-(1) :

Plan des éprouvettes de fatigue réalisées dans les matériaux de base.

Les éprouvettes de fatigue sont prismatiques (cf. figure n°III.2-(1)) car elles sont découpées dans des plats de profilés. Elles sont usinées sur toutes les faces, conformément à la norme et présentent une rugosité $R_t < 5 \mu\text{m}$. Leur épaisseur est de 8 mm.

Les assemblages soudés

Les éprouvettes de fatigue sont découpées dans les coupons soudés formés par deux plats préalablement soudés dans le sens long. Les bords sont usinés sur toutes les éprouvettes. De plus, pour les éprouvettes arasées, les surfaces sont usinées pour supprimer l'effet de la géométrie du cordon de soudure (cf. figure n°III.2-(2)).

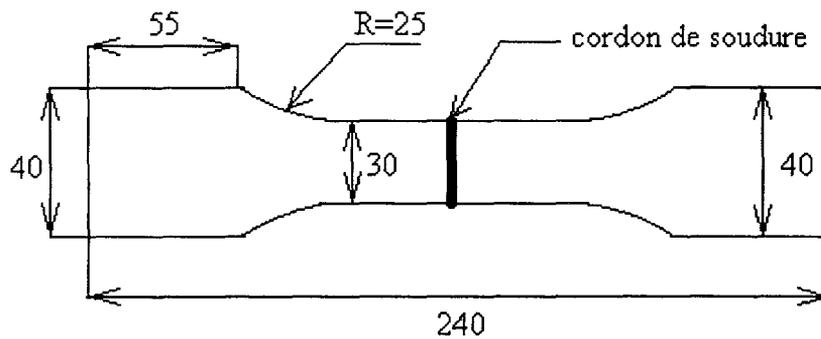


Figure n°III.2-(2) :

Plan des éprouvettes de fatigue réalisées dans les coupons soudés.

III-3) Détection de l'amorçage et de la propagation des fissures

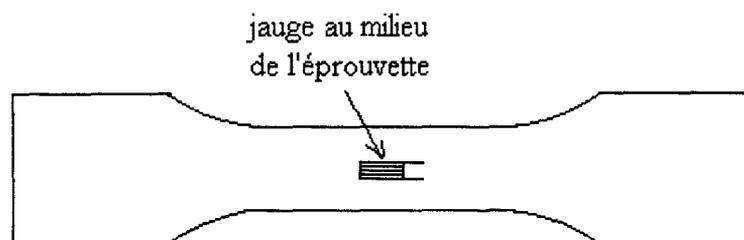


Figure n° III-3-(1) :

Schéma de collage des jauges d'extensométrie.

Une méthode d'extensométrie a permis de détecter le début de propagation des fissures de fatigue dans les éprouvettes. Pour chaque niveau de contrainte étudié, une éprouvette a été instrumentée. Au milieu de chacune de ses faces (cf. figure n° III.3-(1)), une jauge de déformation a été collée. Ces jauges ont été reliées à un pont d'extensométrie. Un système informatisé a permis de relever, pour chaque jauge, le maximum et minimum de déformation (en Volts) tous les « p » cycles, puis de tracer l'évolution de ces extrêmes en fonction d'un indice temporel qui est égal à « $\frac{N_{cycles}}{p}$ ». La valeur de « p » est un paramètre choisi par l'utilisateur dans le menu du logiciel. « N_{cycles} » est le nombre de cycles de contrainte appliqués depuis le début de l'essai de fatigue. L'application informatique qui pilote l'ordinateur, a été programmée sous LABVIEW. Par la suite, les courbes ainsi obtenues ont été lissées par la méthode de la moyenne glissante.

Allure des courbes de déformation en fonction du nombre de cycles

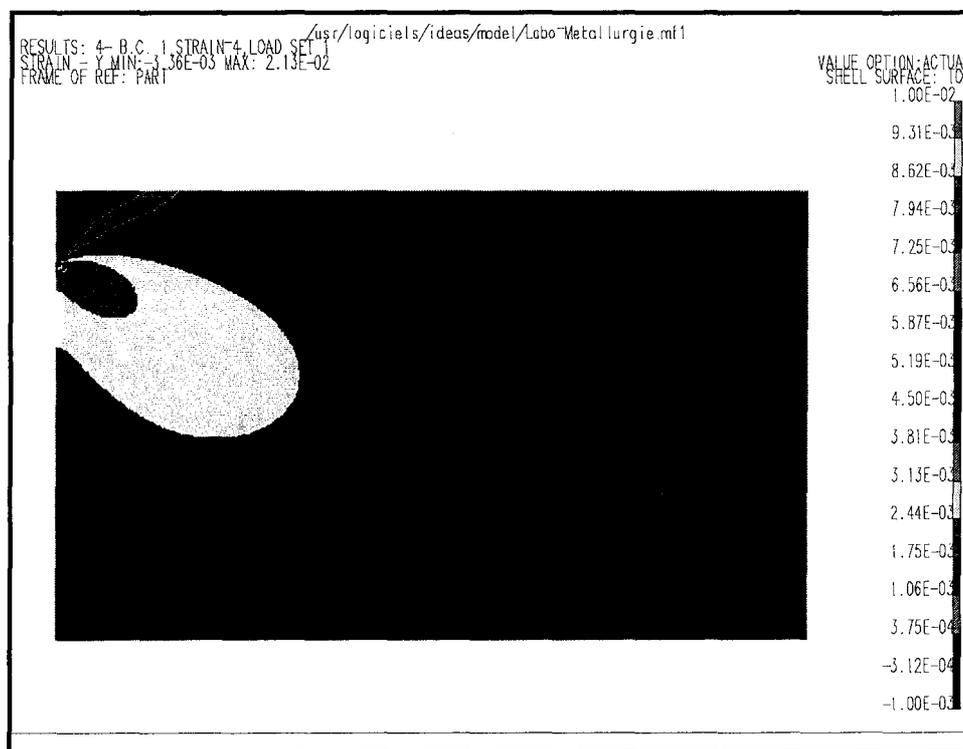


Figure n° III.3-(2) :

Evolution des déformations dans une éprouvette présentant une fissure de 10 mm
 (la zone de fissure a été agrandie)

Le but est de comprendre dans quelle mesure les jauges d'extensométrie permettent de détecter la présence d'une fissure. Pour cela, il a été choisi d'établir les courbes de déformation en fonction de la longueur de la fissure à partir d'un modèle résolu par la méthode des éléments finis et dont un exemple est représenté sur la figure n° III.3-(2). Le modèle à deux dimensions est constitué d'une plaque de dimension finies et fissurée sur un de ses bords. Pour le calcul, seule une moitié d'éprouvette a été modélisée. On remarque que la fissure engendre une modification non uniforme du champ de déformation dans l'éprouvette. L'allure des courbes de déformation en un point de l'éprouvette peut alors être tracée en faisant varier la longueur de la fissure (cf. figure n° III.3-(3)).

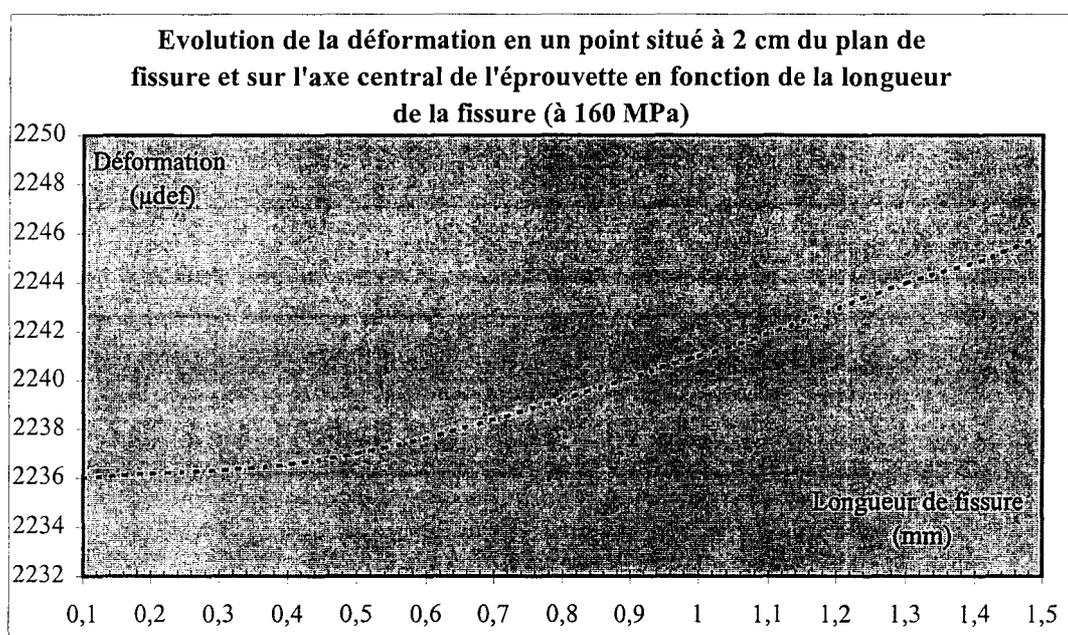


Figure n° III.3-(3) :

Exemple de déformation en fonction de la longueur de fissure « a »

Pour en déduire l'évolution de la déformation en fonction du nombre de cycles, il est nécessaire de faire quelques hypothèses :

- L'éprouvette est un milieu plan et élastique linéaire présentant une fissure débouchante de forme circulaire de longueur « a » localisée sur le bord de l'éprouvette. Cette configuration n'est pas choisie au hasard. En effet, comme le souligne J.R. DESFORGES [DEF96] dans une étude sur des alliages d'aluminium de la série 7000, les fissures de fatigue naissent en général à la surface des éprouvettes.

- la loi de propagation de nos matériaux suit la loi de PARIS : $\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m$

- Tant que la fissure n'atteint pas la longueur de détection a_0 , la jauge ne mesure pas de variation de déformation dans l'éprouvette.
- l'exposant m est égal à 2,5 pour les alliages d'aluminium
- le facteur d'intensité de contrainte K vaut $K = 1,122 \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$ pour une fissure latérale de profondeur « a » dans une plaque semi-infinie soumise à une contrainte homogène (Il s'agit d'une hypothèse très simplificatrice).

L'intégration de la loi de Paris permet alors d'obtenir :

$$a^{1-\frac{m}{2}} - a_0^{1-\frac{m}{2}} = \chi \cdot (N - N_0)$$

Avec « a » la longueur de la fissure après N cycles, « a_0 » la longueur de la fissure après N_0 cycles et χ une constante dépendant de $R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$, σ et des constantes du matériau m et C .

A partir de cette relation « a » en fonction de N , on détermine la déformation en un point de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles grâce aux calculs par éléments finis (cf. figure n° III.3-(4)).

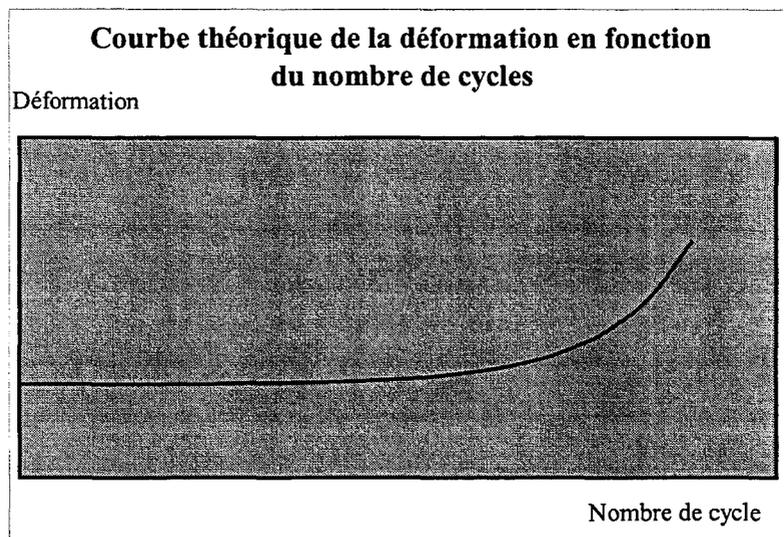


Figure n° III.3-(4) :

Allure théorique de la déformation en fonction du nombre de cycles

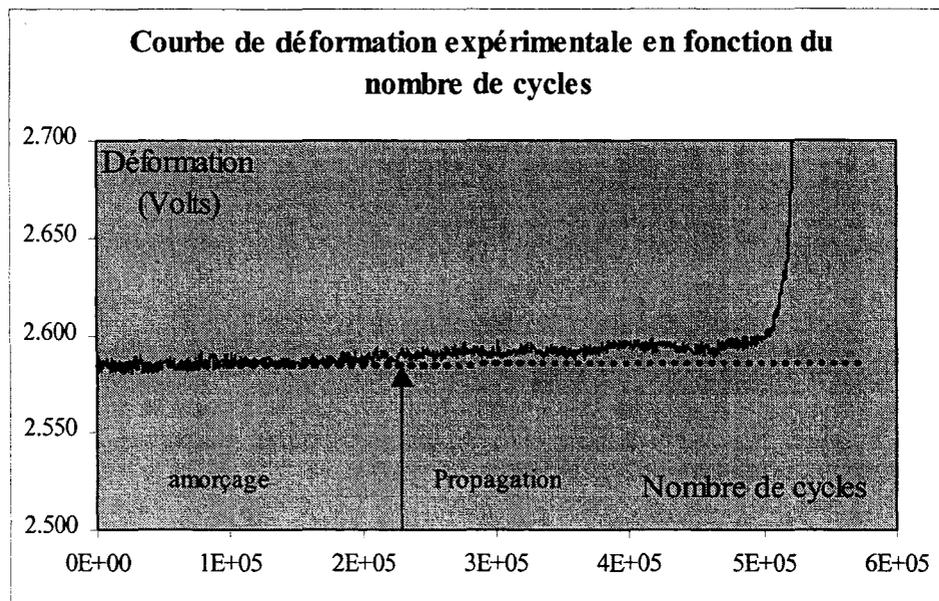
Critère de début de propagation :

Figure n° III.3-(4) :

Allure théorique de la déformation en fonction du nombre de cycles

L'allure de la courbe de déformation déduite du calcul ci dessus en fonction du nombre de cycles donnée à la figure n° III.3-(4) montre que le stade de propagation se traduit par une montée progressive de la déformation. Ainsi, pour détecter le début de la propagation, il suffit de tracer la droite représentant l'amorçage et de déterminer le point où la courbe obtenue se détache de cette droite.

Cependant, dans la pratique, le stade d'amorçage n'est pas représenté par une droite parallèle à l'axe des abscisses. En effet, en général, lors des premiers cycles, il y a une importante variation de la déformation due a des mécanismes d'adoucissement ou d'écrouissage. Cette phase est suivie d'une montée lente mais linéaire de la déformation correspondant à l'amorçage, elle-même suivie de la montée progressive due à la propagation de la fissure. La différence obtenue entre la figure n° III.3-(4) et l'expérience s'explique par le fait que nous avons supposé dans les calculs que la fissure d'amorçage était si petite que la variation de déformation engendrée est pratiquement nulle.

Ainsi, le critère de détection de la propagation de la fissure de fatigue peut s'énoncer de la façon suivante :

Il y a début de propagation lorsqu'il est possible de détecter une différence entre la courbe obtenue et la prolongation de la droite représentant le stade d'amorçage.

La figure n° III.3-(5) donne un exemple de l'application de ce critère.

En résumé, les courbes obtenues à partir de l'acquisition des spectres de déformation présentent un décrochement qui caractérise la transition phase d'amorçage – phase de propagation. Ainsi, la lecture sur les courbes de ce point particulier permet de connaître, pour un essai donné, les parts de la durée de vie correspondant à l'amorçage et à la propagation des fissures de fatigue.

Limite de détection :

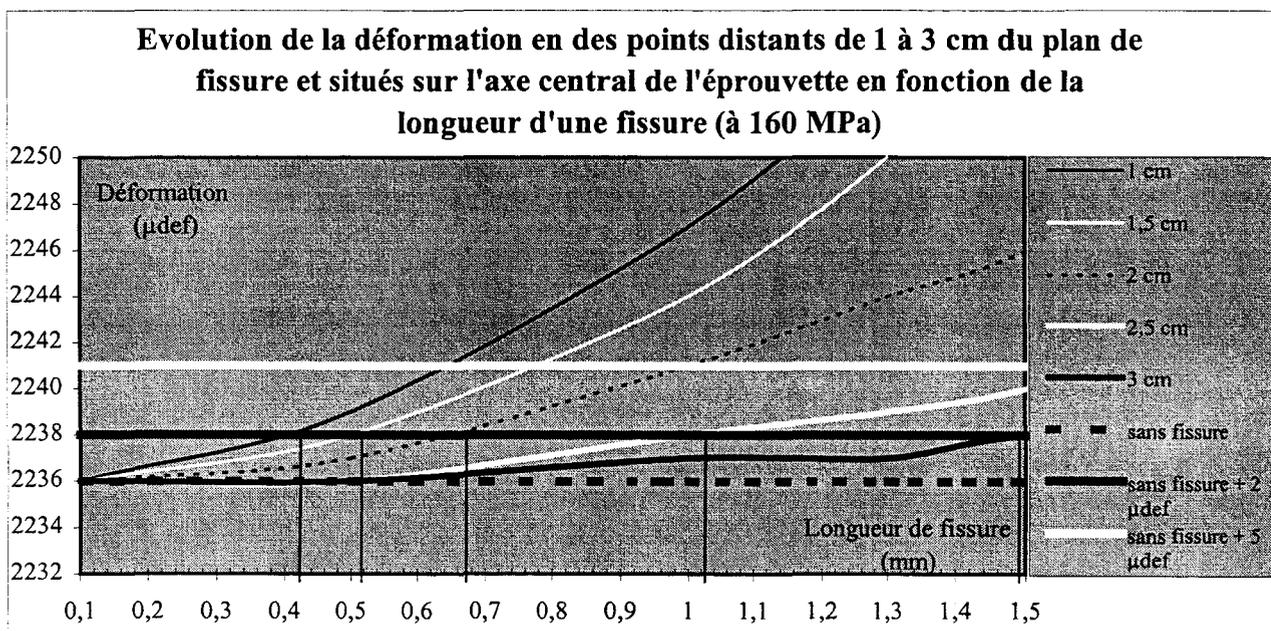


Figure n° III.3-(6) :

Evolution de la déformation en fonction de la longueur d'une fissure (160MPa) en des points situés sur l'axe central de l'éprouvette et à des distances du plan de fissure variant de 1 à 3 cm

Il existe plusieurs techniques pour caractériser la limite de détection de la propagation d'une fissure de fatigue (marquage par des encres, essais interrompus à certains cycles, ...). Pour cette étude, il a été choisi de l'estimer à partir du modèle présenté précédemment sur la figure n° III.3-(2). Pour cela, il suffit donc de tracer la déformation au point où se trouve la

jauge en fonction de la longueur de fissure (traits fins et épais) et de tracer les droites (traits très épais) représentant la déformation de l'éprouvette sans fissure et celle représentant la déformation de l'éprouvette sans fissure additionnée de la variation de déformation mesurable sur les courbes lissées (cf. figure n° III.3-(6)). A partir du système expérimental mis en œuvre, il est possible de mesurer des variations de déformation de 10^{-6} . En majorant cette variation de 100%, la limite de détection expérimentale de la variation de déformation sur les courbes lissées est donc de $2 \cdot 10^{-6}$. Sur la figure n° III.3-(6), pour une contrainte de 160 MPa, la jauge étant située sur l'axe central de l'éprouvette à une distance au plan de fissure variant de 1 à 2 cm (cas le plus fréquemment observés lors de nos essais avec la taille de nos éprouvettes), on détecte alors des fissures ayant une longueur comprise entre 0,4 et 0,65 mm (en moyenne 0,5 mm). Un tel niveau de détection est intéressant car il correspond à la longueur de nos sites d'amorçage. Il est donc possible de détecter presque immédiatement le début de la propagation de la fissure de fatigue.

Avantages et inconvénients de la méthode :

Les durées d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue sont des résultats qui permettent de comparer le comportement en fatigue de matériaux ou de structures assemblées plus complexes.

La méthode de détection du début de propagation de la fissure de fatigue a été utilisée pour les raisons suivantes :

- Les alliages utilisés ont été filés et présentent donc en général une texture et une morphologie différente en peau et à cœur. De plus les assemblages soudés possèdent des défauts de soudage mais aussi une ZAT et des cordons soudés qui ont des compositions chimiques et des structures différentes de celles de l'alliage de base. Ces faits rendent l'utilisation d'une méthode ultra sonore impossible dans le cas de notre étude.
- L'utilisation d'une méthode de potentiel électrique est difficile à mettre en œuvre, principalement sur les éprouvettes soudées qui présentent des discontinuités dues aux défauts de soudage.
- La même méthode et donc la même précision de détection peut être utilisée sur les alliages de base et sur les assemblages soudés.

Cependant la mise en œuvre de cette méthode de détection présente quelques inconvénients :

- Le collage des jauges d'extensométrie doit être particulièrement soigné afin d'éviter d'éventuelles fluctuations.
- Le système d'acquisition doit présenter une masse électrique fiable et différente de la machine de fatigue permettant ainsi la suppression de parasites indésirables.
- La détection du début de la propagation de la fissure de fatigue se fait uniquement après acquisition totale du spectre.
- La limite de détection dépend faiblement de la charge et de la position de la jauge pour les essais réalisés dans cette étude.
- La difficulté à utiliser correctement le critère de détection (car la séparation n'est pas toujours franche) réduit fortement la précision des résultats. Pour palier ce problème, l'estimation des durées de propagation et d'amorçage reste volontairement grossière (+/- 5%).

Chapitre C :

Microstructure et
comportement mécanique des
alliages 6005A



I) La microstructure des matériaux

L'étude bibliographique a mis en évidence le rôle de certains facteurs métallurgiques sur les caractéristiques mécaniques des alliages filés Al-Mg-Si. Aussi, après avoir décrit la nature des alliages étudiés, une attention particulière sera portée à la structure des grains, aux précipités grossiers riches en fer et aux phases dispersées, ainsi qu'aux phases responsables du durcissement structural.

I-1) les différents alliages étudiés

Les matériaux étudiés sont des alliages d'aluminium filés. Ils appartiennent à la nuance 6005A. L'étude consiste en une comparaison de trois profilés nommés A2, A4 et C2. La composition chimique des différents alliages est donnée dans le tableau n° I.1-[1].

Alliages	%Si	%Mg	%Fe	%Mn	%Cr	%Cu	%Zn	%Ti
A2	0,71	0,54	0,22	0,25	0,16	0,18	0,07	0,04
A4	0,67	0,54	0,20	0,25	0,16	0,17	0,02	0,05
C2	0,74	0,56	0,20	0,17	0,02	0,18	0,02	0,02
+/- Δ%	0,05	0,04	0,02	0,03	0,02	0,01	0,005	0,006
Norme	AFNOR NF A 50-411							
Max	0,90	0,70	0,35	0,50	0,30	0,30	0,20	0,10
Min	0,50	0,40		(1)	(1)			

Tableau n° I.1-[1] :

Composition chimique des alliages.

(1) : %Mn + %Cr = 0,12 à 0,50

+/- Δ% représente la marge d'incertitude



L'observation du tableau ci-dessus permet de faire plusieurs constatations. La comparaison des compositions chimiques de chaque alliage avec les normes françaises de composition chimique en vigueur montre que tous les alliages étudiés appartiennent bien à la nuance 6005A.

La principale différence entre les alliages A2 et C2 provient des teneurs en chrome et en manganèse. En effet, l'alliage A2 se distingue de l'alliage C2 par le fait qu'il contient pratiquement cinq fois plus de chrome et que sa teneur en manganèse est supérieure.

Ce type de matériau présente un durcissement structural. Pour durcir, ces alliages ont subi un traitement thermique de type T5, c'est à dire qu'ils ont été filés, trempés sur presse (le profilé est trempé juste à la sortie de la presse), puis revenus à 185°C pendant 6 heures. Cet état permet d'obtenir une précipitation des phases intermétalliques Mg_2Si sous la forme de phase β' . Le tableau n° I.1-[2] présente le pourcentage de Mg_2Si et l'excès de Si pour chaque alliage. Ces teneurs sont calculées en supposant que tout le magnésium précipite sous la forme de Mg_2Si . De tels calculs permettent d'évaluer le potentiel durcissant des alliages Al-Mg-Si.

Nom des alliages	% Mg_2Si	%Si excès
A2	0,855	0,395
A4	0,855	0,355
C2	0,886	0,413

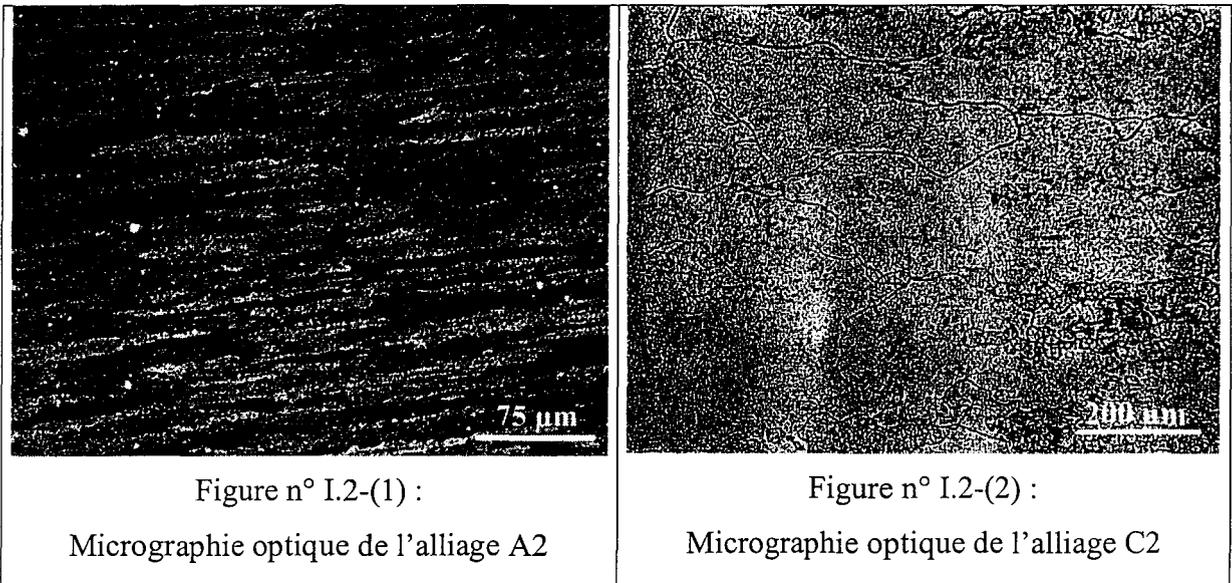
Tableau n° I.1-[2] :

Teneur en Mg_2Si et silicium en excès

L'examen du tableau ci dessus et les valeurs des incertitudes de mesure de composition chimique du silicium et du magnésium montrent que les trois alliages étudiés ont un potentiel durcissant équivalent.

Les différences de composition chimique indiquées ci-dessus engendrent, en général, des différences de microstructures. Dans la suite de ce chapitre, les microstructures étudiées seront principalement celles des alliages les plus différents (A2 et C2). Cependant lorsqu'une différence de microstructure apparaîtra entre les alliages A2 et A4, elle sera présentée afin de permettre par la suite une meilleure interprétation des résultats.

I-2) Métallographie



Les figures n° I.2-(1) et I.2-(2) permettent de différencier la structure métallurgique des alliages A2 et C2. En effet, l'alliage A2 présente en peau des grains de taille importante (environ 200 μm). A l'intérieur, l'alliage est constitué de grains fins difficilement visibles, qui semblent être fortement allongés dans la direction de filage. Cette structure de cœur est caractéristique, à cœur, d'une structure non recristallisée obtenue après filage et trempe. L'alliage présente donc une structure ayant subi un phénomène métallurgique nommé « effet de presse ». Contrairement à l'alliage A2, l'alliage C2 possède une taille de grain identique en peau et à cœur. Ses grains sont légèrement allongés dans le sens de filage et présentent une taille importante (environ 100 μm). De plus, l'observation métallographique montre la présence de fines bandes à grains fins. Une telle structure est donc partiellement recristallisée.

Cette différence de structure métallurgique entre les deux alliages s'explique par l'importance des teneurs en manganèse et en chrome. En effet, ces éléments chimiques inhibent ou retardent la recristallisation de l'alliage après filage. Ainsi, après la mise en solution, l'alliage A2 est non recristallisé car il contient 0,25 % de manganèse et 0,16 % de chrome alors que l'alliage C2 est partiellement recristallisé car il ne contient que 0,17 % de manganèse et 0,02 % de chrome. De la même façon, la recristallisation de la peau de l'alliage A2 s'explique par le fait que lors du filage les déformations et les températures sont plus importantes en peau qu'à cœur.

I-3) Les précipités grossiers

L'étude bibliographique a mis en évidence la présence de précipités grossiers dans les alliages Al-Mg-Si. Ces phases apparaissent lors du refroidissement de la billette après coulée. Cependant elles peuvent être modifiées à partir d'un traitement d'homogénéisation.

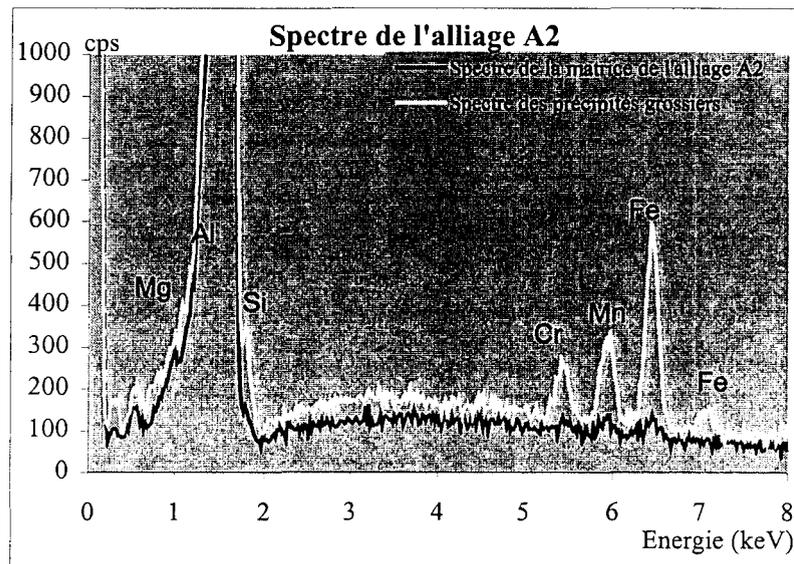


Figure n° I.3-(1) :

Spectres de l'alliage A2

Les figures n° I.3-(1) et I.3-(2) présentent les spectres chimiques de la matrice et des précipités grossiers présents dans les alliages A2 et C2. La comparaison des spectres de la matrice et des spectres des précipités grossiers suggère quelques observations :

- Les phases grossières sont des phases riches en fer qui contiennent du silicium.
- Pour l'alliage A2, ces phases sont combinées au manganèse et au chrome. Par contre, pour l'alliage C2, elles sont uniquement combinées au manganèse.

Malgré les différences de compositions chimiques, l'aspect général de ces précipités est semblable pour les alliages A2 et C2. Ils ont la forme de bâtonnets allongés dans le sens de filage (cf. figure n° I.3-(3)). Leur longueur moyenne est voisine de 10 μm et leur diamètre moyen est proche de 2 μm . La densité de ces précipités est la même pour les deux alliages, elle est de 3.10^7 précipités/ cm^3 . Cependant leur répartition est hétérogène. Certaines zones sont dénuées de précipités, alors que d'autres présentent des densités de l'ordre de 3.10^8 précipités/ cm^3 .

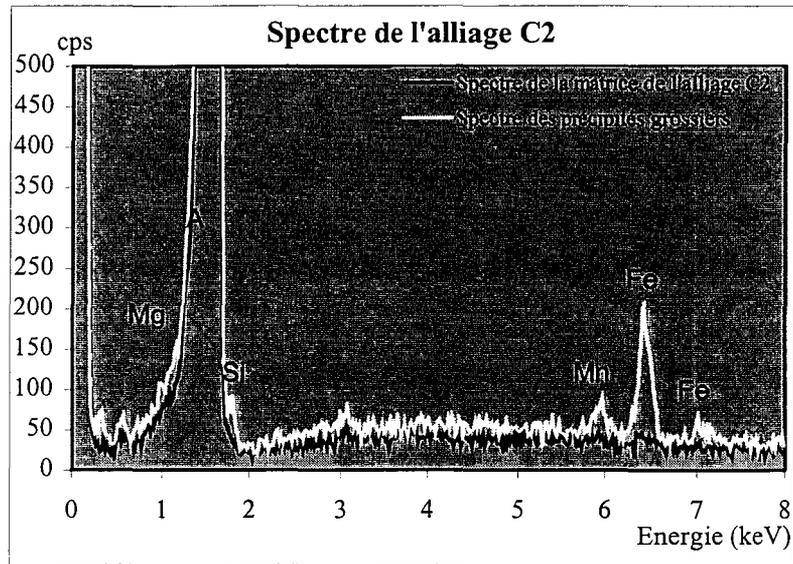


Figure n° I.3-(2) :
Spectres de l'alliage C2

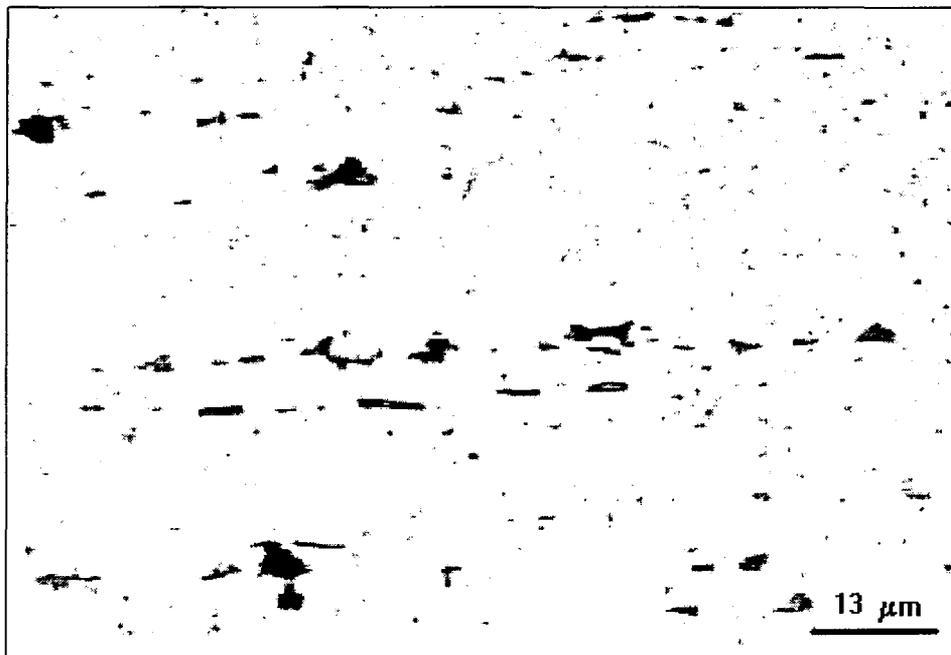


Figure n° I.3-(3) :
Précipités grossiers présents dans l'alliage A2 (sens long)

I-4) Le durcissement structural

Les alliages d'aluminium de la famille 6000 acquièrent leurs caractéristiques mécaniques après une précipitation structurale. Afin d'appréhender et de comparer l'effet durcissant de chaque alliage, des profils de dureté ont été déterminés. La figure I.4-(1) montre les filiations de dureté qui ont été mesurées suivant l'épaisseur pour les alliages A2, A4 et C2.

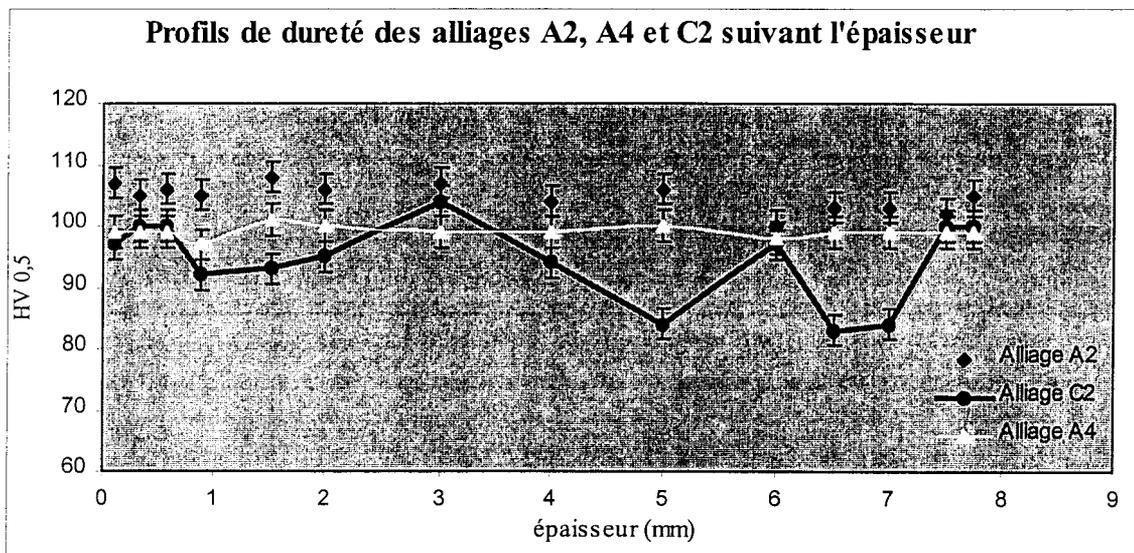


Figure I.4-(1) :

Filiation de dureté suivant l'épaisseur des échantillons

Pour les alliages A2 et A4, les mesures de microdureté sont homogènes. La valeur moyenne est de 102 HV pour l'alliage A2 et 99 HV pour l'alliage A4. La comparaison de cette dureté avec les teneurs de magnésium et de silicium de l'alliage montre que les précipités Mg_2Si ont bien été remis en solution et que le durcissement est optimum.

Par contre l'alliage C2 présente une microdureté qui fluctue entre 82 et 102 HV. En effectuant une attaque révélant les joints de grains, puis en réalisant des microduretés, on remarque que les zones présentant une dureté faible correspondent à des zones à grains fins, c'est à dire à des zones partiellement recristallisées ou non recristallisées.

I-5) Les phases dispersées

La bibliographie a montré que les phases dispersées jouent un rôle fondamental sur le comportement plastique des alliages d'aluminium. Le tableau n° I.5-[1] résume les résultats obtenus à partir des observations en microscopie électronique à transmission des phases dispersées.

Alliages	Diamètre moyen (nm)	Fraction volumique (%)	Densité numérique (cm^{-3})	Facteur de forme
A2	80	0,62 (+/- 0,10)	$9,8 \cdot 10^{12}$	0,9
A4	125	0,60 (+/- 0,12)	$3,4 \cdot 10^{12}$	0,9
C2	165	0,50 (+/- 0,05)	$1,3 \cdot 10^{12}$	0,9

Tableau n° I.5-[1] :

Données sur les phases dispersées

Ces résultats et les figures n° I.5-(1) à n°I.5-(6) montrent que l'alliage A2 présente une densité numérique 3 fois supérieure à celle de l'alliage A4 et 8 fois supérieure à celle de l'alliage C2. De plus dans l'alliage C2, le diamètre moyen de ces phases est 1,2 fois plus important que celui de l'alliage A4 et 2 fois plus important que l'alliage A2.

Remarque : Les précipités ayant une taille voisine du micromètre sont du silicium pur qui est apparu lors du traitement de recristallisation à basse température nécessaire à l'observation des phases dispersées. Ces précipités ne sont pas présents sur les alliages bruts.



Figure n° I.5-(1) : Vue globale de l'alliage A2

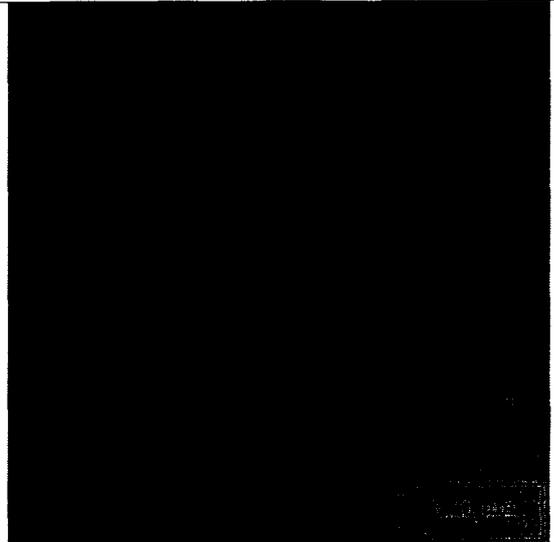


Figure n° I.5-(2) : Vue locale de l'alliage A2



Figure n° I.5-(3) : Vue globale de l'alliage A4

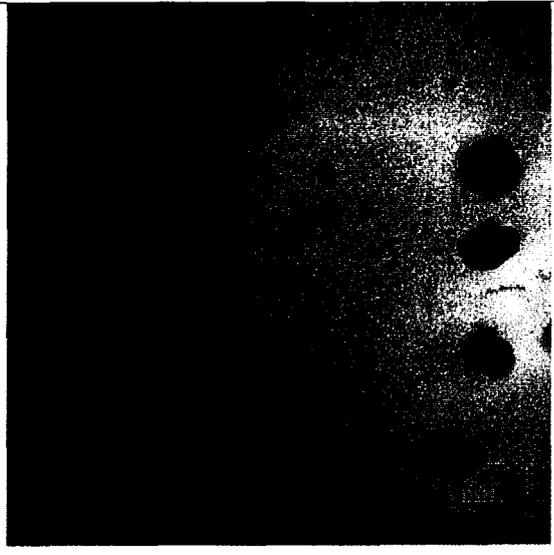


Figure n° I.5-(4) : Vue locale de l'alliage A4



Figure n° I.5-(5) : Vue globale de l'alliage C2

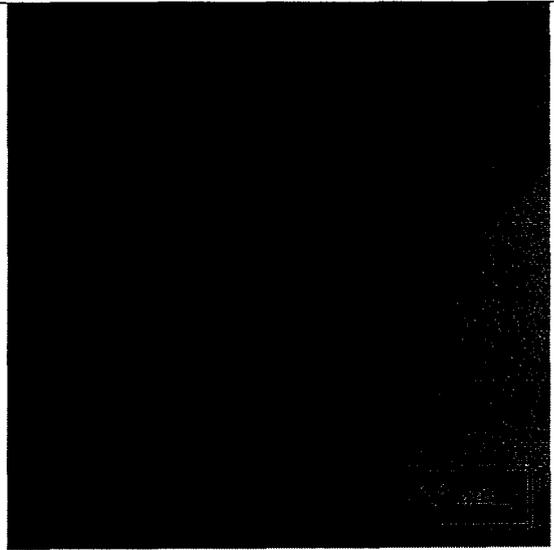


Figure n° I.5-(6) : Vue locale de l'alliage C2

I-6) Conclusion

Cette partie de l'étude a permis de caractériser les matériaux A2 et C2. Ces deux alliages d'aluminium appartiennent à la nuance 6005 A. Ils ont subi un traitement thermique T5, c'est à dire une trempe sur presse suivie d'un revenu de 8 heures à 185°C.

L'analyse chimique des deux matériaux a révélé une différence sur les teneurs de manganèse et de chrome. Ainsi, l'alliage A2 contient plus de chrome et de manganèse que l'alliage C2. Cette différence, couplée au fait que ces deux éléments chimiques retardent l'apparition du phénomène de recristallisation, explique que la structure métallurgique des deux alliages soit différente. En effet, l'alliage A2 présente une structure non recristallisée, alors que la structure de l'alliage C2 est partiellement recristallisée. La différence de composition chimique entre les deux alliages se retrouve dans la nature des précipités grossiers riche en fer. Pour l'alliage C2, les phases riches en fer sont des phases AlFeSiMn, alors que l'alliage A2 possède des phases du type AlFeSi(Mn, Cr).

Les essais de microdureté ont mis en évidence une autre différence microstructurale. Les microduretés mesurées sur l'échantillon A2 révèlent que le durcissement structural est homogène. Par contre, l'alliage C2 présente une dureté hétérogène, avec des zones de faible dureté qui correspondent aux zones non recristallisées. Ce résultat a deux explications possibles :

- la mise en solution de l'alliage C2 est insuffisante,
- comme, les zones non recristallisées sont des zones présentant un grand nombre de joints de grains et que les joints de grains sont des puits de lacunes, la diffusion atomique est moins efficace, ce qui affaiblit localement le durcissement de l'alliage.

La densité numérique et la taille des phases dispersées ne sont pas les mêmes pour les trois alliages. L'alliage A2 possède la densité la plus élevée et la taille moyenne la plus faible. L'alliage A4 qui présente la même composition chimique que l'alliage A2 possède des phases de taille plus importante et donc une densité numérique de ces phases plus faible. Par contre, l'alliage C2 qui contient moins de chrome et manganèse possède les phases dispersées les plus grosses et contient donc le moins de précipités fins riches en fer par unité de volume.

II) Caractéristiques mécaniques des alliages étudiés

Le comportement mécanique des alliages d'aluminium de la série 6000 dépend de la microstructure de l'alliage. Le paragraphe précédent a montré l'influence d'une variation de la composition chimique sur la structure métallurgique et les phases présentes dans l'alliage. L'étude de la ductilité des alliages A2 et C2 mettra en avant d'éventuelles différences.

II-1) Comportement des matériaux de base

Le comportement des matériaux est analysé à partir des angles de pliage conduisant à la fissuration et à la rupture et des faciès de rupture. Les essais de traction seront utiles pour connaître la limite d'élasticité et la charge à la rupture des alliages.

Résultats des essais de traction et de pliage

	Rp _{0,2} (MPa)	Rm (MPa)	A%
Alliage A2 Sens long	308	337	14,8
Alliage A2 Sens travers	312	340	12,7
Alliage C2 Sens long	237	272	9,2
Alliage C2 Sens travers	241	281	7,5

Tableau n° II.1-[1] :

Caractéristiques mécaniques à la traction

Pour chaque alliage, on observe que la charge à la rupture et la limite d'élasticité sont du même ordre de grandeur dans le sens long et dans le sens travers du profilé. Par contre l'allongement est toujours supérieur dans le sens long du profilé. Un tel phénomène s'explique par « l'effet de presse ». Pendant le filage, la déformation plastique est, en général,

supérieure dans le sens long à celle dans les sens travers. Il en résulte alors une ductilité supérieure dans le sens long.

Les deux alliages présentent un comportement mécanique différent. En effet, l'alliage C2 possède une limite d'élasticité, une charge à la rupture et un allongement nettement inférieurs à ceux de l'échantillon A2. Une telle différence ne s'explique pas par la densité et la taille des phases durcissantes puisque la dureté et le potentiel durcissant des deux alliages sont pratiquement identiques. Par contre, la quantité de phases dispersées est nettement supérieure dans l'alliage A2. De plus, lors de déformations plastiques, ces fins précipités ne sont pas cisailés par les dislocations, mais ils participent au ralentissement du mouvement de celles-ci. Ainsi, l'augmentation de la limite élastique et de la charge à la rupture est à imputer à la présence des phases dispersées.

Les essais de pliage confirment ces résultats, à savoir que l'alliage A2 présente une ductilité plus importante que l'alliage C2 (cf. tableau n° II.1-[2]). Dans la suite de l'étude les comparaisons de ductilité se feront toujours à partir d'essais de pliage, les différences observées étant très significatives.

	Angle de fissuration	Angle à la rupture
Alliage A2 (sens travers)	42	90
Alliage C2 (sens travers)	25	45

Tableau n° II.1-[2] :

Résultats des essais de pliage

Les Faciès de rupture

Les faciès de rupture des éprouvettes de traction et de pliage ont été observés au microscope électronique à balayage ; chaque alliage présente un faciès de rupture identique en traction et au pliage. Cependant le type de rupture est différents pour les deux alliages (cf. figure n° II.1-(1) et n° II.1-(2)). L'alliage A2 présente un faciès de rupture ductile - transgranulaire, alors que la rupture de l'alliage C2 est de type intergranulaire.

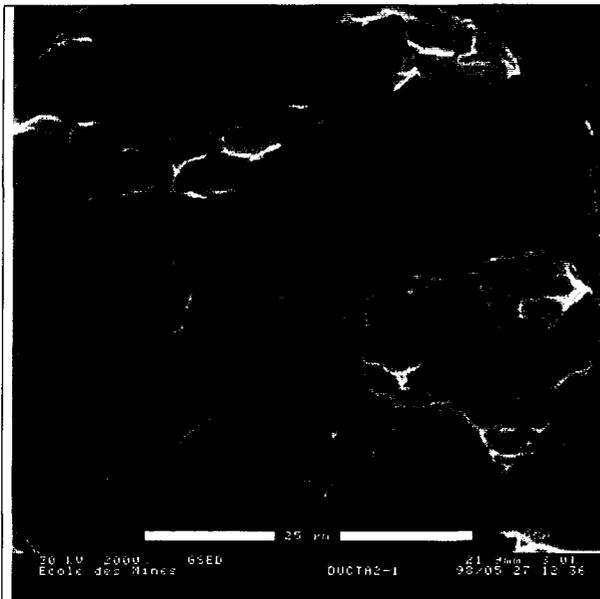


Figure n° II.1-(1) :

Faciès de rupture de l'alliage A2

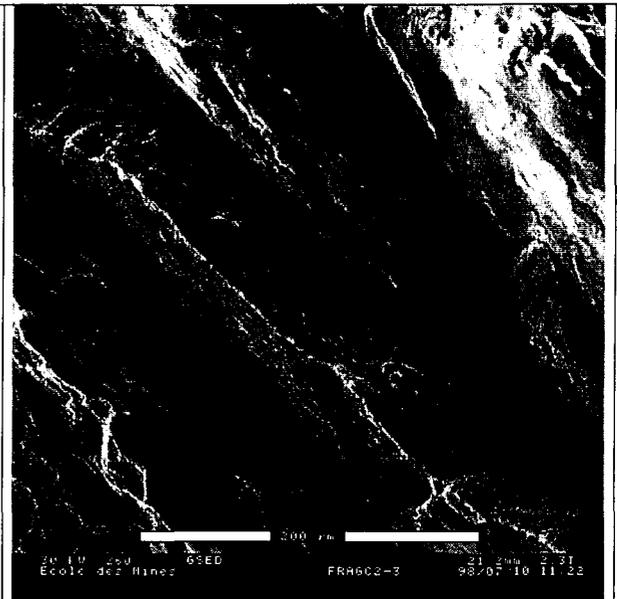


Figure n° II.1-(2) :

Faciès de rupture de l'alliage C2

L'observation du faciès de rupture de l'alliage A2, montre la présence, d'une part, de cupules d'une taille voisine de 20 μm et d'autre part, de cupules d'une taille moyenne de 0,5 μm. La microanalyse permet d'identifier les précipités responsables de la formation des grosses cavités. Le spectre de la figure n° II.1-(3) montre que ces précipités sont des phases riches en fer du type AlFeSi(Mn,Cr).

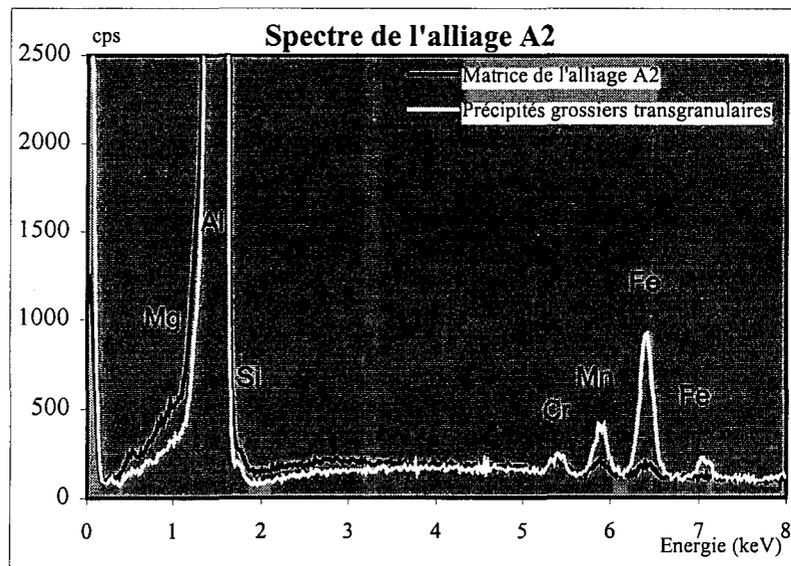


Figure n° II.1-(3) :

Spectres d'analyse de l'alliage A2

Pour l'alliage C2, au niveau des joints de grain où il y a eu décohésion, on peut encore distinguer la présence de deux types de cupules ; d'une part, des cupules d'une taille voisine de 20 μm qui sont causées par la présence de précipité de type AlFeSiMn (cf. figure n° II.1-(4)) et d'autre part, des cupules d'une taille de 1 μm .

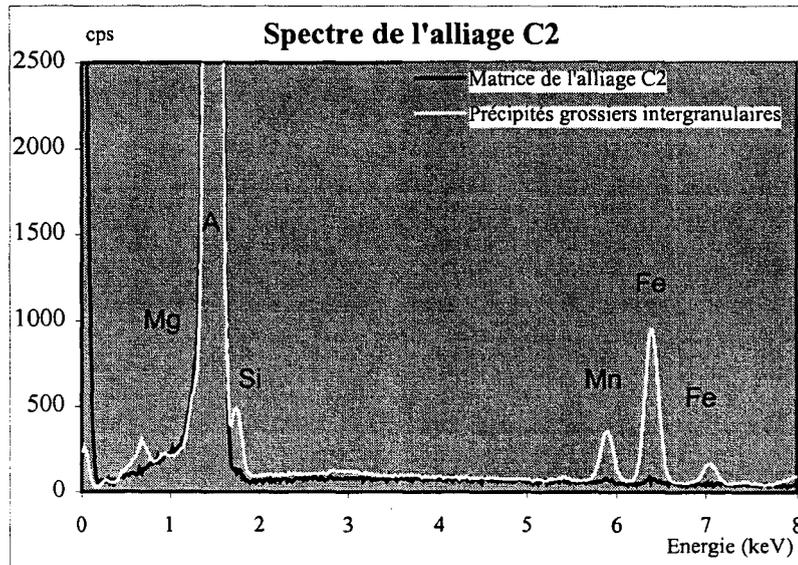


Figure n° II.1-(4) :
Spectre de l'alliage C2

Les bandes de glissements

La distance entre les bandes de glissement et leur longueur sont des informations intéressantes. En effet, lorsqu'une bande de glissement est bloquée par un joint de grain, il en résulte une concentration de contrainte au niveau du joint de grain qui peut provoquer une décohésion intergranulaire [EMB74].

Des échantillons polis des alliages A2 et C2 ont été déformés, par compression, dans le domaine plastique. Les observations au microscope en lumière rasante révèlent la distance entre les bandes de glissement pour plusieurs déformations. La figure n° II.1-(5) montre que l'alliage C2 possède une distance entre les bandes de glissement deux fois plus grande que celle de l'alliage A2. Ce phénomène s'explique par la présence des fins précipités riches en manganèse et chrome qui provoquent une dispersion latérale des bandes de glissement [DOW73].

Pour l'alliage A2, l'augmentation de déformation produit une baisse continue de la distance entre les bandes de glissements. En effet, plus l'échantillon est déformé et plus le nombre de dislocations est important. De ce fait, le nombre de plans de glissement activés augmente. L'alliage C2 présente un comportement similaire à celui de l'alliage A2. Cependant il semble que, pour cet alliage, la distance entre les bandes de glissement n'évolue pas entre 2,5 et 3,5% de déformation. Une explication possible est qu'à faible déformation, les dislocations créées cisailent les précipités durcissants [DOW73]. Après cette étape, le mouvement des dislocations est moins perturbé. Ainsi, le nombre de dislocations par plans de glissement augmente, sans pour autant activer des nouveaux plans de glissement. A partir d'une certaine déformation, le nombre de dislocations par plan de glissement devient trop important, alors des nouveaux plans de glissement sont activés, d'où une augmentation du nombre de bande de glissement et donc une diminution de l'espace entre ces bandes. Ce phénomène ne se retrouve pas dans l'alliage A2, car en plus des phases durcissantes, il y a les phases dispersées qui freinent le mouvement des dislocations et provoquent ainsi une dispersion latérale des bandes de glissement.

Les résultats qui ont été présentés ici, sont comparables à ceux de DOWLING et al, obtenus sur des alliages d'aluminium 6005A de laboratoire.

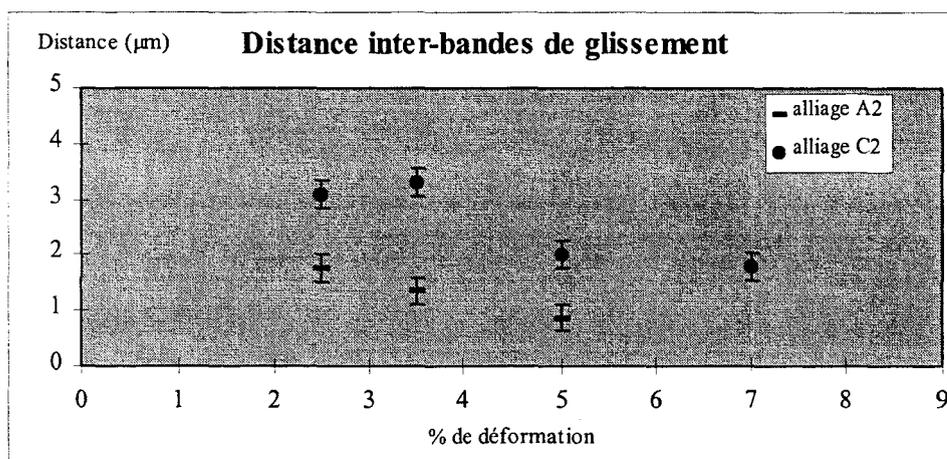


Figure n° II.1-(5) :

Distance entre les bandes de glissement

Conclusions

L'alliage A2 présente une meilleure ductilité que l'alliage C2. Cette différence se retrouve au niveau du faciès de rupture et de la distance entre les bandes de glissement.

Le faciès de rupture de l'alliage A2 est ductile – transgranulaire. Par contre, la rupture de l'alliage C2 est intergranulaire. Dans les deux cas la décohésion est produite par des précipités grossiers riches en fer et par de fins précipités invisibles au microscope électronique à balayage. L'alliage C2 présente une distance entre les bandes de glissement deux fois supérieures à celles de l'alliage A2. Pour l'alliage A2, ce phénomène est à la base d'une augmentation de ductilité.

II-2) Effet de la recristallisation

La recristallisation est un phénomène thermoactivé. De ce fait, la température et le temps nécessaires à la recristallisation d'un alliage d'aluminium dépendent de la composition chimique de l'alliage et plus particulièrement de la teneur en chrome et en manganèse.

Le but de ce sous paragraphe est de connaître l'influence de la recristallisation d'un alliage d'aluminium sur sa ductilité. Pour cela, l'alliage A2 subira divers traitements thermiques afin de le recristalliser plus ou moins. Des traitements similaires seront réalisés sur l'alliage C2. La ductilité sera comparée pour chaque état ainsi obtenu.

Les traitements de recristallisation effectués

Afin de préciser les conditions de traitement, des recuits ont été effectués sur l'alliage A2 pour des températures comprises entre 350 et 600 °C, pour des temps variant de quelques secondes à 48 heures. Les échantillons ont ensuite été observés par microscopie optique afin d'évaluer le type de structure. Les résultats ainsi obtenus sont reportés sur la figure n° II.2-(1).

Pour la suite de l'étude, il est nécessaire de choisir une température et de faire varier le temps de recuit afin d'obtenir divers états plus ou moins recristallisés. Le choix d'une température de recristallisation nécessite quelques précautions. Ainsi, la température choisie doit être inférieure à la température de l'eutectique du diagramme d'équilibre Al – Mg₂Si, c'est à dire inférieure à 595 °C. Le dépassement de cette température occasionnerait des phénomènes de brûlure de l'alliage. De plus, une température inférieure à 580 °C permet d'éviter toutes modifications de la répartition et de la taille des phases dispersées et des phases riches en fer. Pourtant, la température de recristallisation ne doit pas conduire à des temps de traitement thermique supérieurs à 48 heures (Cette précaution diminue les risques de dérives

thermiques du bain de sel). De plus, lorsque la température de traitement est supérieure à la température de mise en solution des phases durcissantes, on effectue la recristallisation et la mise en solution en même temps. A partir de ces critères, la température de 545°C a été choisie. D'après la figure n° II.2-(1), des temps de recuits de 5, 14, 20, 29 heures ont été choisis pour obtenir différents stades de recristallisation de l'alliage. Ces différents traitements ont été suivis d'une trempe à l'eau et d'un revenu à 185 °C pendant 6 heures. Avec ces traitements thermiques, l'alliage présente un durcissement équivalent à celui effectué lors de l'élaboration des profilés.

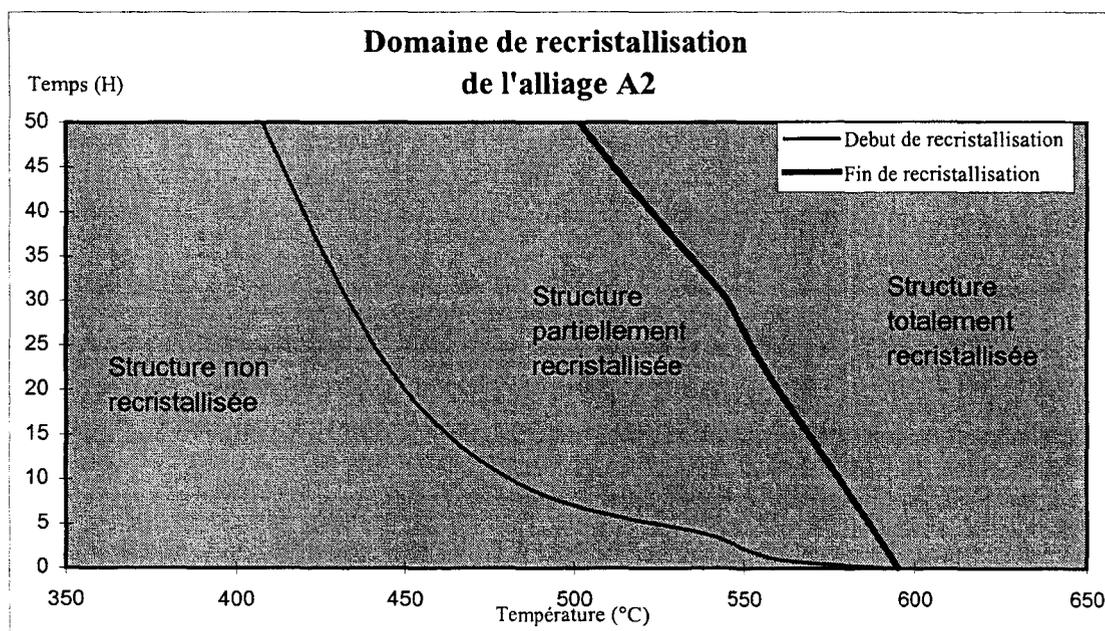


Figure n° II.2-(1) :

Domaine de recristallisation de l'alliage A2.

Métallographie et dureté des échantillons traités thermiquement

L'observation de la morphologie des grains et la mesure de la dureté, permet de connaître les changements métallurgiques subis par les deux alliages.

Pour l'alliage A2, des grains de taille importante (supérieure au centimètre dans le sens long) naissent de la matrice écrouie. Cette transformation est hétérogène car, au cours du traitement de recristallisation, certaines zones recristallisent avant d'autres. Après 29 heures à 545 °C, l'alliage est totalement recristallisé (cf. figure n° II.2-(2)).

Pour l'alliage C2, le changement est moins évident. Les zones à grains fins recrystallisent et les zones à grains grossiers n'évoluent plus. Ainsi, après quelques minutes de traitement à 545 °C, l'alliage est totalement recrystallisé (la taille moyenne des grains est voisine de 100 μm). Même après 29 heures de traitement, les grains ne grossissent plus (cf. figure n° II.2-(3)).

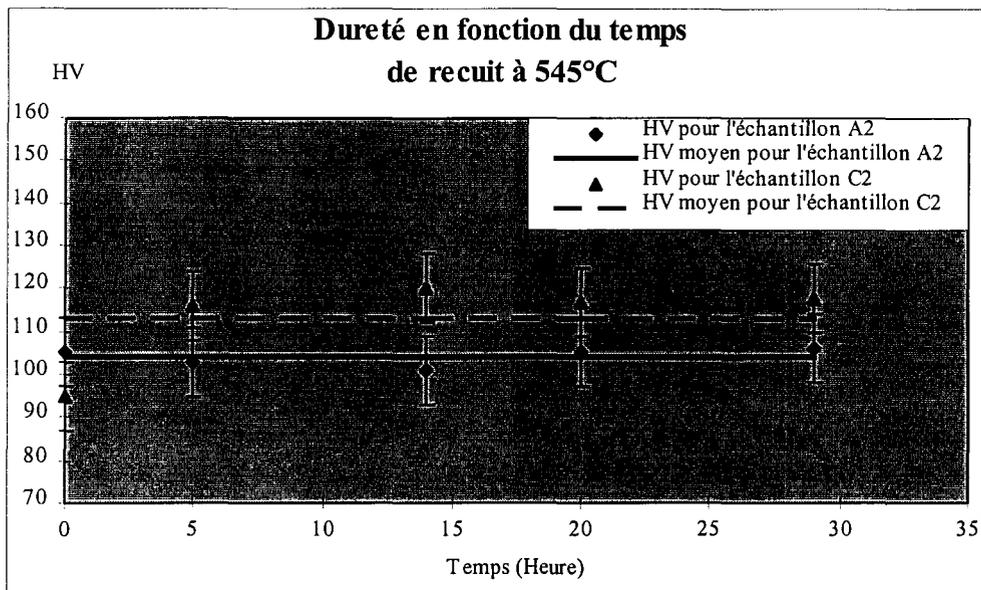
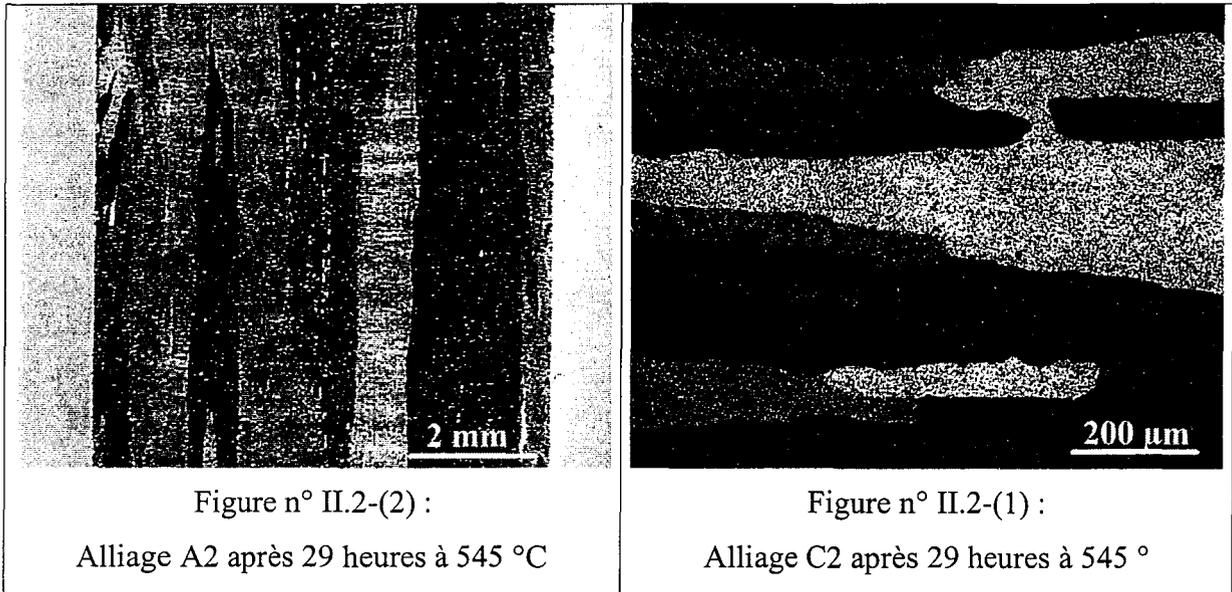


Figure n° II.2-(4) :

Dureté des alliages A2 et C2 en fonction du temps de recuit.

Sur la figure n° II.2-(4), la dureté des alliages est donnée en fonction du temps de recuit. Les résultats montrent que la dureté de l'alliage A2 n'est pas affectée par le phénomène de recristallisation. Cependant, les essais de microdureté révèlent qu'après traitement thermique, la dureté de l'alliage C2 est devenue homogène et a augmenté par rapport au même alliage brut. Un tel phénomène s'explique par le fait que pendant le traitement thermique, l'alliage a recristallisé et a été remis en solution. Puis, après trempe, comme l'ensemble des grains est grossier, la précipitation des β' s'est produite de façon homogène, induisant ainsi une dureté pratiquement constante dans tout l'échantillon. L'augmentation de dureté montre que la précipitation structurale de l'alliage était incomplète à l'état brut de filage.

Les essais de pliage

Les angles de pliage, pour lesquels il y a apparition d'une fissure puis rupture permettent d'évaluer et de comparer la ductilité suivant le type de recuit effectué. La figure II.2-(5) résume les différents résultats obtenus.

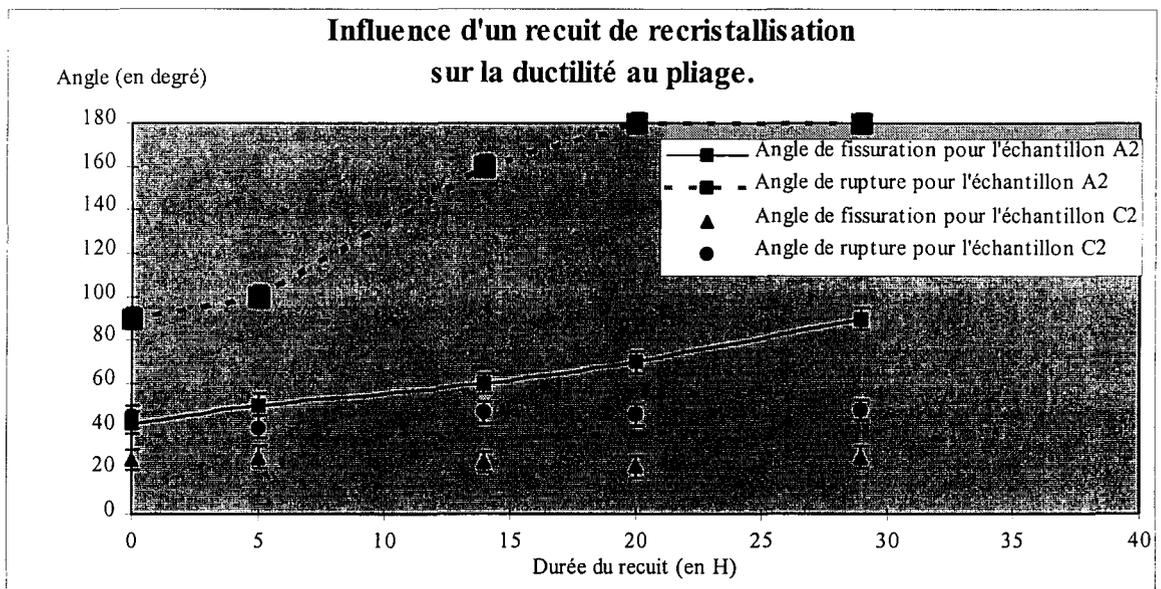


Figure n° II.2-(5) :

Angle de pliage en fonction du temps de recuit.

Pour l'alliage C2, l'angle de pliage à la fissuration ou à la rupture n'évolue pratiquement pas en fonction de la durée du temps de recuit. Ce comportement était prévisible

car l'alliage brut est pratiquement recristallisé et il a subi un traitement de durcissement structural semblable à celui subi lors de son élaboration. Ainsi la microstructure n'a pas été fortement modifiée et n'a donc pas entraîné d'importante variation de ductilité.

Par contre, la recristallisation de l'alliage A2 augmente la ductilité de l'alliage (les angles de pliage augmentent fortement). Ce comportement est commun à la plupart des métaux. Le phénomène de recristallisation s'accompagne d'une diminution de la densité de dislocations et est, donc, favorable à l'augmentation de la ductilité. Du fait de cette augmentation, la différence de ductilité s'accroît entre l'alliage A2 et l'alliage C2.

Les faciès de rupture

Les faciès de rupture des alliages traités 5, 14, 20, 29 heures à 545° C sont semblables à ceux obtenus sur les alliages bruts (cf. figure n° II.2-(6) à II.2-(9)). L'alliage A2 présente un mode de rupture ductile – transgranulaire, alors que l'alliage C2 se rompt suivant un mode de rupture intergranulaire.

Pour l'alliage A2, quel que soit le temps de traitement, le faciès de rupture présente des cupules d'une taille voisine de 20 μm et de 0,5 μm en moyenne. Le fait, que ces petites cupules ne disparaissent pas après une mise en solution prolongée confirme que la décohésion se produit sur les phases dispersées riches en chrome et manganèse.

Par contre, les cupules d'une taille voisine de 1 μm , présentes sur la rupture de l'alliage C2, disparaissent après un traitement de mise en solution prolongée. Ainsi, ces petites cupules proviennent d'une décohésion sur des précipités de Mg_2Si de taille nettement supérieure à celle des phases durcissantes. La remise en solution de l'alliage C2 donne, donc, une décohésion intergranulaire uniquement provoqué par la présence de phases grossières, riche en fer, au niveau des joints de grain.

Conclusion

En comparant la ductilité et la dureté de l'alliage A2 brut et recristallisé, on remarque que le phénomène de recristallisation, s'il se produit avant trempe, permet d'augmenter la

ductilité de l'alliage sans pour autant réduire sa dureté. Cependant, les alliages A2 et C2 recristallisés ne présentent pas la même ductilité et le même faciès de rupture, malgré le fait que leurs teneurs en magnésium et silicium soient équivalentes. Cette différence provient du manganèse et du chrome qui précipitent, lors de l'homogénéisation, sous la forme de phases dispersées.

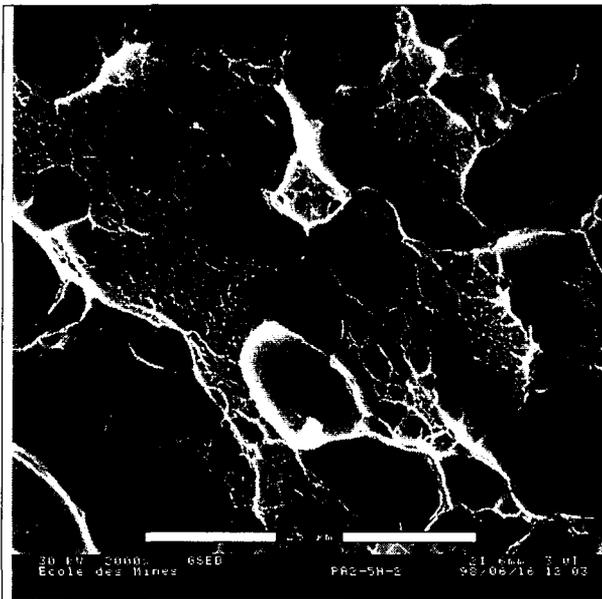


Figure n° II.2-(6) :
Faciès de rupture de l'alliage A2
Traité 5h à 545° C

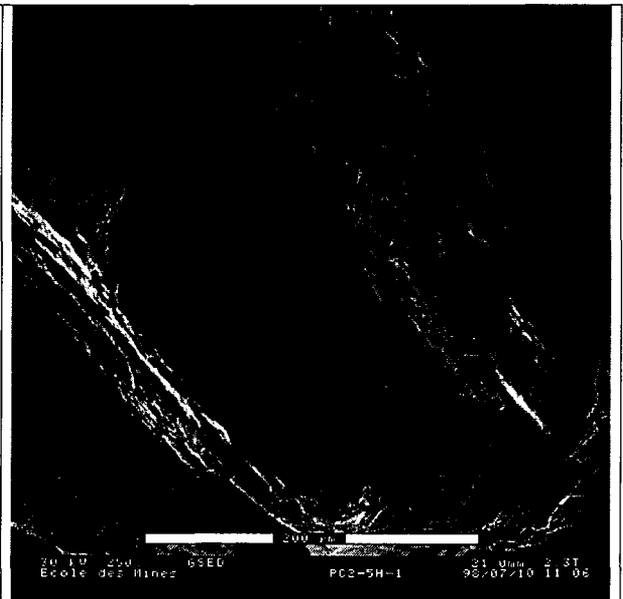


Figure n° II.2-(7) :
Faciès de rupture de l'alliage C2
Traité 5h à 545° C

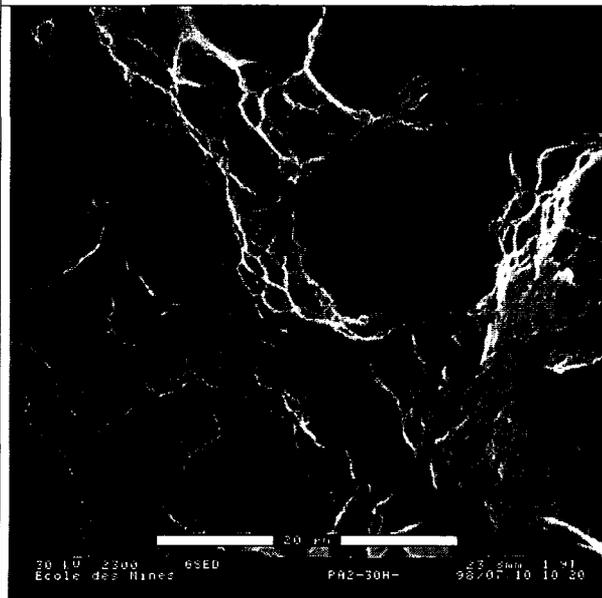


Figure n° II.2-(8) :
Faciès de rupture de l'alliage A2
Traité 30h à 545° C

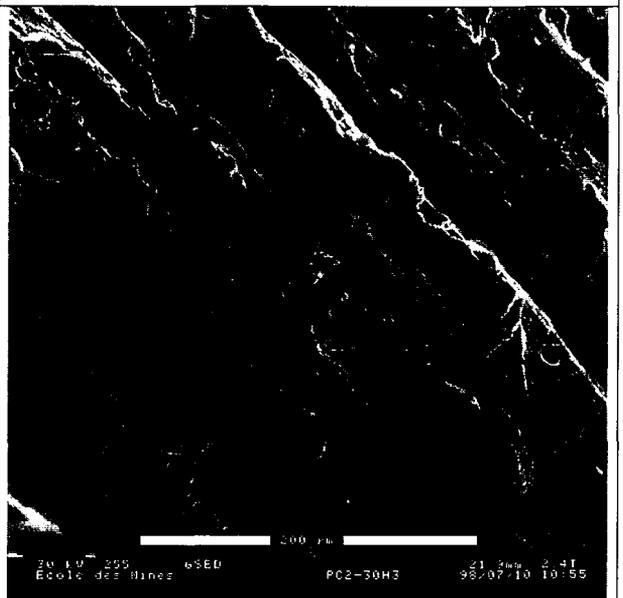


Figure n° II.2-(9) :
Faciès de rupture de l'alliage C2
Traité 30h à 545° C

II-3) Discussion

Le Mode de rupture

EMBURY et NES [EMB74] ont montré que le mode de rupture intergranulaire des alliages d'aluminium trempés est favorisé par :

- la présence de précipités grossiers aux joints de grains,
- un durcissement structural moins important au niveau des joints de grains,
- une localisation du glissement des dislocations à l'intérieur des grains.

Dans les alliages Al-Mg-Si, en l'absence de phases contenant du manganèse et du chrome, les dislocations cisailent la phase durcissante (Mg_2Si), produisant localement un adoucissement de certains plans de glissement. En conséquence, le mouvement des dislocations se fait principalement dans ces plans adoucis. Ainsi, l'alliage se déforme plastiquement en donnant naissance à de fines bandes de glissement ; les fortes concentrations de contraintes produisent des cavités sur les précipités intergranulaires. Ces cavités se propagent par la suite par coalescence à l'intérieur de la zone sans précipité [DOW76] [DUN73]. Il en résulte une rupture intergranulaire et une faible ductilité. L'alliage C2 possède un tel comportement.

Par contre, lorsque l'alliage contient des phases au manganèse ou au chrome, aux faibles déformations, les bandes de glissement présentent un espacement légèrement plus faible que pour les alliages sans manganèse ni chrome, et lorsque la déformation augmente, l'espacement des bandes de glissement diminue. Ce phénomène s'explique par le fait que les phases dispersées, contrairement aux précipités durcissants, ne sont pas cisillées par les dislocations et lorsque l'alliage est déformé plastiquement, il y a accumulation de dislocations sur ces particules, provoquant ainsi, l'activation du glissement de dislocations dans des plans adjacents. Les phases au manganèse ou au chrome provoquent donc une dispersion latérale des bandes de glissement, produisant des concentrations de contraintes, en tête de ces bandes, nettement plus faibles que pour les alliages sans phases dispersées. A partir d'une certaine densité de ces fins précipités, la décohésion intergranulaire ne peut plus se faire et la rupture devient de type ductile [EVE75]. Ainsi l'alliage A2 présente une forte ductilité, accompagnée d'un faciès de rupture ductile.

Concentration de contrainte en tête des bandes de glissement

A partir des modèles de la littérature, nous avons cherché à quantifier la concentration des contraintes due aux obstacles aux glissements des dislocations, en fonction de paramètres métallurgiques tels que la taille de grain, la densité de phases et la distance entre les bandes de glissement.

Lorsque le glissement des dislocations est concentré à l'intérieur de bandes de glissement et est arrêté par un joint de grain, il se produit une concentration de contrainte au point de contact avec le joint de grains (en O). La figure n° II.3-(1) schématise le phénomène. Les dislocations situées dans la bande de glissement sont alors soumises à une scission résultante τ .

En considérant que les dislocations sont identiques, parallèles entre elles, et que chaque dislocation prend une position d'équilibre sous l'action de la scission τ et sous l'interaction répulsive des autres dislocations de l'empilement, alors la scission τ'' et la contrainte de traction σ'' en un point $p(r,\theta)$ voisin du joint de grain s'écrivent [LEA75] :

$$\tau'' = \tau \cdot \left(\frac{L}{r}\right)^{1/2} \cdot f(\theta)$$

$$\sigma'' = \tau \cdot \left(\frac{L}{r}\right)^{1/2} \cdot g(\theta)$$

$f(\theta)$ et $g(\theta)$ sont des fonctions trigonométriques dépendantes de θ . τ'' est parallèle au joint de grain alors que σ'' lui est perpendiculaire. L est la longueur de l'empilement de dislocations. La scission produit un glissement des grains les uns par rapport aux autres, alors que la contrainte de traction produit une décohésion intergranulaire.

C. ZENER [ZEN46] a établi les mêmes équations en remarquant qu'une ligne de glissement ressemble à une fissure qui se propage sous l'action d'une contrainte de cisaillement. Il suppose alors que l'empilement de dislocations est analogue à une fissure de GRIFFITH et que son action sur la rupture est similaire.

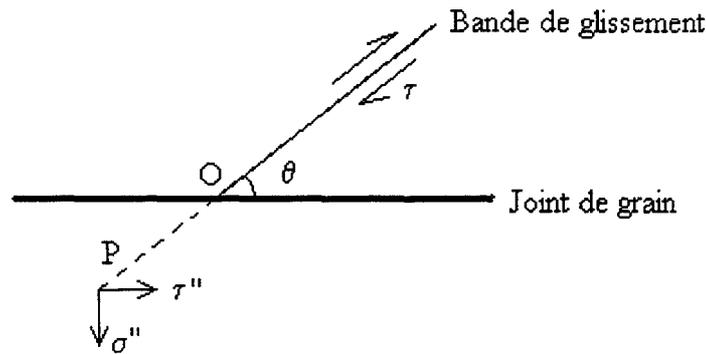


Figure n° II.3-(1) :

Concentration de contrainte engendrée par la rencontre d'une bande de glissement avec un joint de grain

La fonction $g(\theta)$ passe par un maximum pour θ proche de 70 degrés. Pour cet angle, on a :

$$\sigma''_{\max} \approx \tau \cdot \left(\frac{L}{r}\right)^{1/2}$$

La concentration de contrainte engendrée sur le joint de grain par la bande de glissement est donc :

$$\Phi = \left(\frac{L}{r}\right)^{1/2}$$

Cependant une telle représentation de la concentration de contrainte n'a pas de sens physique. En effet, les contraintes au voisinage du point O sont très grandes et devraient, de ce fait, causer immédiatement une décohésion. En réalité, l'empilement de dislocations crée un champ de déformation sensible sur une largeur W (largeur de la bande de glissement). Aussi, en utilisant l'analogie de C. ZENER, on estime que « r » représente le rayon de courbure en pointe de fissure, c'est à dire la moitié de la largeur de la bande de glissement. On obtient alors :

$$\Phi_{\text{moy}} \approx \left(\frac{L}{W}\right)^{1/2}$$

Or expérimentalement, il est impossible d'obtenir la largeur W . Par contre, la distance entre les bandes de glissement d est mesurable. D'après les observations, plus d est grand, plus la concentration de contrainte ϕ est élevée. Ainsi, il est possible d'approximer $d = \frac{\lambda}{W}$

[DOW77]. λ est une constante qui a la dimension d'une distance au carré.

De ce fait, la concentration de contrainte en tête de bande de glissement devient :

$$\Phi \approx (L \cdot d)^{1/2}$$

D'après DOWLING et al [DOW77] [DOW76], la longueur de l'empilement de dislocations peut être prise comme étant de l'ordre de la taille de grain G . En utilisant le fait que la dispersion latérale des bandes de glissement ne provient que de la nature des phases précipitées dans l'alliage, on en déduit que le phénomène de recristallisation ne modifie pas cette distance. Ainsi, on considère que la distance d est la même pour l'alliage A2 brut et l'alliage A2 recristallisé totalement.

Alliage	C2 brut	A2 brut	A2 recristallisé
Taille de grain G (μm)	100 μm	10 μm	10 ⁴ μm
Distance d pour 2,5% de déformation plastique (μm)	3	1,6	1,6
$(G \cdot d)^{1/2}$ (μm)	17,32	4	126,49

Tableau n° II.3-[1] :

Calculs de concentration de contrainte à l'aide des tailles de grain et des distances entre les bandes de glissement établies précédemment

En comparant alors les produit $(G \cdot d)^{1/2}$ reportés dans le tableau n° II.3-[1], un problème apparaît. L'alliage A2 recristallisé devrait présenter une rupture de type intergranulaire. Or pour cet alliage, la rupture est ductile – transgranulaire.

En fait, la longueur de l'empilement dépend du nombre d'obstacles. Dans un alliage, il existe deux types d'obstacle :

- les joints de grain,
- les précipités responsables de l'apparition de cupules lors de la rupture.

En considérant que la taille de grain est G et que la densité de précipités responsables d'une décohésion est δ_0 , la longueur maximum d'un empilement de dislocation est :

$$L = \frac{G}{G \cdot (\delta_0)^{1/3} + 1}$$

De ce fait, la concentration de contrainte en tête de bande de glissement devient :

$$\Phi_{\text{moy}} \approx \left(\frac{G \cdot d}{G \cdot (\delta_0)^{1/3} + 1} \right)^{1/2}$$

Ce modèle explique le fait que pour les alliages Al-Mg-Si, sans phases dispersées, la concentration de contrainte en tête de la bande de glissement dépend de la taille de grain alors que, pour des alliages contenant des phases dispersées, elle dépend de la densité des précipités non cisailés par les dislocations.

Ainsi, malgré la taille de grain importante et la distance inter-bandes seulement deux fois plus petite dans l'alliage C2, le faciès de rupture de l'alliage A2 est transgranulaire, alors que celui de l'alliage C2 est intergranulaire.

III) Comportement en fatigue des alliages étudiés

La quantité des données publiées dans le domaine du comportement en fatigue des alliages Al-Mg-Si filés est faible. Ainsi, cette étude déterminera si les différences de ductilité observées sur les alliages A2 et C2 bruts se répercutent sur leur comportement en fatigue et comment chacun des facteurs métallurgiques influençant la ductilité modifie le comportement en fatigue de ce type d'alliage.

III-1) Le comportement en fatigue des matériaux de base

Les essais de fatigue sont coûteux et, dans le cas de notre étude, ils demandent énormément de temps car nos machines servohydrauliques travaillent à de faibles fréquences. Bien que cette étude ait été initialement orientée vers la détermination des courbes de WÖHLER des alliages. l'enregistrement des spectres de déformation lors des essais et l'étude des faciès de rupture, donnent des résultats complémentaires et permettent, ainsi, d'acquérir une meilleure connaissance du comportement en fatigue de l'alliage.

Les courbes de WÖHLER

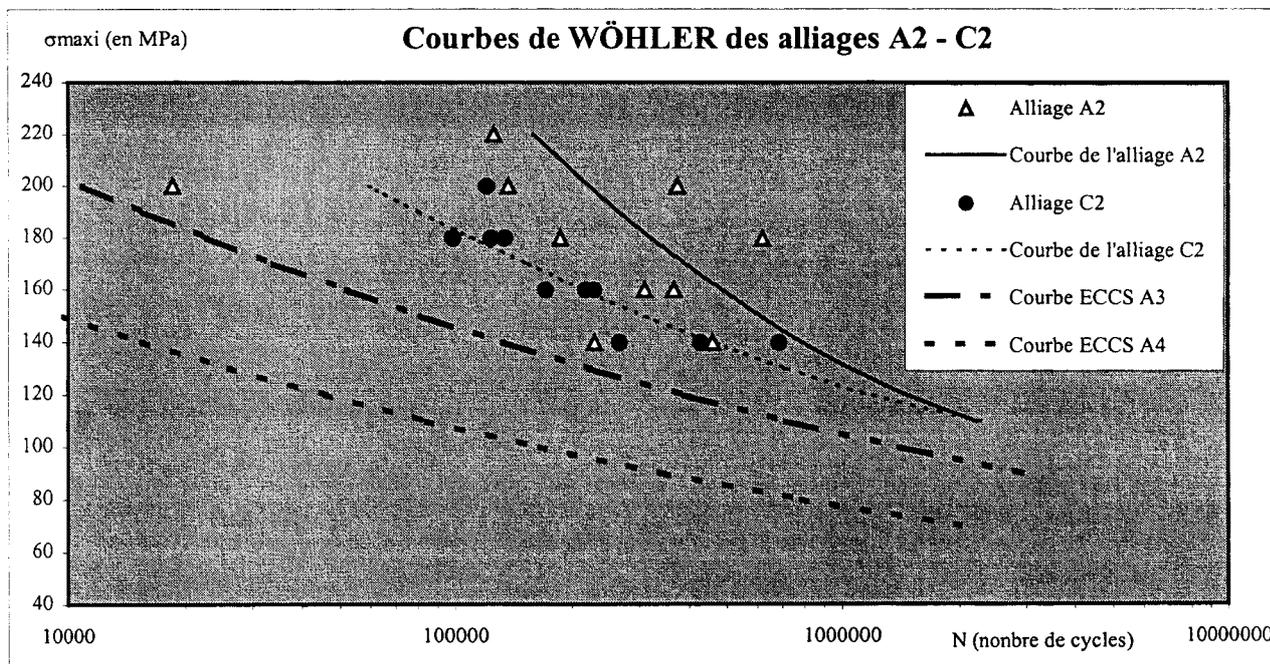


Figure n° III.1-(1) :
Courbes de WÖHLER des alliages A2 et C2

Les courbes de WÖHLER des alliages A2 et C2 de la figure n° III.1-(1) ont été tracées en utilisant la méthode de BASTENAIRE simplifiée. Les niveaux de contraintes utilisés pour les tracés sont 140, 160, 180 et 200 MPa.

Les alliages étudiés présentent des durées de vie supérieures à celles proposées dans l'Eurocode pour des pièces usinées (ECCS A3) ou des pièces brutes de filage (ECCS A4). Pour des niveaux de contrainte compris entre 200 et 160 MPa, deux différences sont évidentes entre les deux alliages ; l'alliage A2 possède une durée de vie moyenne deux fois supérieure à celle de l'alliage C2 et la dispersion des résultats sur l'alliage A2 est plus élevée que celle sur l'alliage C2. La différence de dispersion trouve une explication expérimentale. En effet, lors des essais sur l'alliage A2, des problèmes d'usures des mors sont survenus provoquant des glissements et des désalignements des éprouvettes par rapport à l'axe de traction. Par la suite, ces problèmes ont été corrigés en remplaçant les mors usagés.

Des constatations supplémentaires apparaissent après examen de la figure n° III.1-(1) ; les deux alliages présentent une limite d'endurance à deux millions de cycles semblable et voisine de 110 MPa. Par contre, l'allure des deux courbes de WÖHLER est différente. Si on interpole cette courbe par une équation linéaire du type $\ln(\sigma) = \frac{-1}{m} \cdot \ln(N) + B$ (avec σ la contrainte maximum, N le nombre de cycle à rupture et m, B deux constantes à déterminer) on trouve que m est égal à 3,5 pour l'alliage A2 et 5,7 pour l'alliage C2.

Faciès de rupture en fatigue

Les figures n° III.1-(2) et III.1-(3) montrent les faciès de rupture macroscopiques des deux alliages étudiés. Ces micrographies ont été obtenues en inclinant la section des éprouvettes cassées d'un angle de 40 ° par rapport l'axe Z du microscope (axe vertical). L'alliage A2 présente un faciès lisse et soyeux qui est caractéristique d'une rupture ductile par fatigue. Ce faciès de rupture se confirme lorsque l'on observe les figures n° III.1-(4) représentant la fracture de l'alliages A2 coupée parallèlement à l'axe de traction et à la direction de propagation de la fissure de fatigue. Ainsi, l'alliage A2 présente un profil de rupture « en dents de scie » qui montre que la fissure se propage à l'intérieur des grains non recristallisés. Une observation à plus fort grossissement semble même faire apparaître que

certaines « dents de scie » proviennent de bifurcations de la fissure de fatigue lorsque celle-ci rencontre des précipités grossiers (cf. figure n° III.1-(5)).

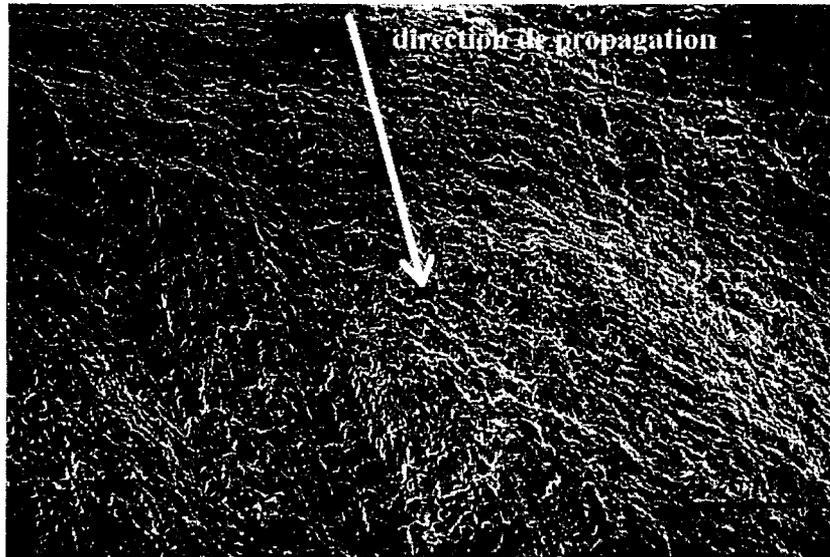


Figure n° III.1-(2) :

Faciès de rupture macroscopique de l'alliage A2 pour une contrainte de 160 MPa

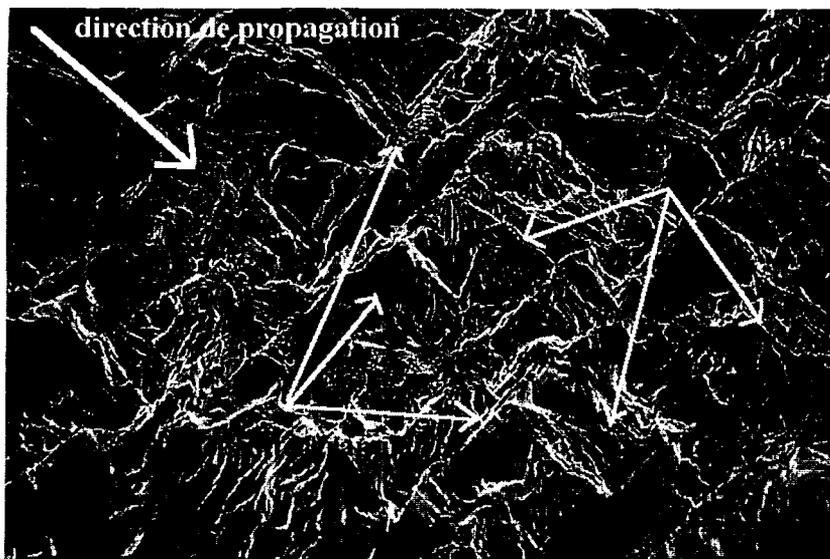


Figure n° III.1-(3) :

Faciès de rupture macroscopique de l'alliage C2 pour une contrainte de 160 MPa

La figure n° III.1-(3) montre que la rupture de l'alliage C2 est mixte transgranulaire-intergranulaire. Cette observation est confirmée par la figure n° III.1-(6) qui représente la fracture de l'alliages C2 coupée parallèlement à l'axe de traction et à la direction de propagation de la fissure de fatigue. La fissure suit un trajet mixte et à certains nœuds triples

de joints de grains celle-ci se divise et progresse le long de deux chemins différents jusqu'à ce qu'une des deux fissures l'emporte sur l'autre. Les trajets intergranulaires de la fissure de fatigue sont remarquables (cf. figure n° III.1-(7)). En effet, d'après V. RAYMOND et al [RAY78], sur les alliages d'aluminium 6000, cette fissure intergranulaire se propage par coalescence de vides associées à de la déformation plastique autour de fins précipités présents aux joints de grain.

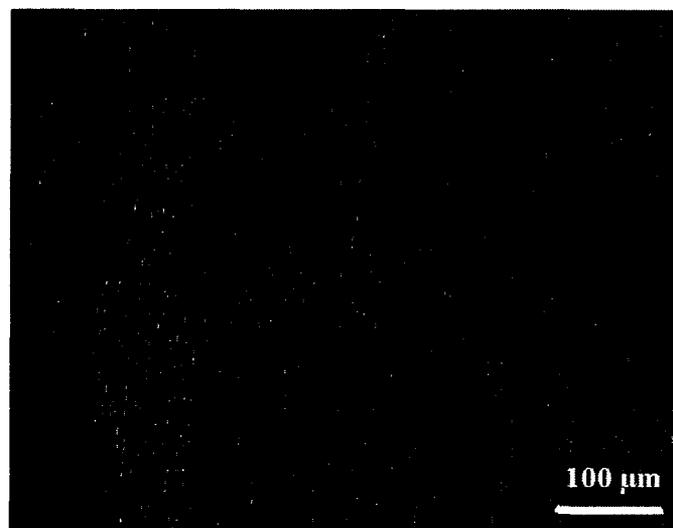
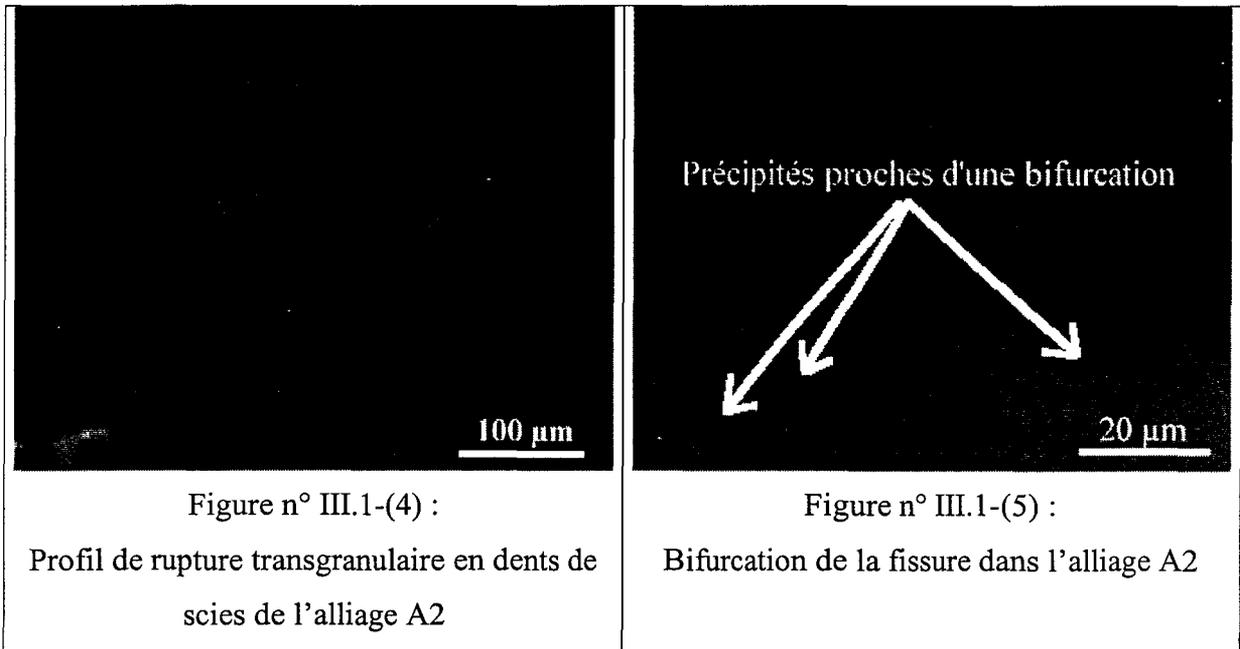


Figure n° III.1-(6) :
Dédoublément du chemin intergranulaire de l'alliage C2

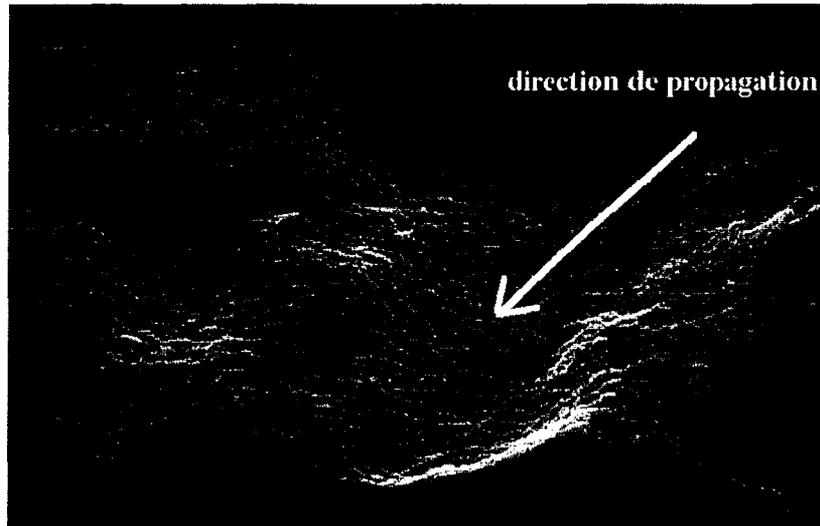


Figure n° III-(7) :

Propagation intergranulaire d'une fissure de fatigue de l'alliage C2



Figure n° III.1-(8)

Stries de fatigue pour l'alliage A2

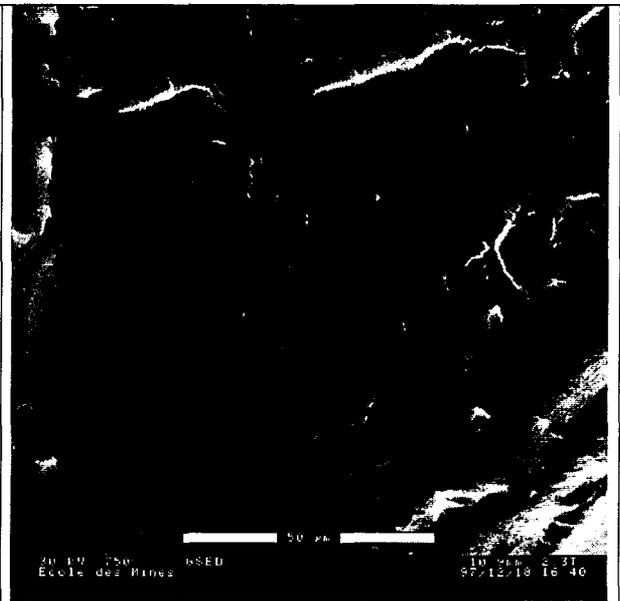


Figure n° III.1-(9)

Stries de fatigue pour l'alliage C2

Il est intéressant de remarquer que les différences entre les modes de rupture en fatigue des alliages A2 et C2 sont semblables à celles obtenues à la traction et au pliage.

En comparant, pour les deux alliages A2 et C2, des zones présentant des microstriations de fatigue et se situant à des distances du site d'amorçage équivalentes (juste au pied de la zone d'amorçage), on constate que la vitesse de propagation dans l'alliage A2 est trois fois plus

faible que celle dans l'alliage C2 pour des contraintes maximum appliquées comprises entre 200 et 160 MPa.

Ainsi, à 160 MPa, la vitesse de fissuration, pour les zones observées, est de $0,9 \mu\text{m}/\text{cycle}$ pour l'alliage A2 et de $3,0 \mu\text{m}/\text{cycle}$ pour l'alliage C2 (cf. figure n° III.1-(8) et III.1-(9)) si on considère que la largeur d'une strie correspond à l'avancement de la fissure en un cycle.

Le dépouillement des spectres de déformation acquis lors des essais de fatigue permettra d'affirmer ou d'infirmer les différences de vitesse de propagation entre les deux alliages.

Amorçage et propagation des fissures de fatigue

Les figures n° III.1-(10) et n° III.1-(11) montrent les spectres de déformation obtenus respectivement sur des éprouvettes en alliage A2 et en alliage C2 soumises à une contrainte de 180 MPa. Sur ces figures, les domaines d'amorçage et de propagation ont été délimités en cherchant l'inflexion de la courbe de déformation (exprimée en volts) correspondant au démarrage du stade de propagation. Des spectres similaires ont été obtenus pour les autres niveaux de contrainte étudiés et ont fourni des résultats semblables.

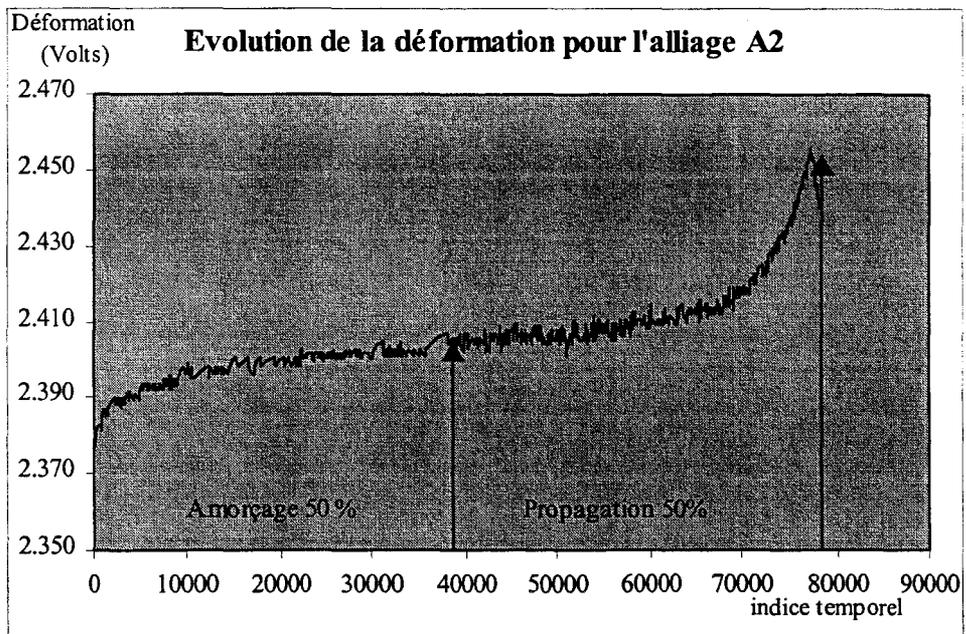


Figure n° III.1-(10) :
Spectre de déformation de l'alliage A2

On observe que la propagation de la fissure de fatigue représente environ 50 % de la durée de vie pour l'alliage A2, alors qu'elle ne représente que 20 % à 25 % pour l'alliage C2. Ces résultats confirment les calculs des vitesses de propagation des fissures de fatigue qui ont été effectuées sur des clichés pris au microscope électronique à balayage et qui ont montré que la propagation de la fissure de fatigue était plus rapide dans l'alliage C2.

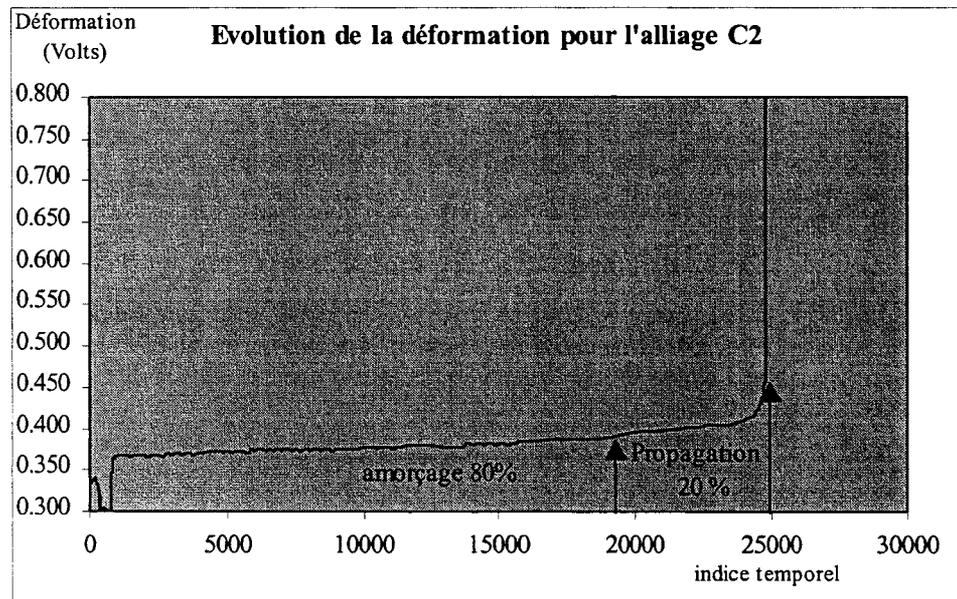


Figure n° III.1-(11)

Spectre de déformation de l'alliage C2

Alliage	Contrainte	Durée de vie en Fatigue	% propagation	% amorçage	Nombre de cycles en propagation	Nombre de cycles à l'amorçage
A2	160	49	50	50	24,5	24,5
	180	32			16	16
	200	22			11	11
C2	140	46	20	80	9	37
	160	22			4,5	17,5
	180	11			2	9

Tableau n° III.1-[1] :

Nombre de cycles pour le stade d'amorçage et de propagation (en 10^4 cycles)

A partir des courbes de WÖHLER et des résultats précédents, le calcul des durées d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue pour chaque niveau de contrainte étudié est possible (cf. tableau n° III.1-[1]). Les résultats révèlent alors que les nombres de cycles d'amorçage en fatigue des alliages A2 et C2 sont un peu près du même ordre de grandeur alors que la durée de propagation est quatre à cinq fois plus grande pour l'alliage A2.

Un résultat complémentaire ressort de l'examen des figures précédentes. En effet, pour les deux alliages, lors des premiers cycles de fatigue la déformation augmente de façon sensible. Ce phénomène correspond, d'après la bibliographie, à un adoucissement du matériau qui d'un point de vue microscopique peut être interprété comme la diminution de résistance occasionnée par le cisaillement des phases durcissantes.

Conclusion

Le comportement en fatigue des alliages d'aluminium A2 et C2 est différent. En effet, sur le matériau A2, la durée de propagation des fissures de fatigue est quatre à cinq fois plus importante que celle obtenue pour l'alliage C2.

Un tel comportement se répercute sur l'allure des courbes de WÖHLER. Ainsi, en interpolant ces courbes par une droite d'équation $\ln(\sigma) = \frac{-1}{m} \cdot \ln(N) + B$, on trouve que la pente m est égale à 3,5 pour l'alliage A2 et 5,7 pour l'alliage C2. Or, pour ces deux alliages, les durées d'amorçage, pour une contrainte donnée, sont proches, il en résulte donc que les limites d'endurance à 2 millions de cycles, pour les deux alliages, sont proches puisque pour des contraintes voisines de la limite d'endurance, la durée de l'amorçage des fissures de fatigue est bien plus importante que la durée de propagation. Ce résultat se confirme par le calcul des limites d'endurance à 2 millions de cycles à partir des équations des courbes de WÖHLER.

Les deux alliages ont donc un comportement en fatigue différent alors que ces alliages ne diffèrent que par leur état de recristallisation et par la présence de phases dispersées. Ainsi, le paragraphe suivant se propose d'étudier l'influence de l'état de recristallisation sur le comportement en fatigue des alliages d'aluminium 6005A T5.

III-2) Influence de la recristallisation sur la tenue en fatigue

Pour comprendre l'influence de l'état de recristallisation des alliages d'aluminium 6005A T5 sur le comportement en fatigue, des essais ont été effectués sur l'alliage nommé A4. Cet alliage présente la particularité d'être, à l'état brut, non recristallisé et de contenir du manganèse et du chrome dans des proportions semblables à celle de l'alliage A2. L'étude se propose donc de comparer le comportement en fatigue de l'alliage A4 non recristallisé (état brut) à celui de l'alliage A4 recristallisé (état recristallisé à 545°C pendant 30 heures avant trempe et revenu à 185°C pendant 6 heures). L'alliage A4 brut présente une structure métallurgique semblable à celle de l'alliage A2. De même, la recristallisation totale de cet alliage donne un résultat similaire à celui obtenu sur A2. Ainsi, l'alliage A4 recristallisé présente une taille de grain importante de l'ordre du centimètre dans le sens long.

Les essais de fatigue ont été réalisés sur des éprouvettes usinées dans le sens travers du profilé originel.

Les courbes de WÖHLER

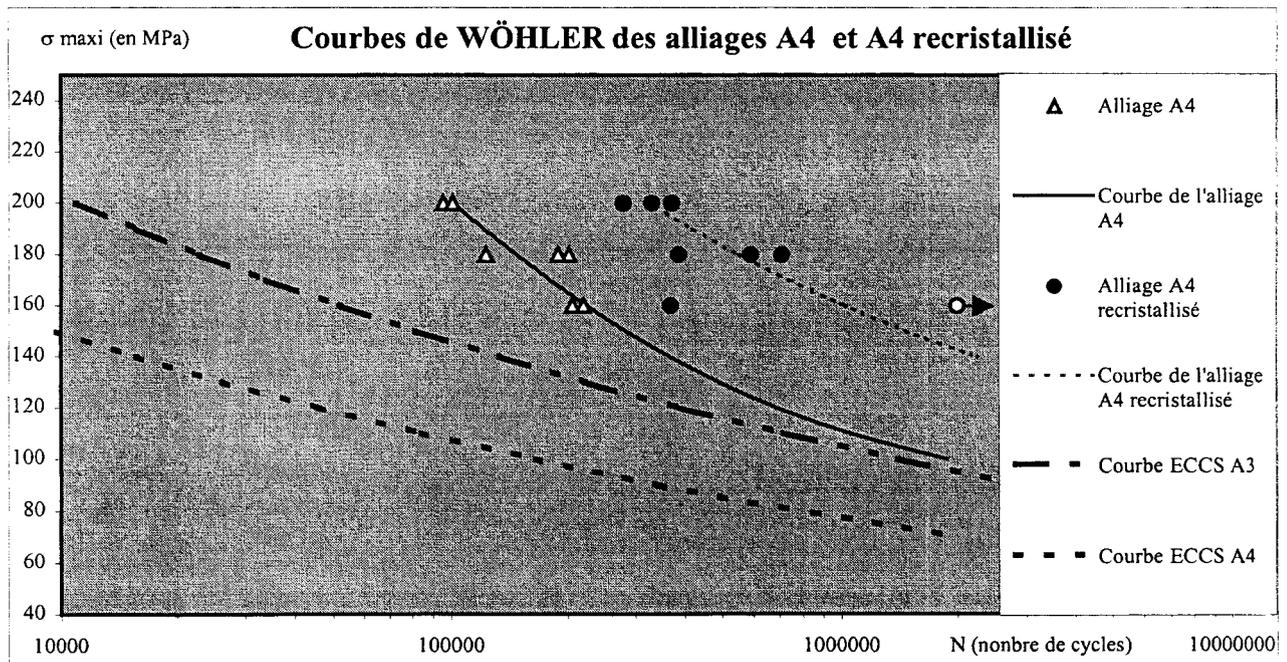


Figure n° III.2-(1) :

Courbes de WÖHLER des alliages A4 non recristallisé et totalement recristallisé.

La figure n° III.2-(1) représente les courbes de WÖHLER de l'alliage A4 totalement recristallisé et de l'alliage A4 non recristallisé. Les niveaux de contraintes utilisées, dans la méthode de BASTENAIRE simplifiée, pour le calculs de l'équation de chaque courbe d'endurance sont de 160, 180 et 200 MPa.

Les alliages étudiés présentent, tous deux, des durées de vie supérieures à celles proposées dans l'Eurocode pour des pièces usinées (ECCS A3) ou des pièces brutes de filage (ECCS A4). Pour les niveaux de contrainte étudiés, il apparaît une différence évidente entre les deux alliages. L'alliage recristallisé possède une durée de vie deux à trois fois supérieure à celle de l'alliage brut (non recristallisé). De plus pour une contrainte de 160 MPa, l'alliage A4R atteint la limite d'endurance sauf pour l'une des trois éprouvettes. Ce phénomène s'explique par le fait qu'à ce niveau de contrainte proche de la limite d'endurance, la dispersion des résultats est toujours très importante.

Contrairement aux alliages A2 et C2, les calculs des limites d'endurance à deux millions de cycles pour les alliages A4 et A4R donnent des résultats différents. Cette limite d'endurance est de 86 MPa pour l'alliage brut alors qu'elle est de 139 MPa pour l'alliage recristallisé. De plus, la comparaison des limites d'endurance des alliages A2 et A4 brut montre une différence d'environ 20 MPa bien que leurs structures métallurgiques soient semblables. Cette différence sera expliquée par la suite.

En outre, l'allure des deux courbes des deux alliages est différente. L'interpolation des courbes de WÖHLER par des équations linéaires du type $\ln(\sigma) = \frac{-1}{m} \cdot \ln(N) + B$ permet de vérifier que les deux alliages ont un comportement en fatigue différent. En effet, la pente m de cette droite est égale à 3,5 pour l'alliage A4 brut et 5,0 pour l'alliage recristallisé. De ce résultat, il ressort deux constatations :

1. l'alliage A2, comme l'alliage A4, présente une structure à « effet de presse » et une pente de la courbe de WÖHLER voisine de 3,5.
2. l'alliage A4 recristallisé présente comme l'alliage C2 (qui lui aussi est recristallisé) une pente voisine de 5.

Pour comprendre d'où proviennent ces différences de comportement en fatigue, il est utile d'observer les faciès de rupture des éprouvettes cassées.

Faciès de rupture en fatigue

Les figures n° III.2-(2) et III.2-(3) montrent les faciès de rupture macroscopiques des deux alliages étudiés. Ces micrographies électroniques ont été obtenues avec des conditions expérimentales similaires à celles utilisées sur les alliages A2 et C2. L'alliage A4 brut présente un faciès lisse et soyeux. La cassure est macroscopiquement perpendiculaire à l'axe de traction de l'éprouvette. La figures n° III.2-(4) montre que la fracture présente un profil de rupture « en dents de scie » caractéristique d'une rupture ductile par fatigue. Ce faciès de rupture est comparable à celui obtenu sur l'alliage A2.

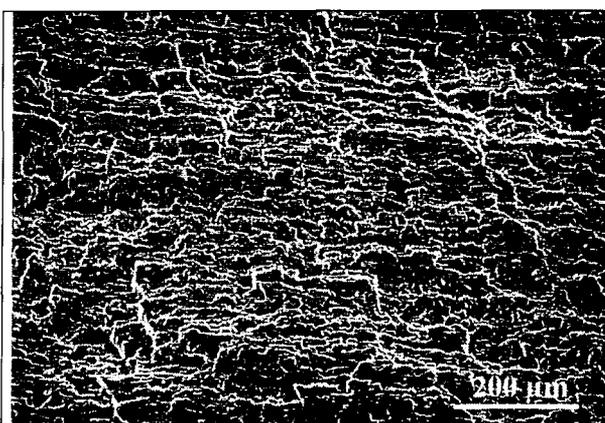


Figure n° III.2-(2) :
Faciès de rupture macroscopique de l'alliage
A4 brut pour une contrainte de 180 MPa



Figure n° III.2-(3) :
Faciès de rupture macroscopique de l'alliage
A4 recristallisé (180 MPa)

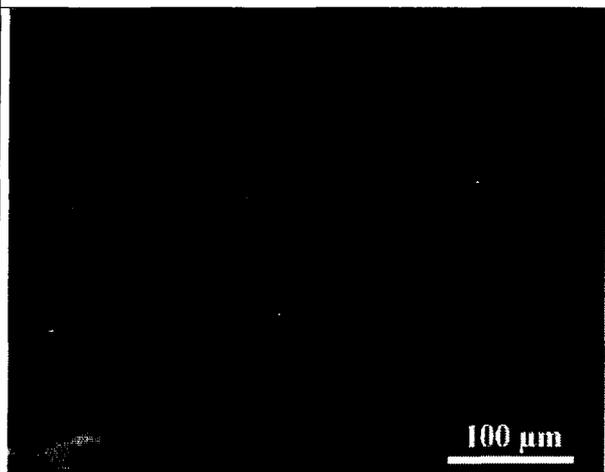


Figure n° III.1-(4) :
Profil de rupture transgranulaire en dents de
scie de l'alliage A4

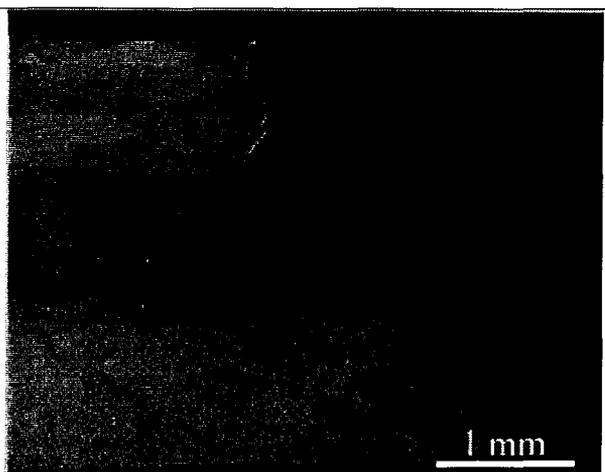


Figure n° III.2-(5) :
Profil de rupture transgranulaire en dents de
scie de l'alliage A4R

Par contre, la surface de rupture de l'alliage A4 recristallisé présente macroscopiquement des dénivelés importants. La cassure en fatigue est formée de plans inclinés par rapport au plan perpendiculaire à l'axe de traction de l'éprouvette. La fissure se propage donc suivant un mode macroscopique différent du mode I (propagation perpendiculaire à l'axe de traction de l'éprouvette). L'aspect de la rupture de fatigue est lisse et soyeux. L'observation du profil de rupture à partir d'un microscope optique (cf. figure n° III.2-(5)) montre que les grains sont fortement allongés dans le sens du filage et présentent une taille très importante. De plus, le chemin suivi par la fissure de fatigue est transgranulaire. Deux hypothèses peuvent être faites pour expliquer ce chemin transgranulaire inhabituel :

1. La fissure se propage suivant le plan de scission maximale. Une telle hypothèse doit encore être écartée car on observe sur les cassures des plans qui ne sont pas inclinés à 45° par rapport à l'axe de traction.
2. La fissure suit un trajet transgranulaire dans les grains grossiers suivant des plans atomiques bien particuliers qui sont liés au mode de propagation de la fissure de fatigue. Cette hypothèse semble être la plus raisonnable compte tenu de la taille de grain et de l'orientation privilégiée des grains.

L'analyse EBSD tend à confirmer cette hypothèse. En effet, les facettes qu'elles soient de taille importante ou non, correspondent à des plans cristallographiques de type $\{100\}$ ou $\{110\}$. Les deux types de familles sont approximativement équitablement répartis en nombre. En aucun cas on ne trouve des facettes de type $\{111\}$ (cf. figure en annexe C). Cette analyse a aussi montré que la recristallisation a fortement texturé l'alliage.

Aussi bien pour l'alliage A4 brut que pour l'alliage A4 recristallisé, la partie de la surface de rupture correspondant à la rupture brutale est du type ductile – transgranulaire.

Pour chaque alliage A4 brut et A4 recristallisé, l'examen des zones où s'est propagée la fissure de fatigue et qui se situent à des distances du site d'amorçage équivalentes, montre que la vitesse de propagation des fissures de fatigue dans l'alliage recristallisé est nettement inférieure à celle dans l'alliage non recristallisé. Ainsi, à 180 MPa, la vitesse de fissuration, dans la zone observée, est de 0.9 $\mu\text{m}/\text{cycle}$ pour l'alliage A4 brut (cf. figure n° III.2-(6)) et de 0.45 $\mu\text{m}/\text{cycle}$ pour l'alliage A4 recristallisé (cf. figure n° III.2-(7)).

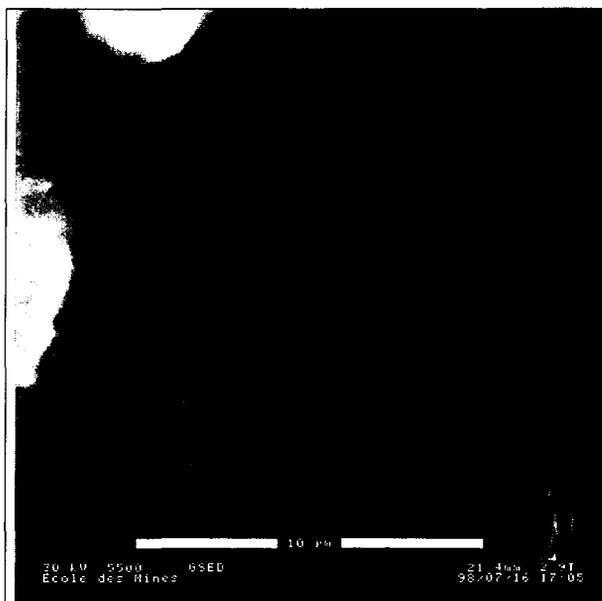


Figure n° III.2-(6)

Stries de fatigue pour l'alliage A4 brut



Figure n° III.2-(7)

Stries de fatigue pour l'alliage A4 recristallisé

Amorçage et propagation des fissures de fatigue

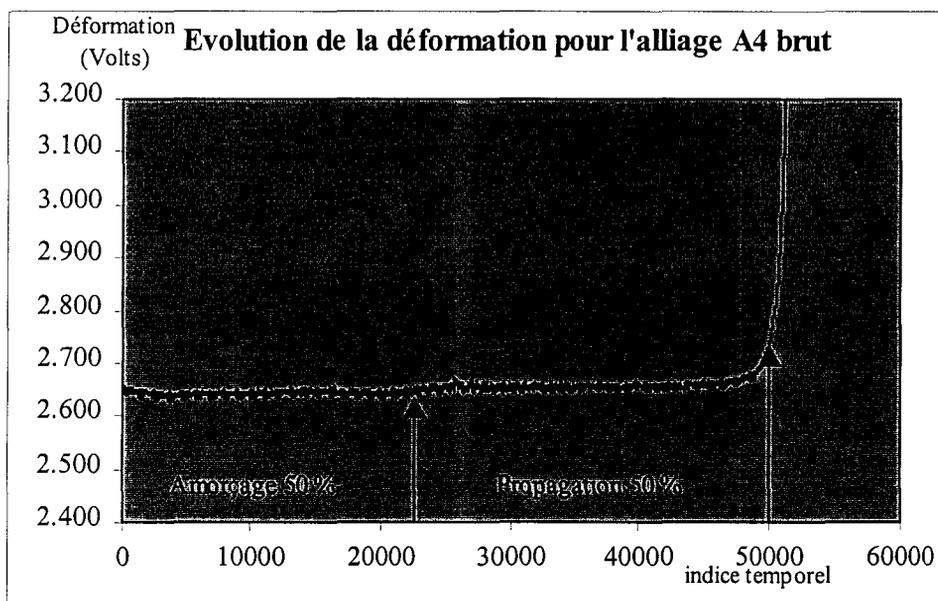


Figure n° III.2-(8) :

Spectre de déformation de l'alliage A4 brut à 180 MPa.

Pour chaque niveau de contrainte conduisant à rupture un spectre de déformation a été acquis. Les résultats obtenus pour les différents niveaux de contrainte sont similaires. Ainsi, les figures n° III.2-(8) et n° III.2-(9) montrent, respectivement pour les alliages A4 brut et A4 recristallisé, l'évolution de la déformation lorsque les éprouvettes sont soumises à une

contrainte de 180 MPa. La propagation de la fissure de fatigue représente alors environ 50 % de la durée de vie des éprouvettes A4 brut et 60 % pour l'alliage A4 recristallisé. Ainsi, contrairement aux alliages A2 et C2, les deux alliages étudiés dans ce paragraphe ont une phase de propagation représentant la même fraction de la durée de vie. Cependant, comme le montre le tableau n° III.2-[1], l'alliage A4 recristallisé présente des durées d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue plus importantes que celles de l'alliage A4 brut. Ces durées sont dans des rapports variant de 2 à 3. Ces résultats sont donc en accord avec les mesures de la distance entre les stries de fatigue qui ont été effectuées sur les clichés pris au microscope électronique à balayage.

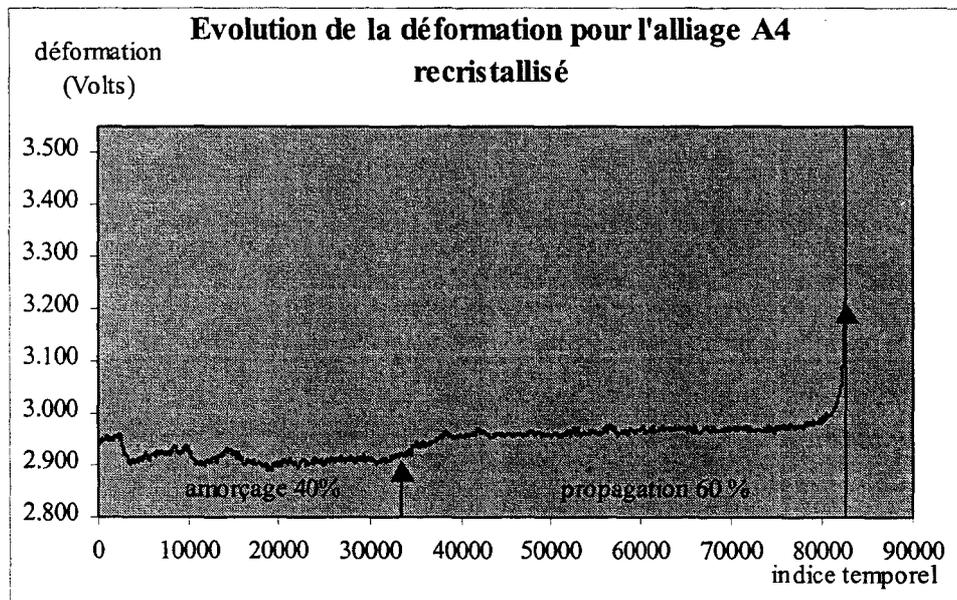


Figure n° III.2-(9) :

Spectre de déformation de l'alliage A4 recristallisé à 180 MPa.

Alliage	Contrainte	Durée de vie en Fatigue	% propagation	% amorçage	Nombre de cycles en propagation	Nombre de cycles à l'amorçage
A4	160	22	50	50	11	11
	180	15			7,5	7,5
	200	10			5	5
A4R	180	55	60	40	33	22
	200	32			19	13
	220	20			12	8

Tableau n° III.2-[1] :

Nombre de cycles pour le stade d'amorçage et de propagation (en 10⁴ cycles)

Conclusion

La recristallisation de l'alliage d'aluminium A4 brut modifie sa microstructure et change son comportement en fatigue. En effet, le matériau A4 recristallisé présente une durée de vie en fatigue pratiquement deux fois plus importante que celle de l'alliage brut. Un tel comportement se répercute sur l'allure de sa courbe de WÖHLER. En interpolant chaque courbe de WÖHLER par une équation linéaire du type $\ln(\sigma) = \frac{-1}{m} \cdot \ln(N) + B$, on trouve que la pente m est égale à 3,5 pour l'alliage A4 brut et 5,7 pour l'alliage A4 recristallisé. Ce résultat montre une similitude des pentes des courbes entre les alliages non recristallisés (A2 et A4 brut), mais aussi entre les courbes des alliages recristallisés (C2 et A4 recristallisé).

Comme l'analyse des spectres de déformation en fatigue révèle que les durées d'amorçage et de propagation de l'alliage A4R, pour une contrainte donnée, sont pratiquement deux à trois fois supérieures à celles de l'alliage A4, il en résulte que les limites d'endurance à 2 millions de cycles, pour les deux alliages, sont différentes. En effet, la limite d'endurance de l'alliage recristallisé (140 MPa) est nettement supérieure à celle obtenue sur l'alliage brut (86 MPa).

Ces différences de tenue en fatigue s'expliquent après analyse des faciès de rupture. En effet, lorsque la taille de grain est importante, la fissure de fatigue se propage dans des plans atomiques bien particuliers. Ces trajets orientés de la fissure semblent faire intervenir des facteurs d'orientation cristalline qui tendent à diminuer localement (à la pointe de la fissure) les contraintes responsables de la propagation.

Les deux alliages ont donc un comportement en fatigue différent. Or ces alliages ne diffèrent que par leur état de recristallisation. Il en résulte donc qu'une recristallisation grossière de ce type d'alliage semble être avantageuse au niveau de la durée de vie en fatigue de l'alliage. Le paragraphe suivant se propose d'interpréter l'ensemble des résultats précédents.

III-3) Interprétation et conclusions

L'influence de chaque facteur métallurgique

L'amorçage, la vitesse et le mode propagation d'une fissure de fatigue dépendent de la structure métallurgique des alliages d'aluminium 6005A trempés.

❖ Influence de l'état de recristallisation

Pour les alliages d'aluminium de la série 6000 contenant assez de phases dispersées pour provoquer une rupture transgranulaire, les essais ont montré qu'une structure recristallisée de façon grossière et orientée a l'avantage d'augmenter la durée de vie en fatigue et la limite d'endurance par un mécanisme de changement du mode de propagation de la fissure. En effet, lorsque la taille de grain est importante, la fissure se propage microscopiquement et macroscopiquement suivant des plans cristallographiques particuliers. Ce mode de propagation de la fissure de fatigue correspond à des mécanismes déjà observés sur des alliages d'aluminium [PET95].

1. La fissure de fatigue peut être générée directement par une décohésion dans les plans de glissement (cf. figure n° III.3-(1)) qui entraîne une propagation de la fissure suivant un plan $\{111\}$. Ce mécanisme n'a pas été observés dans nos essais.



Figure n° III.3-(1) :

Propagation suivant un plan dense

2. Lorsque deux systèmes de glissement sont largement plus activés que les autres, le plan global de la fissure est le plan bissecteur des deux plans de glissement auxquels appartiennent les deux systèmes en question [CHE88]. Le plan de la fissure est alors le plan résultant d'un processus de décohésions alternées suivant les deux plans de glissement les plus activés (cf. figure n° III.3-(2)).

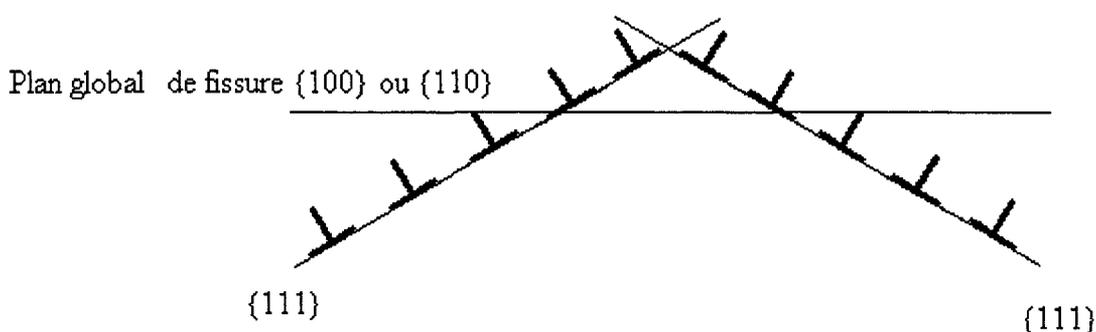


Figure n° III.3-(2) :

Propagation suivant un plan bissecteur à deux plans de glissement

3. Les dislocations en glissant sur les deux systèmes de glissement les plus activés se recombinent pour former une dislocation dite sessile. Le verrou de LOMER-COTTRELL ainsi formé provoque la rupture suivant un plan parallèle au demi-plan supplémentaire de la nouvelle dislocation (cf. figure n° III.3-(3)).

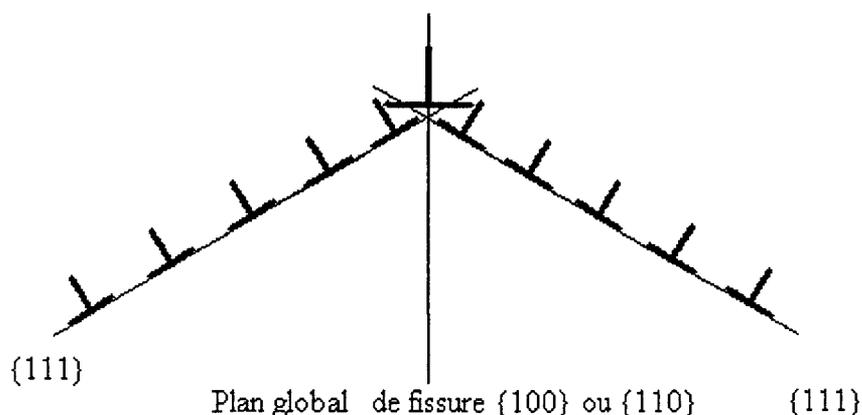


Figure n° III.3-(3) :

Propagation suivant un plan parallèle au demi-plan contenant la dislocation de LOMER-COTTRELL

Ces augmentations des durées de vie en fatigue peuvent s'interpréter comme provenant d'une diminution des contraintes qui est engendrée par le caractère orienté de la fracture.

Pour l'alliage C2, le phénomène précédemment décrit ne se produit pas car la taille de grains est faible (100 μm) et les grains sont équiaxes. Ce résultat se confirme encore par

l'observation des faciès de rupture qui montre qu'une partie du trajet de la fissure de fatigue a été intergranulaire donc sans rapport avec les plans de glissement. Les causes de la rupture semblent donc provenir de concentrations de contrainte au niveau des joints de grains ou des phases dispersées. Ainsi, le fait que l'alliage A2 non recristallisé possède une durée de vie supérieure à celle de l'alliage C2 s'explique principalement par l'influence bénéfique des phases dispersées sur la propagation des fissures de fatigue.

L'influence de la structure métallurgique sur l'amorçage des fissures de fatigue est moins facile à séparer de l'influence des phases dispersées. Cependant un raisonnement simple sur les dislocations permettrait de comprendre les effets. En effet, un alliage présentant un « effet de presse » possède une densité de dislocations anormalement élevée qui induit une plastification au niveau des éventuels sites d'amorçage juste après élaboration du profilés. Ainsi, l'apparition d'une fissure va exiger moins de cycles de contrainte pour ce type d'alliage que pour un alliage recristallisé. On conçoit donc facilement que pour un même alliage, la structure recristallisée soit bénéfique au niveau de la durée d'amorçage des fissures de fatigue par rapport à une structure non recristallisée.

❖ **Influence des phases dispersées sur l'amorçage des fissures de fatigue :**

Contrainte maxi (MPa)	Nombre de cycles de l'alliage A2	Nombre de cycles de l'alliage A4	Nombre de cycles de l'alliage C2
140	-	-	37
160	24	11	17
180	16	7	9
200	11	5	-

Tableau n° III.3-[1] :

Nombre de cycles d'amorçage en fonction de l'alliage (en 10^4 cycles)

Afin de caractériser l'influence des phases dispersées sur l'amorçage des fissures de fatigue, il est nécessaire d'analyser les résultats des essais de fatigue présentés dans le tableau n° III.3-[1] et de se souvenir que les sites d'amorçage sont les zones où il existe une concentration de contrainte qui amène l'alliage à se plastifier localement.

Les alliages A2 et C2 diffèrent principalement par leur densité de phases dispersées et leur structure métallurgique. Or, d'après le sous paragraphe précédent, une structure recristallisée permet d'augmenter les durées d'amorçage en fatigue par rapport à une structure non recristallisée. Cependant l'alliage A2 (non recristallisé) présente des temps d'amorçage légèrement supérieurs à ceux de l'alliage C2 recristallisé. Il apparaît alors que les phases dispersées augmentent la durée d'amorçage des fissures de fatigue. Un tel comportement s'explique encore par la dispersion latérale des bandes de glissement engendrée par la présence des phases dispersées. La diminution de l'espacement entre les bandes de glissement produit une diminution des concentrations de contrainte en tête des bandes de glissement, sur des défauts présents dans l'alliage. Il en résulte alors que la nucléation des micro-fissures de fatigue est retardée.

La comparaison des résultats obtenus sur les alliages A2 et A4 qui ne diffèrent que par leur densité de phases dispersées, confirme encore la conclusion précédente et montre le rôle bénéfique de ces phases, et plus particulièrement de leur densité numérique, sur les durées d'amorçage des fissures de fatigue. Ainsi, plus les phases dispersées sont petites et en grand nombre, plus la durée d'amorçage sera importante.

Cependant la comparaison des alliages A4 et C2 mène à un paradoxe à première vue. En effet, l'alliage A4 contient largement plus de phases dispersées que l'alliage C2 pourtant ses durées d'amorçage ne sont pas supérieures et même peut-être inférieures à celles de l'alliage C2 si on interpole les durées d'amorçage des fissures de fatigue à partir des courbes de WÖHLER calculées, pour des contraintes plus basses que 160 MPa. Il semble donc que dans certains cas les phases dispersées diminuent les risques de formation d'une fissure de fatigue (cas de l'alliage A2) alors que dans d'autres cas, elles l'augmentent (cas de l'alliage A4). Pour lever cette ambiguïté, il est nécessaire de rappeler un fait important ; la structure de l'alliage C2 est pratiquement recristallisée alors que celles des alliages A2 et A4 sont non recristallisées. Ainsi, les résultats précédents montrent que la densité des phases dispersées et la structure métallurgique sont tous deux des paramètres métallurgiques importants pour l'amorçage des fissures de fatigue. La durée d'amorçage augmente avec la densité des phases dispersées et l'état de recristallisation de la structure.

Un autre résultat important apparaît au regard des essais de fatigue sur les alliages A4 et C2. L'alliage C2 présente une meilleure durée d'amorçage que l'alliage A4 alors que ses

phases dispersées sont plus grosses. Cela rejoint donc les données bibliographiques qui soulignent que les phases dispersées ne sont pas des sites de nucléation. Ce résultat est en effet évident puisque dans ces alliages, il existe des défauts cent fois plus gros (les phases grossières riches en fer) qui sont bien plus susceptibles d'être de sites d'amorçage.

❖ **Influence des phases dispersées sur la propagation des fissures de fatigue :**

Contrairement à l'amorçage, la propagation des fissures de fatigue ne met en jeu que de la déformation plastique à la pointe de la fissure et non plus autour de certains précipités ou d'autres défauts. Comme la pointe de la fissure est toujours une zone fortement écrouie la propagation de la fissure de fatigue dépend peu de l'écrouissage initial de l'alliage. Par contre, la présence des phases dispersées, quelle que soit leur taille, augmente la dispersion latérale des bandes de glissement et donc diminue la concentration de contrainte à la pointe de fissure. Ainsi, les phases dispersées doivent augmenter la durée de propagation en fatigue. Ce phénomène est clairement visible au travers des résultats répertoriés dans le tableau n° III.3-[2].

Donc, la durée de propagation des fissures de fatigue augmente principalement avec la densité numérique de phases dispersées quelle que soit la taille de ces phases (dans la plage de taille étudiée).

Contrainte maxi (MPa)	Nombre de cycles de l'alliage A2	Nombre de cycles de l'alliage A4	Nombre de cycles de l'alliage C2
140	-	-	9
160	24	11	4
180	16	7	2
200	11	5	-

Tableau n° III.3-[2] :

Nombre de cycles de propagation en fonction de l'alliage (en 10^4 cycles)

Modèle d'estimation des durées de propagation en fatigue

❖ Modélisation du mécanisme de propagation

En général pour décrire la propagation d'une fissure de fatigue, on utilise la loi de PARIS :

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m$$

Avec « a » la longueur de la fissure après « N » cycles. C et m sont deux constantes dépendant du matériau. K représente le facteur d'intensité de contrainte et $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$.

Pour les alliages d'aluminium m est compris entre 2 et 3. De plus, le facteur d'intensité de contrainte s'écrit : $K = \alpha \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$ avec σ représentant la contrainte appliquée et α dépendant de la forme de la fissure et de l'éprouvette et de la longueur de la fissure. Cependant, l'observation de nos faciès de rupture montre que la taille de la fissure ne dépasse jamais un tiers de la largeur de l'éprouvette. Dans ce cas, α varie peu (entre 1,1 et 1,5) [MUR87] et on a choisi de le considérer en première approximation comme constant.

Ainsi,

$$\frac{da}{dN} = c' \cdot (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})^m \cdot a^{\frac{m}{2}}$$

« c' » est une constante dépendant de « C » et « α ».

En utilisant le rapport $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ la relation précédente devient :

$$\frac{da}{dN} = \beta \cdot \sigma_{\max}^m \cdot a^{\frac{m}{2}}$$

β est une constante dépendant de « R » et « c' ».

En considérant que cette relation est vérifiée au niveau de la pointe de la fissure, alors localement, dans la matrice (Al + phases durcissantes), on a :

$$\frac{da}{dn} = \beta \cdot \sigma_{\text{app}}^m \cdot a^{\frac{m}{2}} \cdot \Phi^m$$

Où σ_{app} est la contrainte appliquée maximale alors que Φ représente la concentration de contrainte appliquée au niveau de la pointe de la fissure par la présence des empilements de dislocations.

L'intégration de la relation précédente donne :

$$a^{1-\frac{m}{2}} - a_0^{1-\frac{m}{2}} = \delta \cdot \sigma_{\text{app}}^m \cdot \Phi^m \cdot N$$

Dans cette relation N est le nombre de cycles de propagation détecté, a_0 est la longueur de fissure avant détection et δ est une constante dépendant de la matrice du matériau (Al + phases durcissantes) et du rapport de charge R.

❖ Estimation de la concentration de contrainte

La concentration de contrainte à la pointe de la fissure est créée par des empilements de dislocations. Cette concentration de contrainte φ_1 dépend donc de la longueur des bandes de dislocations. Elle a été calculée précédemment au paragraphe II.3 et est égale à :

$$\varphi_1 = \left(\frac{G \cdot \delta}{G \cdot d_0^{\frac{1}{3}} + 1} \right)^{\frac{1}{2}}$$

Avec G la taille de grain, « δ » la distance entre les bandes de glissement, d_0 la densité de précipités non cisailés par les dislocations.

Cependant, un autre mécanisme de dislocations doit être intégré à ce modèle de concentration de contrainte afin de rendre compte de l'ensemble des essais. En effet, lorsque la taille de grain est grossière et les grains préférentiellement orientés, la fissure de fatigue suit certains plans atomiques. Dans ce cas son cheminement est semblable à celui d'une fissure de fatigue dans un monocristal. Ainsi, il est nécessaire de faire intervenir, comme l'ont fait A. NAVARRO et al dans leurs modèles [1NA88] [2NA88] [3NA88], un facteur d'orientation φ_2 qui rend compte de l'influence de la structure cristallographique sur le trajet de la fissure. Lorsque les essais sont effectués sur un alliage dont les grains ont une taille nettement inférieure à la taille de la fissure, le chemin macroscopique suivi par la fissure de fatigue est perpendiculaire à l'axe de traction. De ce fait, le facteur d'orientation de contrainte φ_2 est égal à 1. Par contre, lorsque les grains sont grossiers et orientés, la fissure se propage en suivant des plans cristallographiques. Dans ce cas, le facteur d'orientation φ_2 est différent de un, ce qui peut augmenter la durée de propagation comme dans le cas de l'alliage A4R.

Ainsi, la concentration de contrainte globale est :

$$\Phi = \left(\frac{G \cdot \delta}{G \cdot d_0^{\frac{1}{3}} + 1} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot \varphi_2$$

Avec $\varphi_2 \neq 1$ lorsque les grains sont de taille grossière et sont orientés et $\varphi_2 = 1$ dans les autres cas.

❖ Comparaison du modèle et des résultats d'essais

Le modèle précédemment décrit doit rendre compte de ce qui se passe dans les alliages 6005A T5 ou T6 présentant une quantité de phases durcissantes équivalente. Ainsi il doit permettre d'expliquer les différences entre les alliages A2, A4, A4R et C2.

La comparaison des rapports du nombre de cycles de propagation obtenus expérimentalement et par calculs à l'aide du modèle, pour une longueur de fissure donnée, une taille de fissure détectée et pour un couple d'alliages, permet de vérifier ou de mettre en défaut le modèle. Pour ce faire, on établit la fonction $N(x,y)$ correspondant au rapport du nombre de cycles de propagation N_x et N_y pour deux alliages différents. Le rapport est calculé expérimentalement et à l'aide du modèle.

A partir du modèle, il est possible d'établir que pour deux alliages X et Y ce rapport est égal à :

$$N(x,y) = \frac{N_x}{N_y} = \left(\frac{\delta_Y}{\delta_X} \right)^{\frac{m}{2}} \cdot \left(\frac{d_{0X}}{d_{0Y}} \right)^{\frac{m}{6}} \cdot \left(\frac{\varphi_{2Y}}{\varphi_{2X}} \right)^m$$

avec $m=2,5$ pour ce type d'alliage.

Le tableau n° III.3-[3] compare les résultats obtenus à partir de la formule précédente et les résultats des essais de fatigue. Les distances entre les bandes de glissement utilisées lors des calculs correspondent aux résultats obtenus en compression à forte déformation (on suppose que le rapport $\left(\frac{d_{0X}}{d_{0Y}} \right)$ n'évolue plus en fonction de la déformation). Ainsi, on prend pour la distance entre les bandes de glissement 2 μm pour l'alliage A2, 1,3 μm pour les alliages A4 et A4R, et 0,9 μm pour l'alliage C2.

	(A2,C2)	(A2,A4)	(A4,C2)	(A4R/A4)
N(x,y) -160 MPa	5,6	2,2	2,6	-
N(x,y) -180 MPa	7,2	2,2	3,3	4,5
N(x,y) -200 MPa	-	2,2	-	3.9
Par calculs	6,2	2,2	2,8	$\left(\frac{\varphi_{2-A4R}}{\varphi_{2-A4}}\right)^{2,5}$ inconnu

Tableau n°III.3-[3] :

Comparaison des rapports de durée de propagation en fatigue obtenus par calcul et expérimentalement

Afin de regrouper l'ensemble de ces résultats autour d'une courbe, il est possible de tracer (cf. figure n°III.3-(4)) une fonction P définie par :

$$P(x,y) = \frac{\frac{N_x}{N_y}}{\left(\frac{\delta_y}{\delta_x}\right)^{\frac{m}{2}}} = \left(\frac{d_{0x}}{d_{0y}}\right)^{\frac{m}{6}}$$

Si $\varphi_{2x} = \varphi_{2y} = 1$ (cas des alliages A2, A4 et C2)

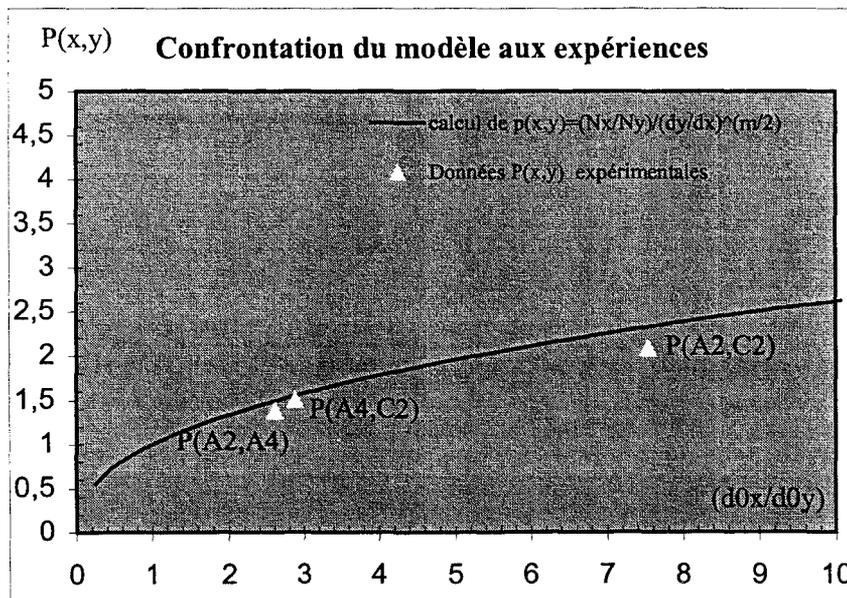


Figure n° III.3-(4) :

Ensemble des résultats expérimentaux et calculés par le modèle.

On remarque que les résultats obtenus par calculs et expérimentalement sont très proches. Ainsi, à partir de données métallurgiques et des distances entre les bandes de glissement, le modèle permet facilement d'obtenir un ordre de grandeur du rapport des durées de propagation en fatigue entre deux alliages et donc de prévoir une limite d'endurance à la fatigue. Cependant, ce modèle est de portée limitée. Il n'a en aucun cas la prétention d'être un modèle théorique car il est basé sur des lois empiriques (loi de PARIS, ...). Par contre, il traduit à partir d'équations simples que certains facteurs métallurgiques conditionnent la tenue en fatigue des alliages d'aluminium.

Conclusion sur la tenue en fatigue des alliages d'aluminium 6005A T5 (T6)

La tenue en fatigue des alliages d'aluminium 6005A est conditionnée par plusieurs facteurs métallurgiques :

- Les durées de propagation et d'amorçage augmentent avec la densité de phases dispersées.
- Les phases dispersées ne semble pas être des sites de nucléation des fissures de fatigue.
- L'état de recristallisation de la structure semble avoir en général peu d'influence sur la propagation des fissures en mode I. Cependant, il est plus favorable d'avoir une structure recristallisée qu'une structure présentant un « effet de presse » car, dans ce cas, l'amorçage des fissures est moins rapide.
- La structure à grains grossiers et orientés de l'alliage A4R a permis d'augmenter les durées d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue. Dans ce cas, la propagation se fait suivant des plans cristallographiques simples ((110) et (100)).

Chapitre D :

Caractérisation et
comportement à la fatigue des
assemblages soudés

D) Caractérisation des assemblages soudés

Le soudage des alliages d'aluminium n'a pas toujours été aisé. Mais depuis quelques années les métallurgistes ont élaboré des alliages facilement soudables ; c'est le cas de l'alliage 6005A.

Les chapitres précédents ont montré que ces alliages peuvent présenter plusieurs microstructures et que chacune de ces microstructures possède un comportement plastique et en fatigue bien particulier. La question qui vient alors à l'esprit est de savoir si les différences de tenue en fatigue que l'on observe entre les alliages se retrouvent sur leurs assemblages soudés. Pour répondre à cette question, il est primordial, dans un premier temps, de caractériser la soudure. Cette caractérisation passe par une étude de la microstructure des assemblages, des concentrations de contraintes qui y sont présentes et des éventuels défauts de soudage.

Volontairement, les contraintes résiduelles ne seront pas étudiées, car l'étude consiste à une comparaison entre deux assemblages qui ont été soudés suivant le même mode opératoire et les mêmes paramètres de soudage.

I-1) La microstructure des assemblages soudés

L'étude de la microstructure des assemblages soudés en alliages d'aluminium nécessite la connaissance de deux types d'informations :

- Un profil de dureté qui renseigne sur le durcissement structural dans les différentes zones de la soudure.
- Une étude métallographique de chaque zone.

Les profils de dureté

Les figures n° I.1-(1) et I.1-(2) sont les profils des soudures obtenus sur les assemblages A2 – A2 et C2 – C2. Comme les quantités de phases durcissantes sont les mêmes dans les deux alliages et les conditions de soudage identiques lors de la réalisation des deux assemblages, les deux profils de dureté sont semblables.

A plus de 20 mm du cordon de soudure, on retrouve la dureté initiale de l'alliage (~100HV). En effet, d'après les relevés de température présentés dans la partie expérimentale, on constate qu'à cette distance du cordon de soudure, la température atteinte est trop faible pour affecter la précipitation structurale.

Entre 20 et 4 mm du centre du cordon de soudure, on se situe dans une zone où la dureté est inférieure à celle du métal de base. Cette zone qui a été affectée thermiquement par l'opération de soudage présente plusieurs sous zones.

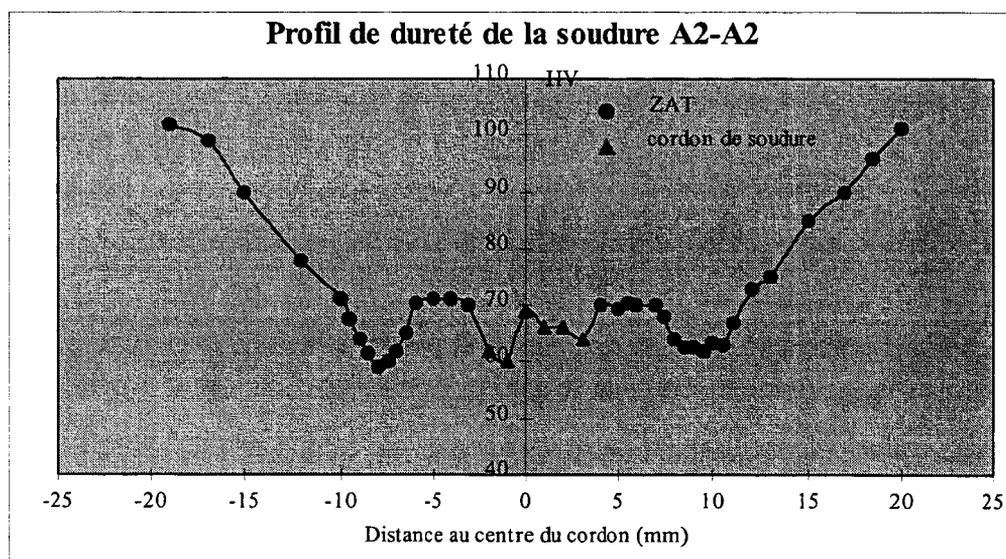


Figure n° I.1-(1) :

Profil de dureté de l'assemblage A2-A2

- Entre 20 et 7 mm du centre du cordon de soudure, la dureté baisse jusqu'à atteindre un minimum voisin de 60 HV vers 7 mm. Dans cette zone, la température maximum de soudage reste inférieure à la température de mise en solution. Ainsi, les phases durcissantes coalescent. La zone de dureté minimum correspond à une zone soumise à une température légèrement inférieure à la température de mise en solution. A cet endroit, les précipités durcissants sont les plus gros.
- Entre 7 mm et 4 mm du centre du cordon de soudure, la dureté augmente jusqu'à atteindre 70 à 80 HV. Cette zone correspond à la partie de l'alliage qui a été remise en solution par le cycle thermique de soudage. Dans l'intervalle compris entre 7 et

6 mm, il y a une remise en solution partielle et une coalescence partielle. C'est une zone intermédiaire. Entre 6 et 4 mm, il y a une remise en solution plus importante. Le durcissement structural se fait alors par maturation à la température ambiante et donne une dureté entre 70 et 80 HV. Cette dureté est comparable à celle obtenue dans le cas d'alliages d'aluminium 6005A T1 bruts.

Le cordon de soudure s'étend du centre du cordon à 4 mm de celui-ci. La dureté dépend alors de la dilution du métal d'apport avec le métal de base. Cette dureté est toujours inférieure à celle du métal de base.

Par contre, les autres phases présentes dans la ZAT, c'est à dire les phases dispersées et les précipités riches en fer, ne subissent pas de changement important lors du soudage. En effet, l'étude bibliographique a montré que ces deux types de phases subissent des transformations métallurgiques uniquement lors du traitement d'homogénéisation (exemple de traitement : température voisine de 580 °C et temps de traitement de 48 heures).

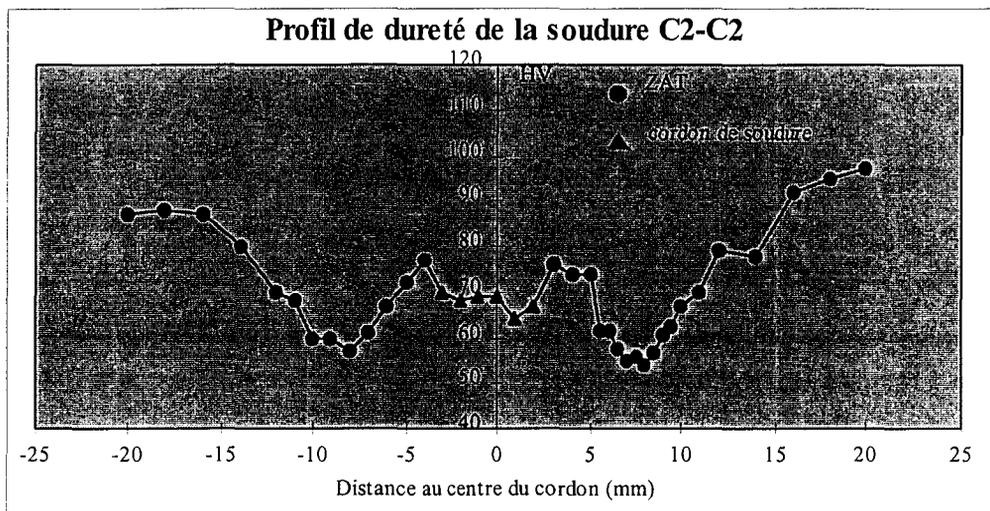


Figure n° I.1-(2) :

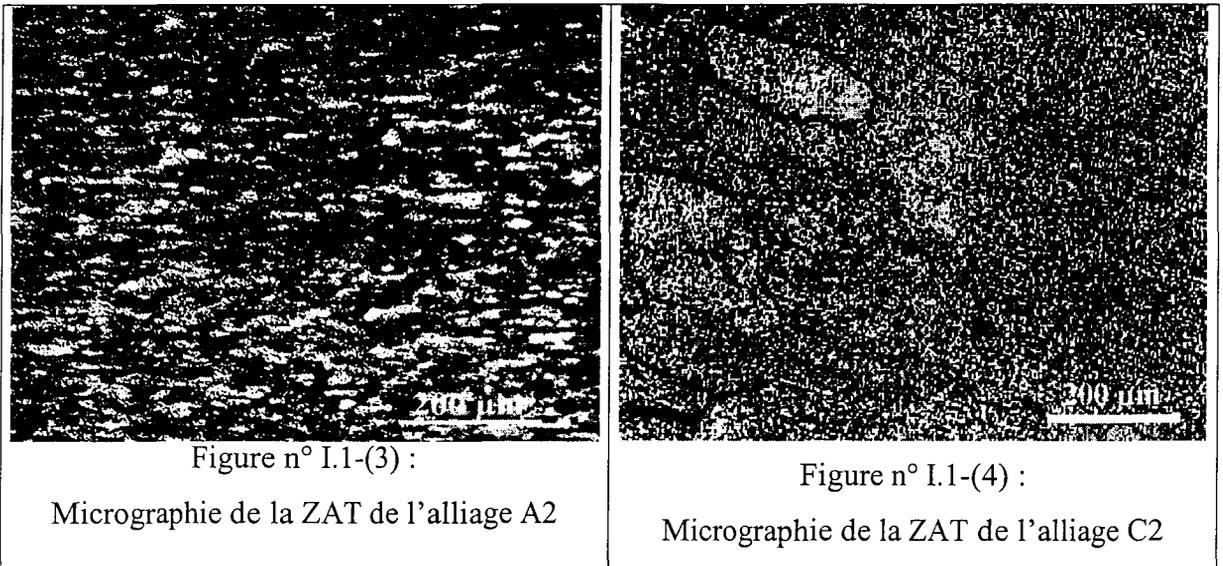
Profil de dureté de l'assemblage C2-C2

Etat de recristallisation dans la ZAT

L'observation par micrographie optique peut apporter des informations complémentaires. En effet, l'alliage A2 est non recristallisé et l'alliage C2 est partiellement

recristallisé. Ainsi, il est possible, à partir d'une micrographie de la ZAT, de connaître les processus de recristallisation subis par l'alliage lors des cycles thermiques de soudage.

Les figures n° I.1-(3) et I.1-(4) montrent la structure métallurgique des deux alliages au niveau de la ZAT.



La structure métallurgique de la ZAT de l'alliage A2 reste semblable à celle du matériau brut, c'est à dire non recristallisée. Ainsi, les temps et les températures atteintes dans la ZAT, lors du soudage, sont insuffisants pour recristalliser l'alliage. Un tel comportement est prévisible car cet alliage contient du Mn et Cr qui sont des inhibiteurs de recristallisation. La structure métallurgique de la ZAT de l'alliage C2 est par ailleurs aussi prévisible que celle de l'alliage A2. Comme la recristallisation se fait rapidement dans ce matériau, la structure de la ZAT est totalement recristallisée. Par rapport au matériau de base, il y a disparition des bandes à grains fins (grains non recristallisés).

En conclusion, dans les deux types d'assemblages soudés, la zone affectée thermiquement présente un affaiblissement de la dureté qui correspond à des phénomènes de coalescence ou de remise en solution des phases durcissantes. La dureté est minimale à 7 mm du centre du cordon de soudure. Malgré ces changements métallurgiques, la structure de la ZAT de l'assemblage A2 – A2 reste non recristallisée. Par contre, celle de l'assemblage C2 – C2 recristallise totalement.

I-2) Qualité des assemblages soudés étudiés

Les défauts de soudage constituent, en général, la cause principale de différences de tenue en fatigue des structures soudées. Avant de réaliser les assemblages soudés destinés à fabriquer les éprouvettes, plusieurs coupons « témoins » ont été fabriqués, le but étant de déterminer les paramètres induisant le minimum de défauts. Après réalisation des coupons finaux, une caractérisation des défauts externes et internes a été entreprise.

Les défauts externes

L'examen visuel du cordon de soudure a décelé des caniveaux et des morsures d'arc uniquement en fin et en début de cordon. La découpe de ces zones a permis d'éviter des problèmes ultérieurs. A chaque extrémité du coupon, une zone de 20 cm de long a été découpée. Ainsi, la partie restante ne présentait aucun défaut de ce type.

Les mesures n'ont mis en évidence aucun défaut d'alignement et de brisure. Ces défauts ont été volontairement minimisés grâce à l'utilisation du châssis de bridage lors de l'opération de soudage.

Pour les deux coupons soudés, les cordons de soudure sont géométriquement semblables. Le cordon présente une largeur de 11 mm, une hauteur de 3 mm sur la face soudée en deux passes et une hauteur de 2 mm sur le face soudée en une passe. Cependant, malgré cette homogénéité des cordons entre les assemblages, on observe que la géométrie du pied du cordon de soudure n'est pas la même en tous points.

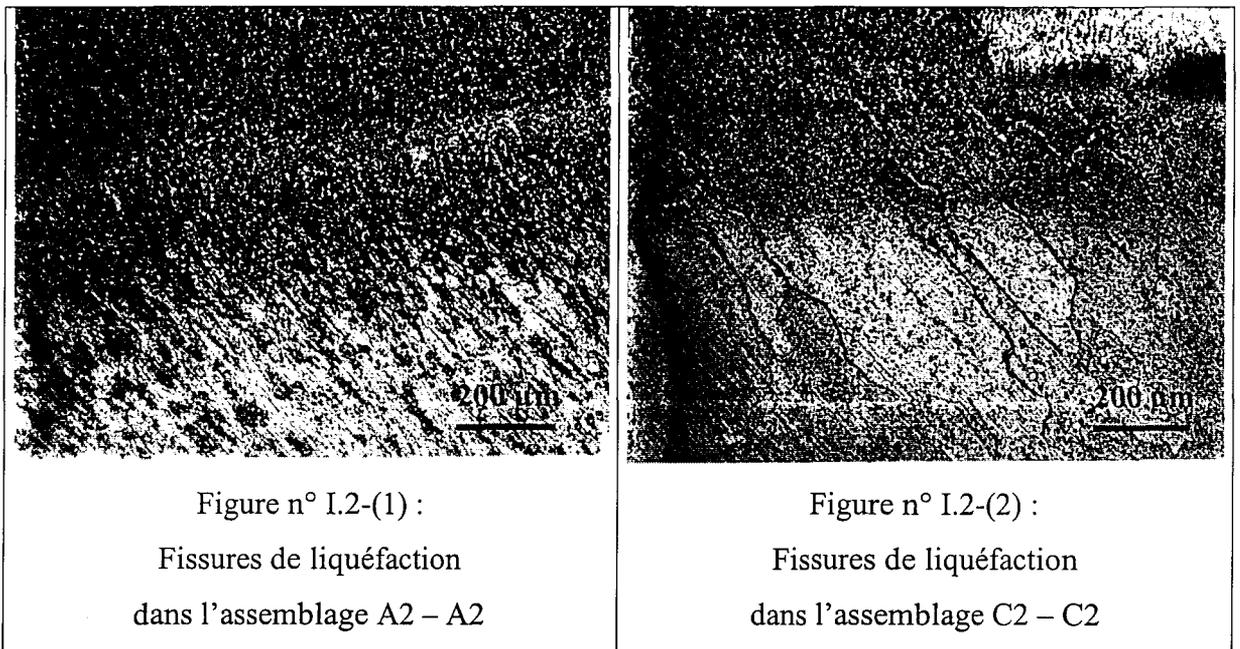
Les défauts internes

Les défauts internes ont été caractérisés par radiographie. Les deux coupons ont été photographiés sur toute leur longueur. Des repères ont été placés pour localiser sur les coupons, à partir des radiographies, les éventuelles défauts.

D'après cette caractérisation, les deux coupons sont exempts de manque de pénétration et de manque de liaison. Par ailleurs, seules quelques soufflures ont été localisées (moins de

30 soufflures par coupons). Ces défauts étaient rassemblés en paquet, ce qui a permis de les localiser et de supprimer ces zones pour la réalisation des éprouvettes.

Cependant, les radiographies n'ont pu déceler les fissures de petite taille. Ainsi, trois coupes par coupon ont été examinées au microscope optique après polissage et attaque HF. Les résultats sont semblables pour les trois coupes. Aucune fissure de solidification ni soufflure de taille importante n'a été observée. Par contre, dans la ZAT près de la ligne de fusion, on observe des fissures de liquéfaction (cf. figure n° I.2-(1) et I.2-(2)). Ces fissures suivent les joints de grains adjacents à la ligne de fusion. Les examens micrographiques montrent une différence entre l'assemblage A2 – A2 et l'assemblage C2-C2. Pour l'assemblage A2 – A2, les fissures de liquéfaction ont une longueur de 200 μm . Comme elles suivent les joints de grains, leur trajet est sinueux. Par contre, pour l'assemblage C2 – C2, le trajet des fissures de liquéfaction est pratiquement rectiligne (il suit là encore les joints de grains). De plus, la longueur de ces fissures est beaucoup plus importante que précédemment (700 μm).



Ces résultats étaient prévisibles. En effet, D'après K. KATOE et al [KAT87], le chrome et le manganèse diminuent la longueur maximum des fissures de liquéfaction. Cependant, une étude récente de D. ALBERT et al [ALB95] montre que pour les alliages de la série 6000, plus la taille de grain est importante, plus la longueur des fissures de liquéfaction est importante. Ainsi, il semble que le chrome et le manganèse diminuent la longueur des fissures de liquéfaction car ils retardent le grossissement des grains. En effet, Il est préférable que les alliages présentent une structure non recristallisée (grains fins) qu'une

structure à gros grains car plus les grains sont petits, plus le trajet des fissures est sinueux et plus la longueur maximale de celles-ci est faible.

I-3) Calcul des coefficients de concentration de contrainte

Le fait que la structure soudée présente un raccordement entre le bombé du cordon et le profilé implique une concentration de contrainte au niveau du pied du cordon de soudure. La répartition, ainsi que la concentration de contrainte engendrée par une telle géométrie est calculable par la méthode des éléments finis.

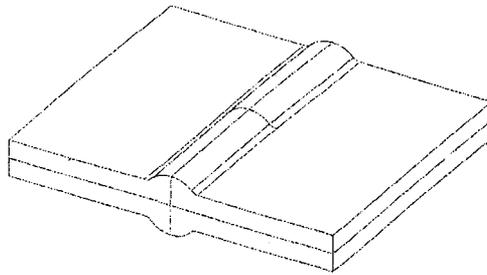


Figure n° I.3-(1) :

Géométrie de la soudure modélisée

La figure n° I.3-(1) représente la géométrie modélisée. Le cordon de soudure est représenté par un demi cylindre de hauteur H qui se raccorde, par un cylindre de rayon R , aux plats représentant les plaques soudées.

Le calcul par la méthode des éléments finis permet d'estimer la répartition des contraintes dans l'assemblage soudé lors d'un chargement uniaxial perpendiculaire au cordon de soudure. La figure n° I.3-(2) montre que la contrainte dans le cordon est moins élevée que celle appliquée sur l'assemblage, cela provient de la sur épaisseur de matière. Cependant, au pied du cordon de soudure, on observe une concentration de contrainte gênante. En effet, cette zone, où la contrainte est plus élevée, se situe dans la ZAT. Ainsi, il y a une probabilité importante pour que l'amorçage et la propagation des fissures se produisent à cet endroit. Le facteur de concentration de contrainte K_t peut être défini comme étant le rapport de la contrainte réelle sur la contrainte appliquée. Dans ce cas, la figure n° I.3-(3) montre comment évolue ce facteur en fonction de la hauteur du bombé et du rayon de raccordement du cordon. Ainsi, la concentration de contrainte croît lorsque la hauteur du cordon croît et lorsque le rayon de raccordement décroît. De ce fait, il est préférable d'avoir une soudure présentant un grand rayon de raccordement et une faible hauteur de cordon.

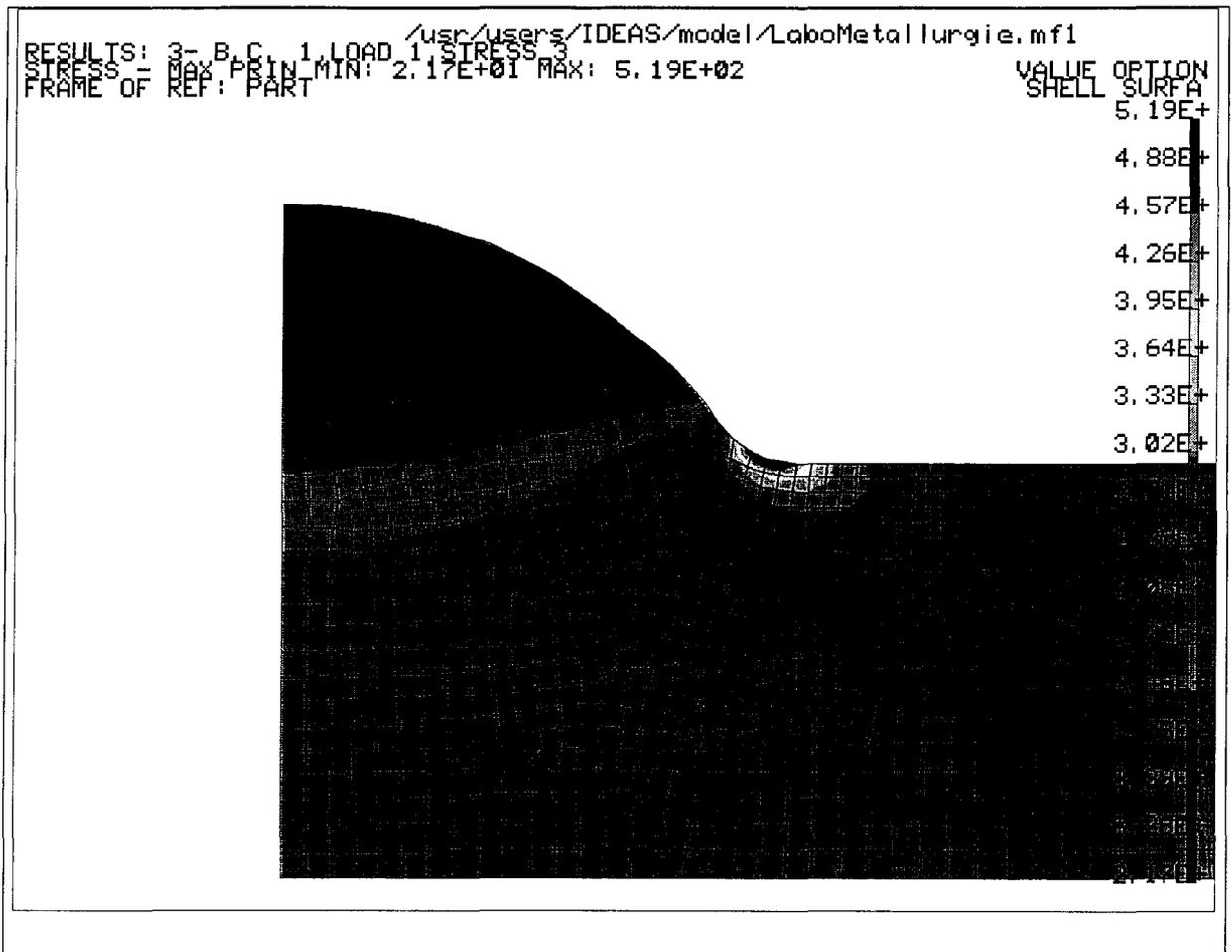


Figure n° I.3-(2) :

Répartition des contraintes de VON MISES.

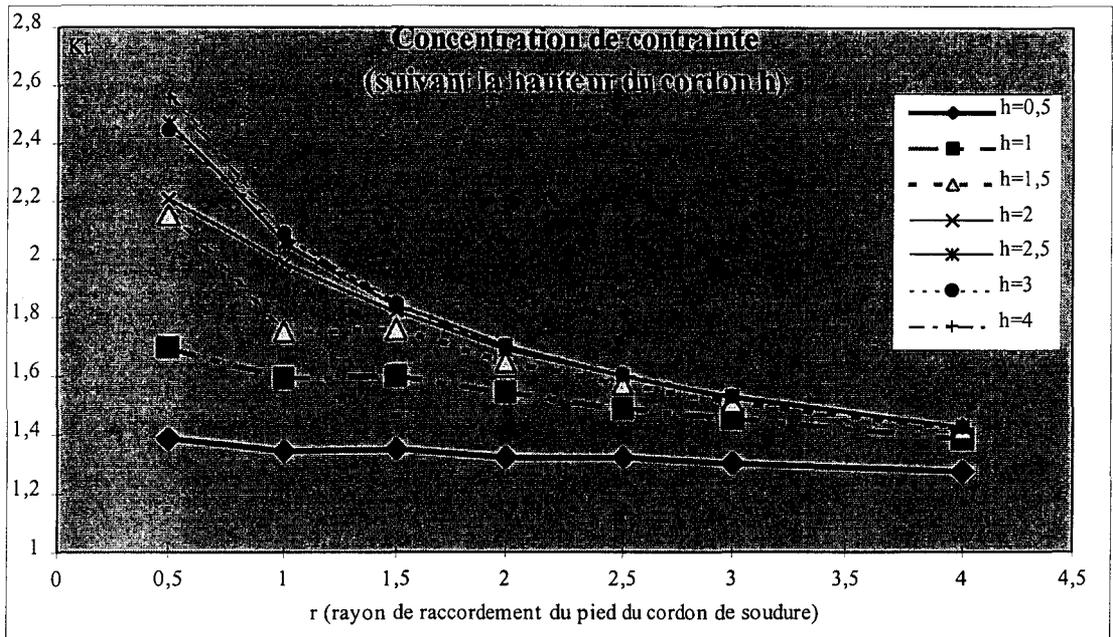


Figure n° I.3-(3) :

Kt en fonction du rayon de raccordement pour plusieurs hauteurs de cordon

Dans le cas des assemblages soudés étudiés, la hauteur du bombé est comprise entre 2 et 3 mm. La différence dans ce cas reste très faible. Le facteur de concentration de contrainte ne dépend pratiquement plus que du rayon de raccordement. Il est alors compris entre 1,5 et 2,5 quand le rayon de raccordement est compris entre 0,5 et 4 mm.

I-4) Conclusion sur les assemblages soudés

Du point de vue des défauts de soudage, les assemblages A2 – A2 et C2 – C2 sont semblables. Les deux assemblages ne présentent aucun défaut externe. De plus, les concentrations de contrainte au pied du cordon de soudure, engendrées par la géométrie de la soudure, restent du même ordre de grandeur.

Les assemblages soudés étudiés sont exempts de soufflures, de manque de pénétration, de manque de fusion et de fissure de solidification. Cependant, dans les deux alliages, on retrouve la présence de fissure de liquéfaction dans la ZAT. L'assemblage C2 –C2 possède des fissures beaucoup plus longues que celle de l'assemblage A2 – A2. Cette différence provient de la microstructure de l'alliage. En effet, comme les fissures de liquéfaction suivent les joints de grains, il est préférable que les alliages présentent une structure non recristallisée (grains fins) qu'une structure à gros grains car plus les grains sont petits, plus le trajet de la fissures est sinueux et plus la longueur de la fissure est faible.

Par contre, l'analyse des profils de dureté sur les soudures a montré que le durcissement structural est pratiquement équivalent en tous points pour les deux assemblages. Ainsi, la principale différence provient uniquement de la microstructure des alliages de base et plus particulièrement de la structure de l'alliage (structure recristallisée ou non recristallisée) et de la présence des phases dispersées.

II) Comportement à la fatigue des assemblages bruts

La comparaison de la tenue en fatigue des assemblages avec ou sans cordons arasés permettra d'évaluer l'influence du métal de base et du cordon de soudure.

II.1) Les courbes de WÖHLER

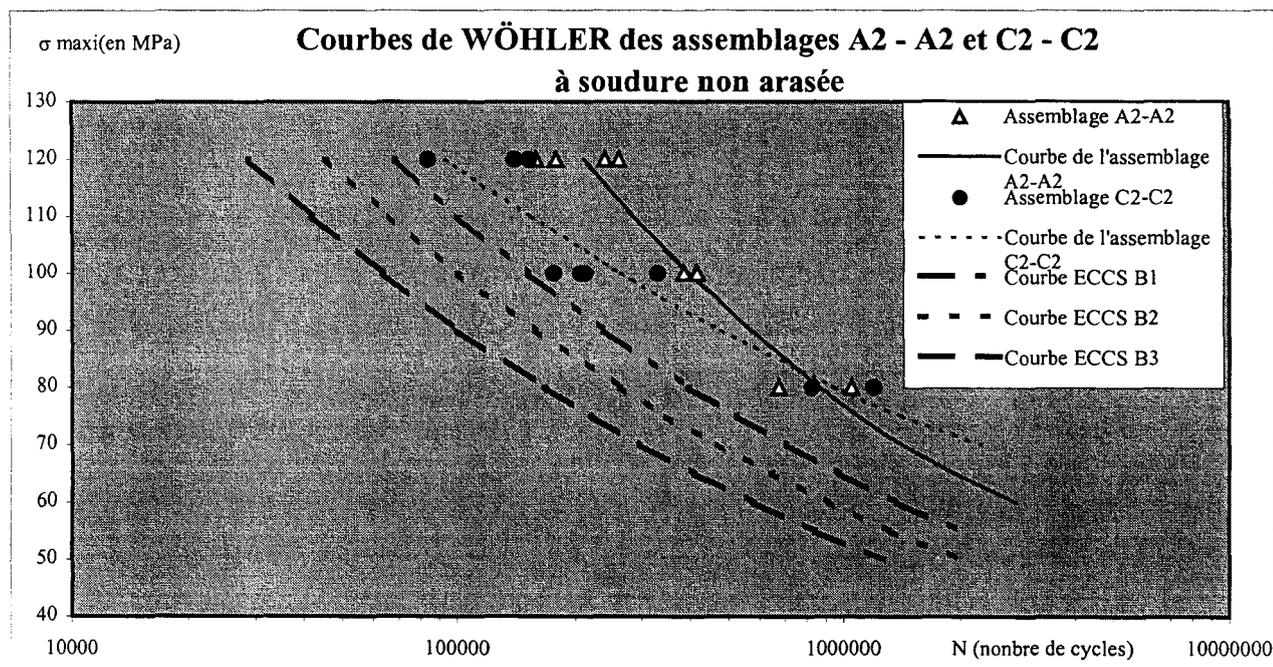


Figure n° II.1-(1) :

Courbes de WÖHLER des assemblages A2-A2 et C2-C2

Les courbes de WÖHLER des éprouvettes à cordon non usiné A2-A2 et C2-C2 sont représentées sur la figure n° II.1-(1). Les niveaux de contraintes utilisés pour l'estimation de ces courbes sont 80, 100, 120 MPa.

Les assemblages étudiés possèdent des durées de vie supérieures à celles proposées dans l'Eurocode pour des assemblages présentant des soudures bout à bout transversales à cordons arasés (ECCS B1), ou non arasés (ECCS B2 B3). Pour des niveaux de contrainte compris entre 120 et 100 MPa, il apparaît une différence évidente entre les deux assemblages soudés ; l'assemblage A2-A2 possède une durée de vie deux fois supérieure à celle de l'assemblage C2-C2. Cependant, cette différence s'estompe au fur et à mesure que l'on s'approche de la limite d'endurance à deux millions de cycles. En effet, les limites

d'endurance à deux millions de cycles sont semblables pour les deux assemblages (70 MPa pour l'assemblage C2-C2 et 65 MPa pour l'assemblage A2-A2). Il découle de ce qui précède que l'allure des deux courbes de WÖHLER est différente. En interpolant, comme dans l'étude précédente, La partie de l'endurance limitée de ces courbes par une équation linéaire du type $\ln(\sigma) = \frac{-1}{m} \cdot \ln(N) + B$ on obtient que leur pente m est égale à 3,5 pour l'assemblage A2-A2 et 5,7 pour l'assemblage C2-C2. A ce niveau, il est intéressant de remarquer que la pente de l'assemblage A2-A2 est égale à celle obtenue sur l'alliage A2 et que la pente de l'assemblage C2-C2 est de même égale à celle obtenue sur l'alliage C2.

II.2) Examen des faciès de rupture en fatigue

L'examen des cassures des éprouvettes rompues à cordons non arasés montre que la rupture, pour les deux types d'assemblages, s'est produite en pied de cordon de soudure. Ce résultat est donc en accord avec les calculs du champ de contrainte effectués par la méthode des éléments finis (cf. figures n° II.1-(2) et II.1-(3)).

Les faciès de rupture macroscopiques des deux assemblages sont aussi examinés microscopiquement (cf. figure n° II.1-(4) et n° II.1-(5)). L'assemblage A2 - A2 présente un faciès lisse et soyeux qui est caractéristique d'une rupture ductile par fatigue. Par contre, la rupture de l'assemblage C2-C2 est de type granuleux, ce qui est caractéristique d'une rupture mixte intergranulaire-transgranulaire. Les faciès de rupture des assemblages sont donc semblables à ceux des alliages de base qui les constituent. Ce résultat était prévisible. En effet, pour les deux types d'assemblage, la rupture par fatigue est localisée dans la ZAT et plus particulièrement dans la région remise en solution. Ainsi, la fissure de fatigue s'est donc propagée dans un alliage du type 6005A T1 (alliage trempé et ayant subi une maturation). De plus, les figures précédentes révèlent la présence de plusieurs sites d'amorçage en pied de cordon de soudure. Les fissures de liquéfaction présentes dans cette zone ont peu d'influence sur la tenue en fatigue car elles sont parallèles à l'axe de traction et ne sont donc pas susceptibles de croître.

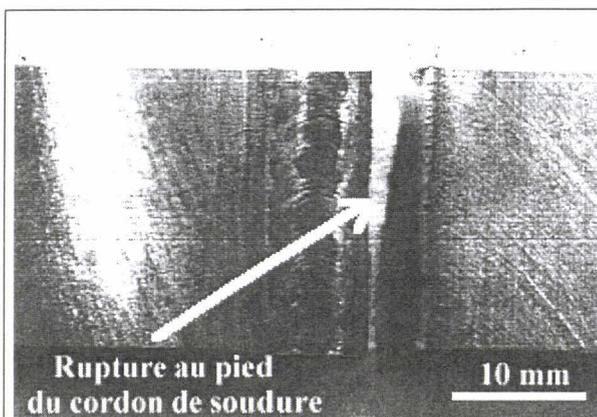


Figure n° II.1-(2) :
Eprouvette A2-A2 rompue en fatigue pour
une contrainte de 100 MPa

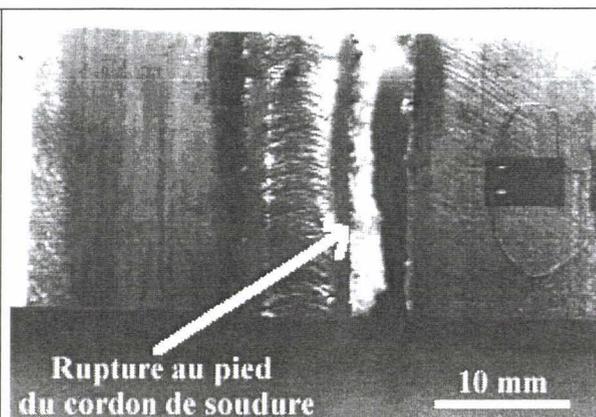


Figure n° II.1-(3) :
Eprouvette C2-C2 rompue en fatigue pour une
contrainte de 100 MPa

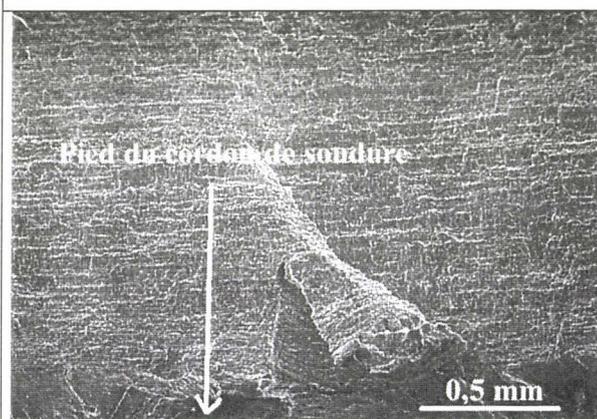


Figure n° II.1-(4) :
Faciès de rupture en fatigue de l'assemblage
A2-A2 pour une contrainte de 100 MPa

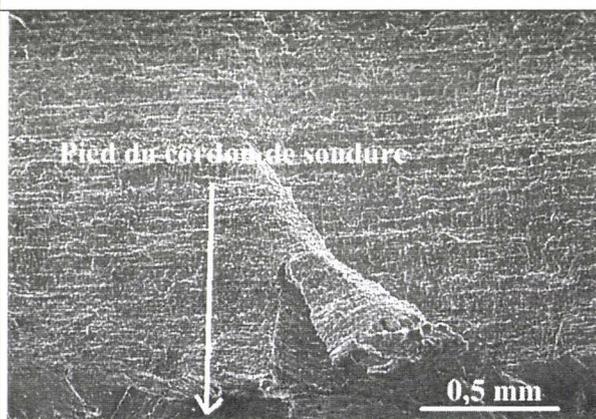


Figure n° II.1-(5) :
Faciès de rupture en fatigue de l'assemblage
C2-C2 pour une contrainte de 100 MPa

II.3) Amorçage et propagation des fissures de fatigue

Sur le bas des figures n° II.1-(4) et II.1-(5), on remarque que les sites d'amorçages sont des zones microscopiques de l'ordre du millimètre qui ont subi une forte déformation plastique (allant jusqu'à la déchirure). Ces zones qui se situent au pied du cordon de soudure, plastifient car elles sont soumises à une forte concentration de contrainte engendrée par la géométrie du cordon de soudure.

Les spectres de déformation obtenus sur les deux assemblages soudés étudiés ont un aspect identique (cf. figure n° II.1-(6) et II.1-(7)). La déformation, dès les premiers cycles de contrainte, croît jusqu'à la rupture finale de l'alliage. Ainsi, la propagation des fissures de

fatigue, pour les deux assemblages étudiés, représente pratiquement 100% de la durée de vie en fatigue. Ce résultat est en accord avec les travaux présentés par L. COTTIGNIES et J.C EHRSTRÖM [COT96] sur un assemblage soudé bout à bout d'alliages d'aluminium 6082.

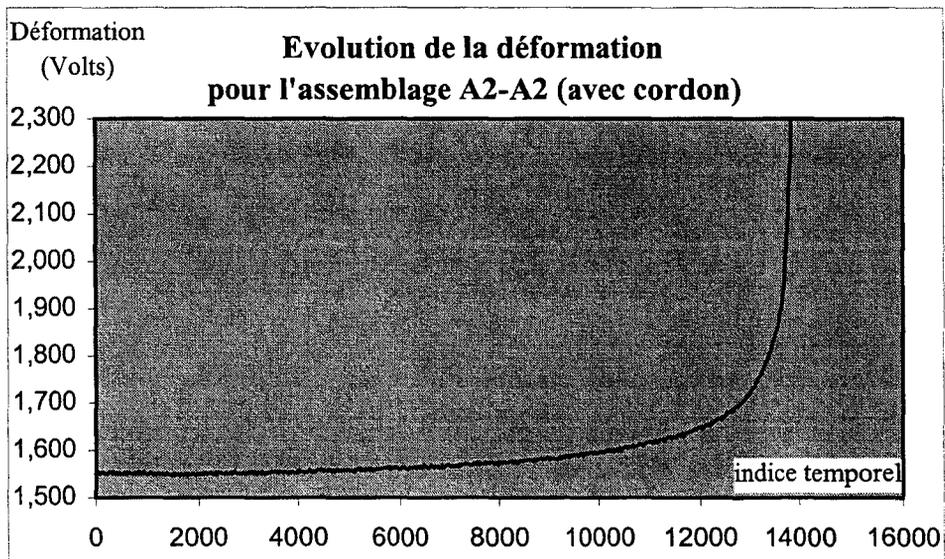


Figure n° II.1-(6) :

Spectre de déformation de l'assemblage soudé A2-A2 sans cordon arasé à 100 MPa.

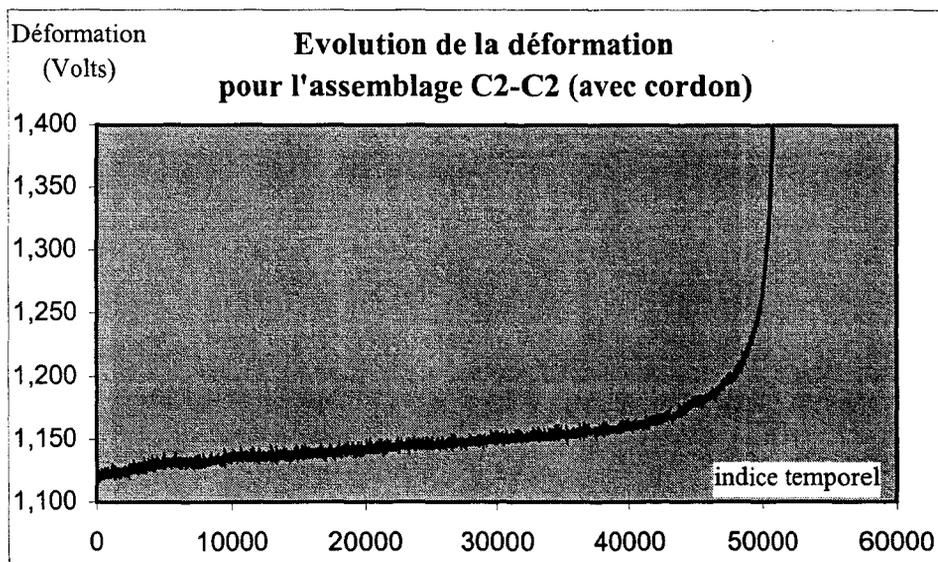


Figure n° II.1-(7) :

Spectre de déformation de l'assemblage soudé C2-C2 sans cordon arasé à 100 MPa.

II.4) Interprétation des résultats de fatigue

Il existe une différence de comportement en fatigue entre les assemblages soudés (partie de la ZAT remise en solution, trempée et maturée) et les métaux de base. En effet, les durées de propagation de la fissure de fatigue sur l'alliage A2 sont quatre à cinq fois plus importantes que celles de l'alliage C2 alors que ces durées de propagation pour l'assemblage A2-A2 ne sont que deux fois plus importantes que celles pour l'assemblage C2-C2. Il semblerait donc, que les durées de propagation dépendent du traitement thermique subi par l'alliage (T1 ou T5) et qu'un traitement thermique de type T1 (trempe + maturation) réduise l'effet de la microstructure sur la propagation des fissures de fatigue par rapport à un état T5 (trempe + revenu). Pourtant, les faciès de rupture des assemblages A2-A2 et C2-C2 restent identiques à ceux des métaux de base qui les constituent. Sur ces bases de connaissances, une explication peut alors être proposée. Dans un alliage d'aluminium de la famille 6000, les phases durcissantes, pour un état T1, sont des phases β'' . Celles-ci occasionnent un durcissement inférieur aux phases β' présentes dans un alliage ayant subi un traitement thermique T5 (ou T6). Cette différence de durcissement se traduit par le fait que pour un état T1, les bandes de glissement sont plus intenses (la densité de dislocations en mouvement est plus importante) et par conséquent l'espacement « δ » entre les bandes de glissement pour une certaine déformation doit être plus grand que dans le cas d'un traitement T5 (ou T6). Ainsi, pour réduire la dispersion latérale des bandes de glissement lorsque l'on passe d'un traitement thermique T5 à un traitement T1, il faudrait que la diminution de la distance « δ » soit plus importante pour l'alliage A2 que pour l'alliage C2. Dans ce cas, l'influence bénéfique des phases dispersées sur la propagation des fissures de fatigue est moins marquée mais le faciès de rupture reste identique car les bandes de glissements engendrent toujours des concentrations de contraintes aux mêmes endroits (sur les joints de grains et sur les phases dispersées pour l'alliage C2 et sur les phases dispersées pour l'alliage A2).

III) Comportement en fatigue des éprouvettes usinées

Pour observer l'influence du cordon de soudure sur la tenue en fatigue des assemblages étudiés, des essais de fatigue sur éprouvettes usinées ont été réalisés. Dans ce paragraphe, les deux types d'assemblages A2-A2 et C2-C2 (à cordons arasés) sont étudiés.

III.1) Les courbes de WÖHLER

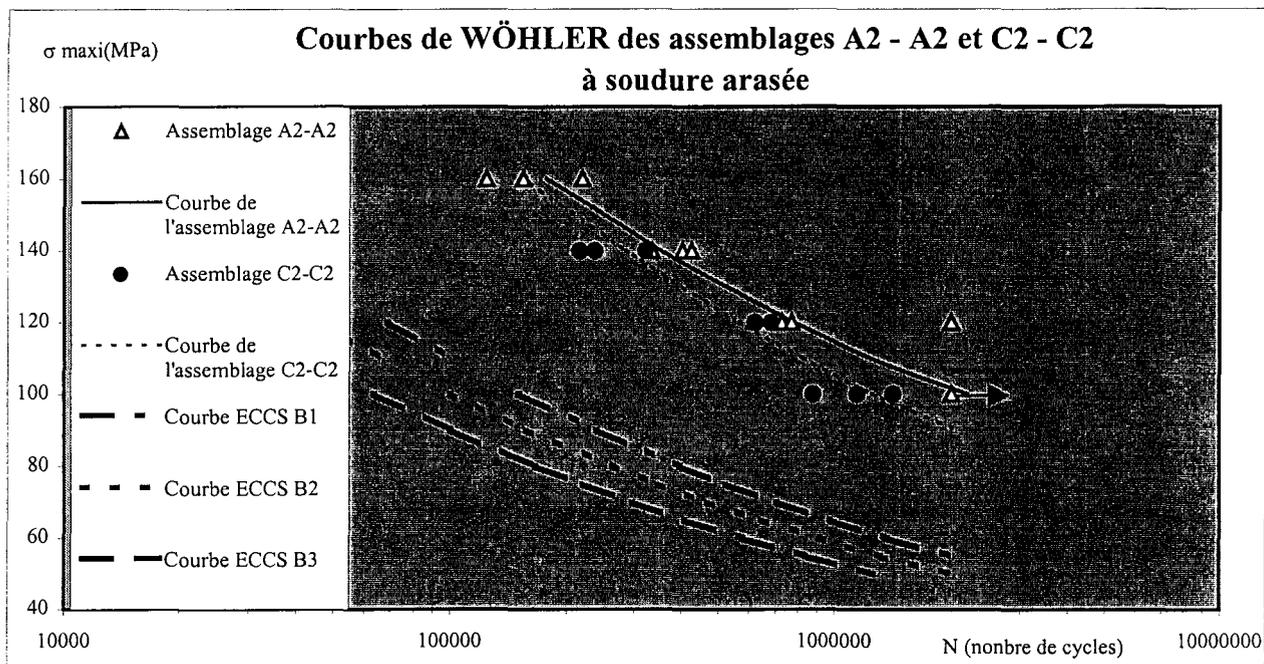


Figure n° III.1-(1) :

Courbes de WÖHLER des éprouvettes A2-A2 et C2-C2 à soudures arasées

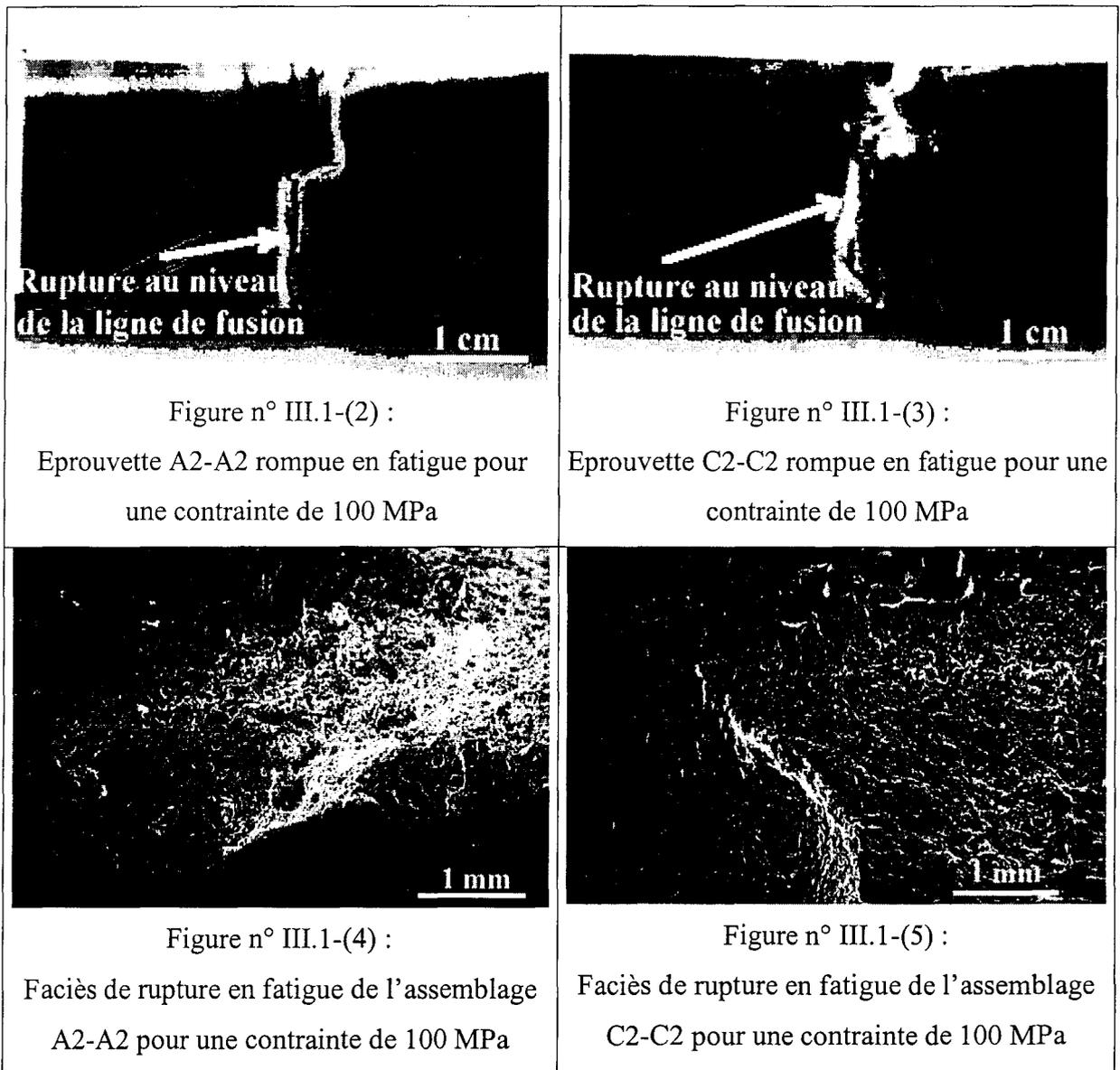
Sur la figure n° III.1-(1), les courbes de WÖHLER des éprouvettes à cordons arasés A2-A2 et C2-C2 sont tracées. Les niveaux de contraintes utilisées pour les calculs sont 100, 120, 140 et 160 MPa.

Les assemblages étudiés possèdent des durées de vie supérieures à celles proposées dans l'Eurocode pour des assemblages présentant des soudures bout à bout transversales à cordons arasés (ECCS B1), ou non arasés (ECCS B2 B3). De plus, la comparaison des figures n° II.1-(1) et III.1-(1) montre que les éprouvettes à cordons arasés présentent une durée de vie nettement meilleure que celle obtenue sur les éprouvettes à cordons non arasés.

Pour des niveaux de contrainte compris entre 160 et 120 MPa, l'assemblage soudé A2-A2 possède une durée de vie en fatigue un peu supérieure à celle de l'assemblage C2-C2. Cependant, cette différence s'estompe au fur et à mesure que l'on s'approche de la limite d'endurance à deux millions de cycles sans pour autant disparaître. Les limites d'endurance à deux millions de cycles sont de 90 MPa pour l'assemblage C2-C2 et 100 MPa pour

l'assemblage A2-A2. De ce fait, les deux courbes de WÖHLER ont des allures pratiquement semblables. D'ailleurs, l'interpolation des courbes par une équation linéaire du type $\ln(\sigma) = \frac{-1}{m} \cdot \ln(N) + B$ montre que la pente m , pour l'assemblage A2-A2, est égal à 5,1, et est de 4.4 pour l'assemblage C2-C2.

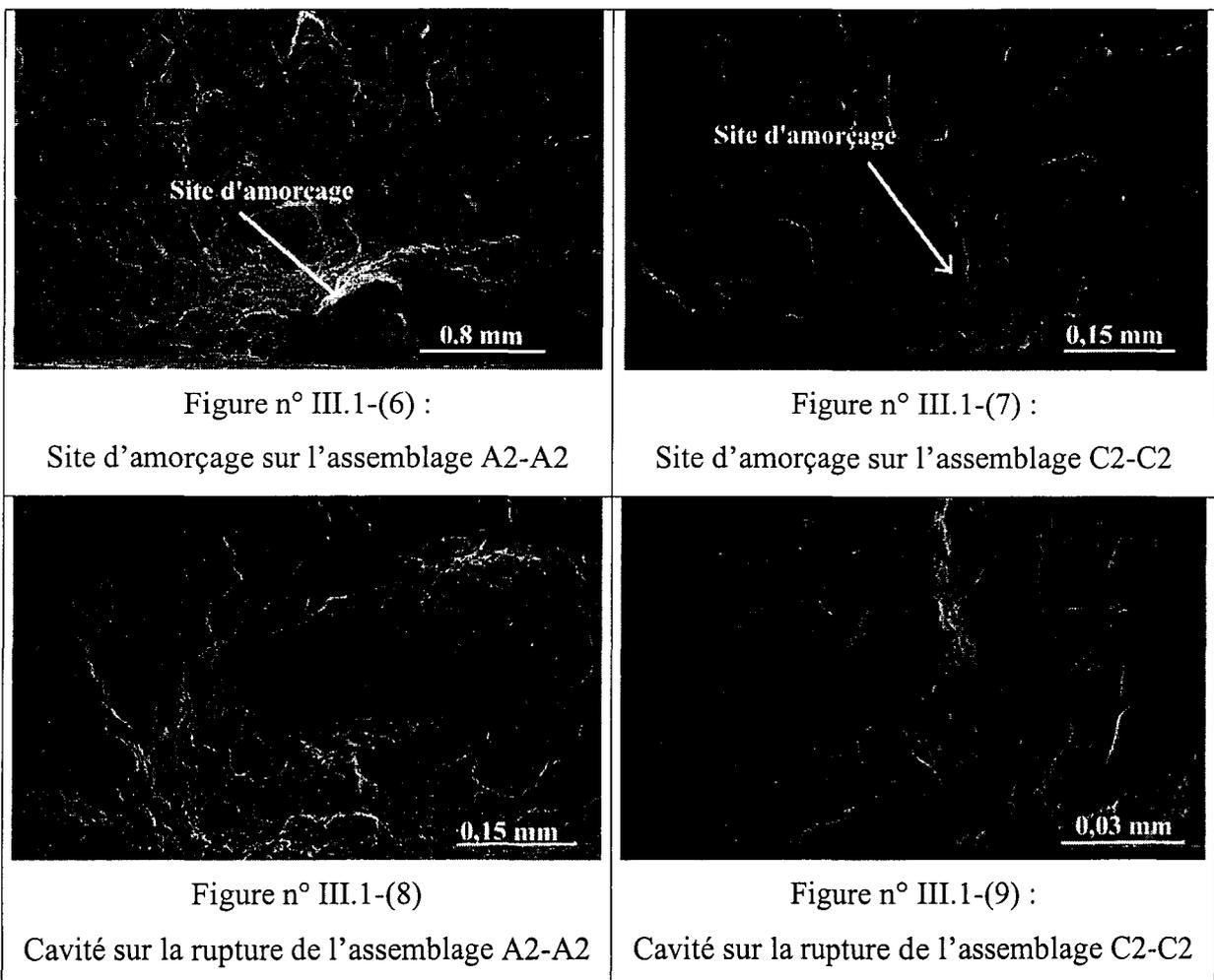
III.2) Examen des faciès de rupture en fatigue



L'examen des cassures des éprouvettes rompues à cordons arasés montre que la rupture, pour les deux types d'assemblages, s'est produite juste à côté de la zone fondue. Par contre, les zones de propagation en fatigue se situent indifféremment dans la ZAT ou dans le métal fondu. De plus, il semble qu'il n'y ait pas de rapport entre la localisation de la fissure de

fatigue et la nature du métal de base ou la charge appliquée sur l'éprouvette. Les faciès de rupture macroscopiques des deux assemblages ont été examinés. Les assemblages A2-A2 et C2-C2 présentent les mêmes faciès de rupture que ceux de leurs alliages de base constitutifs quand la rupture se situe dans la ZAT alors que lorsque la fissure se situe dans le métal soudé le faciès est intergranulaire. Ainsi, la fissure s'est donc propagée dans une zone de structure totalement différente de celle du métal de base. En effet, dans cette zone, le métal a atteint une température proche de la température de fusion : la structure est semblable à une structure de solidification. Cette zone resolidifiée se révèle donc être le défaut majeur qui occasionne la rupture par fatigue. Par ailleurs les figures n° III.1-(4) et III.1-(5) montrent au niveau de la rupture un grand nombre de soufflures microscopiques invisibles aux radiographies (10 à 100 μm de diamètre). Les observations optiques ont aussi mis en évidence dans cette zone, des fissures de liquéfaction perpendiculaires à l'axe de traction et qui sont donc susceptibles de croître sous l'action d'une force extérieure.

III.3) Amorçage et propagation des fissures de fatigue



Les examens des faciès de rupture sur les assemblages soudés à cordons arasés et les observations métallographiques sur coupes polies ont révélé la présence d'un grand nombre de soufflures microscopiques et de fissures de liquéfaction dans la zone de rupture. Les figures n° III.1-(6) et III.1-(7) montrent que les sites d'amorçage observés respectivement sur les assemblages A2-A2 et C2-C2 sont proches de la surface de l'échantillon. Sur ces figures, au niveau du site d'amorçage, on observe des taches noires elliptiques présentant un grand rayon compris entre 0,05 et 0,3 mm. En augmentant le grandissement, il devient alors visible que ces taches correspondent à des cavités profondes (cf. figures n° III.1-(8) et III.1-(9)). Compte tenu de la taille et de la forme de ces défauts et des radiographies initialement réalisées sur les coupons soudés, il semble que ces « trous » correspondent à des fissures de liquéfaction au niveau de la zone de fusion. Ainsi, l'initiation des fissures de fatigue semble occasionnée par la présence de fissures de liquéfaction.

Comme sur les assemblages soudés non arasés, les spectres de déformation enregistrés sur les deux assemblages à soudure arasées sont similaires quel que soit le métal de base (cf. figure n° III.1-(10) et III.1-(11)), c'est à dire que la propagation de la fissure de fatigue, pour les deux assemblages étudiés, représente pratiquement 100% de la durée de vie en fatigue.

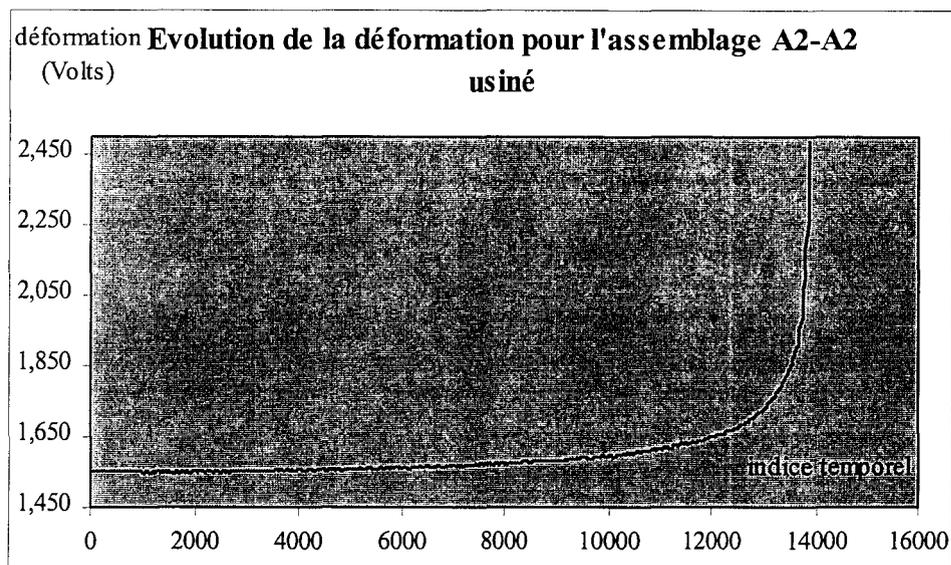


Figure n° III.1-(10) :

Spectre de déformation de l'assemblage soudé A2-A2 à cordons arasés à 140 MPa.

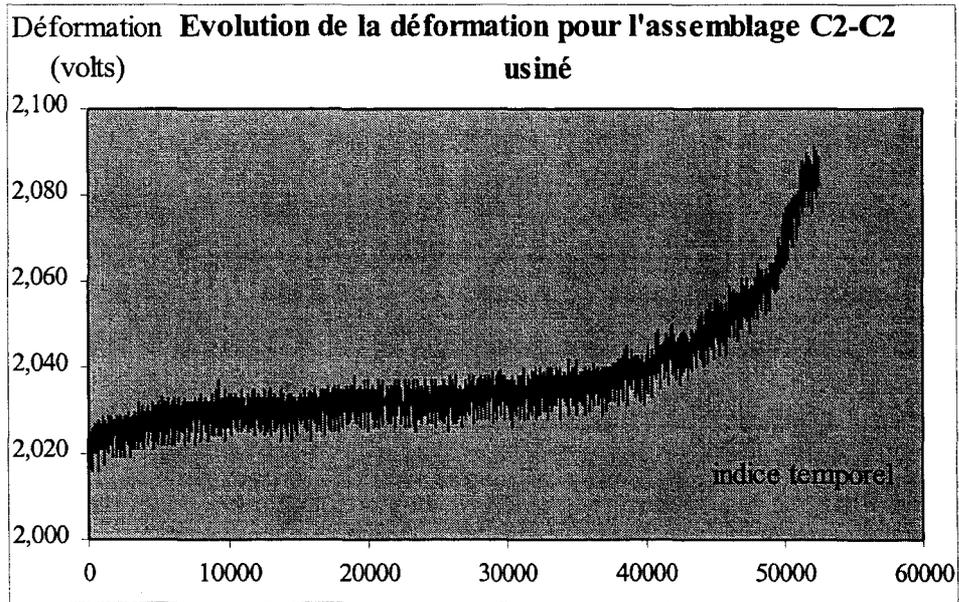


Figure n° III.1-(11) :

Spectre de déformation de l'assemblage soudé C2-C2 à cordons arasés à 140 MPa.

III.4) Interprétation des résultats de fatigue

Etant donné que les durées de vie, pour une contrainte donnée, sont pratiquement égales sur les assemblages A2-A2 et C2-C2, et que la propagation d'une fissure de fatigue représente pratiquement 100% de leurs durées de vie, il en résulte alors que les durées de propagation pour les deux assemblages étudiés sont équivalentes lorsque les cordons sont arasés.

On en déduit donc que les fissures de liquéfaction proches de la surface des éprouvettes occasionnent une concentration de contrainte qui provoque immédiatement l'amorçage d'une fissure de fatigue. Ce résultat est en accord avec les observations optiques et électroniques qui montrent que la fissure de fatigue se propage aux alentours de la zone fondue là où le métal a une composition chimique plus proche du métal d'apport que du métal de base.

IV) Relation entre géométrie du cordon et tenue en fatigue

La tenue en fatigue des assemblages soudés est fortement influencée par la géométrie du cordon de soudure. Celle-ci joue un rôle sur :

- la valeur de la limite d'endurance à 2 millions de cycles,
- la localisation de la rupture et le rôle des métaux de base sur le comportement en fatigue.

Influence de la géométrie du cordon sur la limite d'endurance

Quels que soient les métaux de base, la limite d'endurance à 2 millions de cycles sur les assemblages à cordons non arasés est de 70 MPa alors que celle sur les assemblages à cordons arasés est de 100 MPa. Ainsi, le coefficient effectif de concentration de contrainte K_f (rapport entre la limite d'endurance d'un échantillon lisse et la limite d'endurance de l'échantillon possédant des foyers de concentrations de contrainte) vaut 1,4. Avec ce résultat et le calcul par éléments finis du K_t , on obtient l'indice de sensibilité à l'entaille q défini par :

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}$$

Pour nos assemblages bruts on obtient ainsi un indice de sensibilité à l'entaille de 0,3. Cette valeur montre que les assemblages soudés en alliage d'aluminium sont peu sensibles à l'effet d'entaille contrairement aux assemblages à haute limite élastique ($q > 0,6$ pour un acier présentant une charge à la rupture de 700 MPa).

Cependant, les calculs du coefficient effectif de concentration de contrainte K_f et de l'indice de sensibilité à l'entaille q ne permettent pas une représentation réaliste de l'effet d'entaille sur nos assemblages soudés. En effet, suivant que le cordon de soudure est ou n'est pas usiné, la rupture ne se produit pas dans la même zone donc pas dans un métal de même nature.

Influence de la géométrie du cordon de soudure sur la rupture

Il a été vu précédemment que la localisation de la rupture dépend de la géométrie de la soudure. Ainsi, sur des assemblages à soudures arasées la rupture se produit au niveau de la

ligne de fusion alors que sur des assemblages bruts il y a fracture au pied du cordon de soudure car cette zone subit un effet d'entaille.

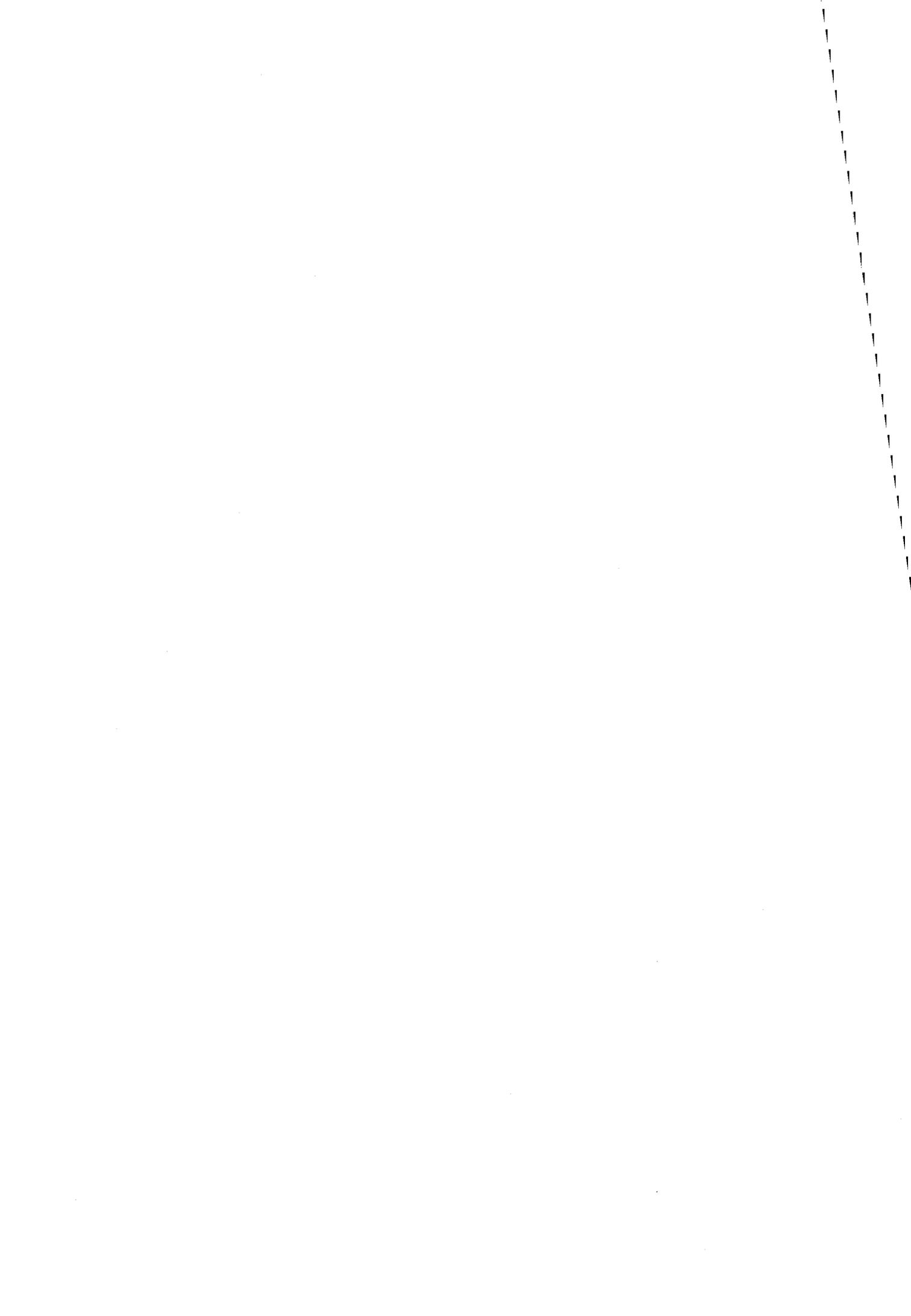
La localisation de la rupture joue alors un rôle important sur l'influence des métaux de base sur la tenue en fatigue des assemblages soudés. En effet, dans le cas de l'assemblage à soudures non arasées, la rupture se produit dans une partie de la ZAT remise en solution et maturée. L'influence de la nature des métaux de base est alors visible (Et plus particulièrement la présence des phases dispersées). Cependant, l'effet est moins marqué que sur les matériaux de base car ceux-ci sont à l'état brut trempé et revenu alors que la zone de rupture des assemblages soudés à soudures non arasées est dans un état trempé et mûri. Par contre, dans le cas de l'assemblage à soudures arasées, la fracture survient dans une zone qui a été partiellement fondue et mélangée au métal d'apport et qui par conséquent ne présente plus les mêmes caractéristiques mécaniques que le métal de base. L'influence du métal de base est alors invisible dans nos essais.

Conclusion

Cette étude a permis de mettre en évidence que :

- la géométrie du cordon de soudure est néfaste en fatigue. Cependant, l'effet d'entaille est bien plus faible que sur les aciers à haute limite élastique.
- le pied du cordon de soudure est un site d'amorçage immédiat en fatigue.
- sur les assemblages soudés non arasés, le métal de base influence la tenue en fatigue. Cependant le gain est plus faible que celui obtenu sur les matériaux de base.
- sur les assemblages soudés à cordons usinés, le métal de base n'influence plus la tenue en fatigue car la rupture se situe dans une zone proche de la zone de fusion où l'alliage est un mélange des métaux de base et d'apport.
- l'amorçage des fissures de fatigue sur les assemblages à soudures arasés est immédiat. Les fissures semblent s'initier sur la base des fissures de liquéfaction.

Conclusion et perspectives



Conclusion

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été consacrés à l'étude de l'influence des paramètres métallurgiques sur le comportement mécanique des alliages 6005A T5 et de leurs assemblages soudés. Les principaux paramètres métallurgiques étudiés sont la taille de grain, l'état de recristallisation de la structure, la densité et la taille des phases dispersées. Les différents alliages présentent des teneurs en silicium et en magnésium semblables, ce qui a permis de s'affranchir des différences de durcissement structural.

❖ Comportement mécanique des alliages d'aluminium 6005A

Des essais de pliages ont permis de mettre en évidence l'influence des facteurs métallurgiques sur la ductilité des alliages 6005A T5. Ainsi, il a été montré que les phases dispersées augmentent la ductilité des alliages 6005A par un phénomène de dispersion latérale des bandes de glissement produisant une rupture ductile. Les cupules se sont alors formées sur les phases dispersées et les précipités grossiers riches en fer. Par contre, en l'absence d'une densité suffisante de phases dispersées, la rupture est intergranulaire car il y a décohésion autour des précipités localisés sur les joints de grains. De plus, il a été démontré que la recristallisation d'un matériau ne modifie pas son mode de rupture mais augmente, par contre, sa ductilité. Ce phénomène est compréhensible car la déformation plastique provient du mouvement des dislocations. Comme la recristallisation d'un alliage diminue fortement la densité de dislocations, leurs mouvements sont dans un premier temps plus faciles, ce qui augmente alors la ductilité du matériau.

Des résultats similaires ont été obtenus en fatigue. En effet, les durées d'amorçage et de propagation des fissures de fatigue croissent avec la densité de phases dispersées. Ce phénomène s'explique par une diminution des contraintes engendrée par la dispersion latérale des bandes de glissement causée par la présence des phases dispersées. Un modèle basé sur ces remarques a été établi. Par ailleurs, les durées d'amorçage augmentent avec l'état de recristallisation (dans le cas d'une recristallisation anisotrope ou peu isotrope) alors que les durées de propagation semblent être peu influencées par ce phénomène métallurgique. Ce résultat s'explique par le fait que la vitesse de propagation dépend de la concentration de contrainte à la pointe de fissure qui est une zone fortement écrouie quel que soit l'état de recristallisation du métal de base. Cependant, si la structure après recristallisation laisse

apparaître une taille de grain importante et une structure fortement anisotrope, les durées de propagation et d'amorçage peuvent être fortement augmentées (c'est ce qui a été observée sur les alliages A4 et A4R avec notre type de sollicitation). La propagation macroscopique et microscopique des fissures de fatigue se produit alors sur des plans cristallographiques de types(110) et (100).

❖ Comportement mécanique des assemblages soudés

Les assemblages étudiés contenaient peu de défauts de soudage et étaient pratiquement semblables hormis la longueur des fissures de liquéfaction qui était plus importante sur l'un des assemblages. Les essais de fatigue ont montré que la géométrie du cordon de soudure est néfaste en fatigue. Le pied du cordon est alors un site d'amorçage immédiat des fissures de fatigue. Dans ce cas, les facteurs métallurgiques qui influencent la propagation des fissures de fatigue sont les mêmes pour les assemblages soudés que pour les alliages. Le gain est tout de même plus faible car la rupture se produit dans une zone remise en solution et maturée (donc moins résistante que le métal de base). Lorsque l'on usine les cordons de soudure, la tenue en fatigue s'en trouve améliorée. La nature du métal de base n'intervient plus sur la tenue en fatigue car la rupture se produit au niveau de la zone de fusion, là où les métaux d'apport et de base sont mélangés. Il semble alors que les sites d'amorçage soient les fissures de liquéfaction.

❖ Apports technologiques pour l'industrie

Pour la société Général Trailers, cette étude doit permettre d'améliorer la tenue en fatigue de ses structures mécano-soudées en alliage d'aluminium 6005A T5 par une meilleure sélection des matériaux que celle prescrite dans les normes AFNOR.

Ainsi, il a été montré que la densité de phases dispersées est le principal facteur métallurgique qui influence le comportement en fatigue des alliages d'aluminium 6005A T5 et en moindre mesure celle de leurs assemblages soudés (en MIG et sans cordons arasés). L'étude bibliographique a mis en évidence que ces phases précipitent à partir du manganèse et du chrome présents dans l'alliage lors du traitement d'homogénéisation. De ce fait, en fixant pour ces éléments d'alliage des teneurs minima, on limite les risques d'obtenir peu de phases dispersées. D'après les essais qui ont été réalisés, il semble que la condition

$\%Mn + \%Cr > 0,3\%$ (teneurs en masse) soit un minimum. Cependant, il faut que les phases dispersées soient finement précipitées. Pour le contrôler et ne pas augmenter le prix de revient de l'alliage (par trop d'essais supplémentaires), il y a une solution. En effet, l'étude sur la ductilité a montré que l'examen du faciès de rupture au pliage ou à la traction des alliages d'aluminium 6005A T5 permet d'estimer grossièrement la densité de phases dispersées. Ainsi, il suffit d'imposer que la rupture à la traction soit ductile.

Donc pour améliorer la tenue en fatigue des alliages d'aluminium 6005A T5 et de leurs assemblages soudés à cordons non arasés, il faut ajouter deux prescriptions supplémentaires à la norme :

1. Que la composition chimique vérifie $\%Mn + \%Cr > 0,3\%$
2. Que le faciès de rupture à la traction soit ductile

Dans le cas où l'industriel veut améliorer de façon plus conséquente le comportement en fatigue de ses assemblages soudés, il faut qu'il change de technologie de soudage ou qu'il arase ou diminue les reliefs de ses soudures. Dans le deuxième cas, l'alliage de base a peu d'influence. Par contre, comme les fissures de liquéfaction semblent être les causes de diminution de la durée de vie en fatigue, il est préférable de suivre ce que préconise la littérature, c'est à dire utiliser un métal d'apport du type AlSi₅.

Perspectives

L'influence de facteurs métallurgiques sur la tenue en fatigue de pièces et d'assemblages soudés a donc été établie. Les perspectives de recherches dans la continuité de ce travail sont multiples :

- L'état de recristallisation joue un rôle important sur l'amorçage des fissures de fatigue, il serait donc intéressant d'étudier au niveau des sites d'amorçage comment intervient l'effet de presse sur la formation d'une fissure (comparaison entre un alliage présentant un effet de presse et le même alliage recristallisé à grains équiaxes).
- La recherche d'une limite de densité de phases dispersées à partir de laquelle la durée de vie n'augmente plus serait une donnée importante.

- Le modèle qui permet de prédire le nombre de cycle d'un alliage par rapport à un autre peut être amélioré. En effet, la modélisation de l'influence des phases durcissantes sur le nombre de cycle de propagation permettrait de comparer des alliages 6000 ayant des teneurs en silicium et en magnésium différentes.
- Enfin, il serait intéressant de connaître l'influence des paramètres métallurgiques sur des assemblages soudés avec des nouvelles techniques industrielles, tel que, par exemple, le soudage par friction (stir friction).

Annexes

ANNEXE A :

Orientation de facettes de rupture par la technique expérimentale de diffraction des électrons rétrodiffusés [RAN95]

Un microscope électronique permet de combiner les informations sur la microstructure des échantillons et l'orientation cristalline de grains individuels qui constituent cet échantillon. Les applications principales de la technique EBSD sont les mesures d'orientation et de désorientation de grains, les mesures de texture, d'identification de phases, les estimations de contraintes et les mesures de tailles réelles de grains.

Cette annexe donne les bases de la formation des diagramme EBSD et de leurs utilisations.

Dans un microscope à balayage, le faisceau incident génère différents effets, l'un étant la diffraction par les plans réticulaires dans chaque cristal ou grain. La diffraction par l'ensemble des plans réticulaires fournit un diagramme de diffraction qui peut être assimilé à la carte des relations angulaires entre les plans. Le diagramme contient la symétrie du système cristallin, en outre l'angle entre les plans et les axes de zone sont spécifiques du système cristallin et des paramètres réticulaires du cristal. Tout ceci est utilisé pour identifier les phases en EBSD. Quand l'identité de la phase est connue, l'orientation du diagramme est directement équivalente à l'orientation du cristal.

Le diagramme EBSD provient du fait que le faisceau d'électrons en rentrant dans l'échantillon diverge, et donc que les électrons vont alors dans toutes les directions. Cette divergence du faisceau primaire est accompagnée d'une diffraction selon les lois de BRAGG, c'est à dire sur tous les plans réticulaires du cristal. La diffraction se fait en trois dimensions sur toutes les faces et donne naissance à deux cônes de radiation. Quand l'écran au phosphore est placé pour intercepter ces cônes, deux sections coniques sont captées ce qui donne naissance à une paire de lignes parallèles. Ces lignes sont appelées lignes de KIKUCHI. Ce diagramme de diffraction est en général analysé à l'aide d'un logiciel qui donne directement à l'opérateur les informations cristallographiques de la zone de l'échantillon étudié. A partir de ces données, il est alors possible de déterminer la texture d'un matériau ou le chemin cristallin suivi par une fissure de fatigue.

ANNEXE B :

Caractérisation quantitative des populations de phases dispersées par microscopie électronique en transmission

Méthode de SCHWARTZ-SALTYKOV adaptée aux lames minces

La méthode de SCWARTZ-SALTYKOV :

Cette méthode, pour l'obtention d'une distribution de dimensions de particules à partir d'une distribution de sections mesurées sur des coupes polies a été adaptée à des lames minces.

- On suppose une population de particules sphériques.
- Les diamètres des sections observées expérimentalement sont répartis en k classes de largeur Δ .
- La distribution des sections est décrite par les valeurs $N_a(i)$, nombres de sections de diamètre $(i-1)\Delta < \Theta \leq i\Delta$ observées par unité de surface. Or une section de diamètre $i\Delta$ peut provenir d'une particule de n'importe quel diamètre $j\Delta \geq i\Delta$. Par conséquent,

$N_a(i) = \sum_{j=i}^k N_a(i,j)$ où $N_a(i,j)$ est le nombre de sections par unité de surface, de diamètre $(i-1)\Delta < \Theta \leq i\Delta$ et provenant de particules de diamètre donné $j\Delta$.

Exprimons les $N_a(i,j)$ en fonction des $N_v(j)$, nombre de particules de diamètre $\Theta = j\Delta$ par unité de volume, qui décrivent la distribution de dimensions recherchée.

Dans le cas d'une coupe polie :

$$N_a(i,j) = N_v(j) \cdot j\Delta \cdot P(i,j)$$

$N_v(j)$: nombre de particules de diamètre $\Theta = j\Delta$ par unité de volume.

$j\Delta$: épaisseur dans laquelle doit se trouver le centre de la particule pour donner lieu à une section

$P(i,j)$: probabilité pour une particule de diamètre $\Theta = j\Delta$ de donner une section de diamètre $(i-1)\Delta < \Theta \leq i\Delta$.

Pour donner lieu à une section (c'est à dire apparaître sur la coupe polie) le centre de la particule doit se trouver à une distance du plan de coupe inférieure à son rayon $\frac{j\Delta}{2}$ (cf. figure n° Ann.A-(1)).

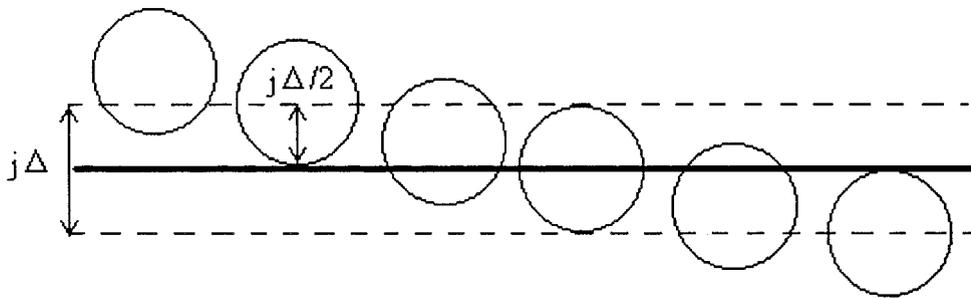


Figure n° Ann.A-(1) :
Particules coupées

La probabilité $P(i,j)$ est le rapport de la distance entre les deux sections de diamètre $(i-1)\Delta$ et $i\Delta$ au rayon $\frac{j\Delta}{2}$ de la sphère.

D'après la figure n° Ann.A-(2), $(\frac{i\Delta}{2})^2 + h_i^2 = (\frac{j\Delta}{2})^2$, d'où

$$P(i,j) = \frac{2 \cdot (h_{i-1} - h_i)}{j\Delta} = \frac{\sqrt{j^2 - (i-1)^2} - \sqrt{j^2 - i^2}}{j}$$

On a donc

$$Na(i,j) = Nv(j) \cdot \Delta \cdot (\sqrt{j^2 - (i-1)^2} - \sqrt{j^2 - i^2})$$

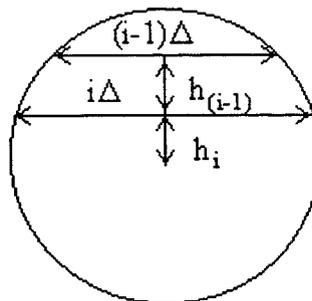


Figure n° Ann.A-(2) :

Calcul de $P(i,j)$.**Dans le cas d'une lame mince**

On doit distinguer deux situations pour exprimer $N_a(i,j)$ (cf. figure n° Ann.A-(3)).

Considérons pour simplifier uniquement les particules d'un diamètre $j\Delta$ donné.

1. Toutes les particules dont le centre est situé dans la lame mince d'épaisseur t donnent une section de diamètre égal à leur diamètre réel $j\Delta$, car la lame est observée par transparence.
2. Seules les particules dont le centre est situé à l'extérieur de la lame mince et dans une couche $\frac{j\Delta}{2}$ de part et d'autre de la lame sont susceptibles de donner une section inférieure à leur diamètre.

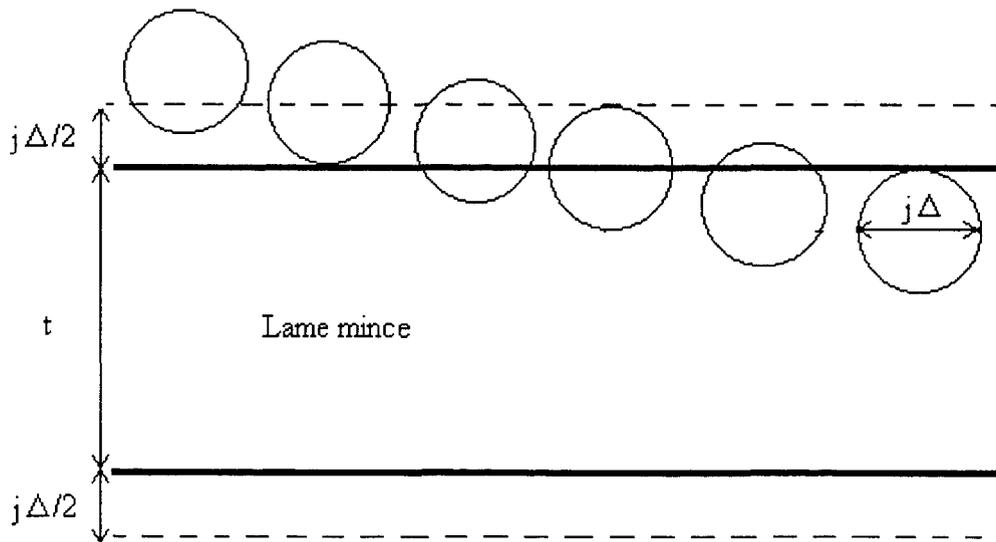


Figure n° Ann.A-(3) :

Cas de la lame mince

$$\text{Pour } j \neq i : N_a(i, j) = N_v(j) \cdot j\Delta \cdot P(i, j) = N_v(j) \cdot \Delta \cdot (\sqrt{j^2 - (i-1)^2} - \sqrt{j^2 - i^2})$$

$$\text{Pour } j=i : N_a(i, j) = N_v(j) \cdot t + N_v(j) \cdot j\Delta \cdot P(i, j) = N_v(j) \cdot t + N_v(j) \cdot \Delta \cdot (\sqrt{j^2 - (i-1)^2} - \sqrt{j^2 - i^2})$$

Car $N_a(j,j)$ est le nombre de sections par unité de surface de diamètre $(j-1)\Delta < \Theta \leq j\Delta$ provenant des particules de diamètre réel $j\Delta$.

Considérons maintenant l'ensemble de la population de particules (toutes les valeurs de j). Le nombre totale de sections de diamètre $(i-1)\Delta < \Theta \leq i\Delta$, pour i donné, s'écrit :

$$N_a(i) = N_a(i,i) + \sum_{j=i+1}^k N_a(i,j) = N_a(i,i) + \sum_{j=i+1}^k N_v(j) \cdot \Delta \cdot (\sqrt{j^2 - (i-1)^2} - \sqrt{j^2 - i^2})$$

$$N_a(i) = N_v(i) \cdot t + \sum_{j=i}^k N_v(j) \cdot \Delta \cdot (\sqrt{j^2 - (i-1)^2} - \sqrt{j^2 - i^2})$$

$$N_a(i) = \sum_{j=i}^k N_v(j) \cdot \Delta \cdot a_{ij}, \text{ avec } a_{ii} = \frac{t}{\Delta} + (\sqrt{j^2 - (j-1)^2}) \text{ et } a_{ij} = (\sqrt{j^2 - (i-1)^2} - \sqrt{j^2 - i^2}).$$

Pour i variant de 0 à k , on obtient k équations linéaires à k inconnues $N_v(j)$.

On inverse la matrice A des coefficients a_{ij} du système d'équations pour obtenir la matrice α

des coefficients α_{ij} du système de k solutions $N_v(j) = \frac{1}{\Delta} \cdot \sum_{i=j}^k \alpha_{ij} \cdot N_a(i)$. On calcule ainsi la

distribution (volumique) des diamètres des particules à partir de la distribution (surfaccique) des sections mesurées.

En pratique :

Une série de clichés de TEM, pris par caméra CCD Slow Scan, est exploitée avec le logiciel d'analyse d'image SIS ESIVISION qui mesure la surface de la section de chaque particule et fournit son diamètre équivalent au cercle (ECD).

Les diamètres de sections sont répartis dans $K=15$ classes de largeur $\Delta = D_{\max}/15$. Le grandissement du microscope étant connu, la surface examinée S peut être déterminée. Les valeurs $N_a(i) =$ nombre de sections de diamètre $(i-1)\Delta < \Theta \leq i\Delta / S$ sont ainsi obtenues.

L'épaisseur t de la lame mince doit être mesurée pour pouvoir établir les coefficients a_{ij} puis α_{ij} qui permettent de calculer la distribution $N_v(j)$.

La somme des $Nv(j)$ est la densité numérique totale de particules. La fraction volumique de particules de diamètre $j\Delta$ est $fv(j) = Nv(j) \cdot \frac{4\pi}{3} \cdot \left(\frac{j\Delta}{2}\right)^3$. La fraction volumique totale de particules est la somme $fv = \sum_j fv(j)$.

Mesure de l'épaisseur t d'une lame mince :

Cette mesure est effectuée sur chaque champ par une méthode basée sur l'analyse EDX.

Deux échantillons témoin d'aluminium d'épaisseur connue (dépôt d'Al) sont soumis au faisceau électronique dans des conditions d'éclairement bien définies. A temps d'acquisition constant, l'intégrale du pic de rayons X correspondant à l'aluminium (nombre de coups sur la diode) est proportionnelle à l'épaisseur de l'objet analysé. Le rapport de proportionnalité est déterminé grâce aux témoins. Une droite d'étalonnage est ainsi établie.

La mesure du pic d'aluminium obtenu sur la lame mince « échantillon » contenant des phases dispersées, dans des conditions d'éclairement identiques à celles utilisées sur le témoin, permet alors de calculer son épaisseur.

Pour améliorer la précision de la mesure, on choisit 5 points d'impact du faisceau électronique sur le témoin, dans différentes mailles de la grille-support.

L'épaisseur de la lame mince échantillon est mesurée sur chaque zone photographiée (une mesure par cliché) en 3 points d'impacts.

Incertitude sur la détermination de fv :

Le nombre de clichés pris doit être suffisant et les zones de la lame mince observées doivent être représentatives de la population de phases dispersées dans le matériau : on évite les joints de grains. Le traitement d'image est optimisé pour fournir des dimensions de section fiables à partir des clichés de MET. (Cela implique une intervention manuelle pour ajuster le seuillage sur chaque champ). La source principale d'erreur sur la fraction volumique provient alors de l'épaisseur t de la lame mince.

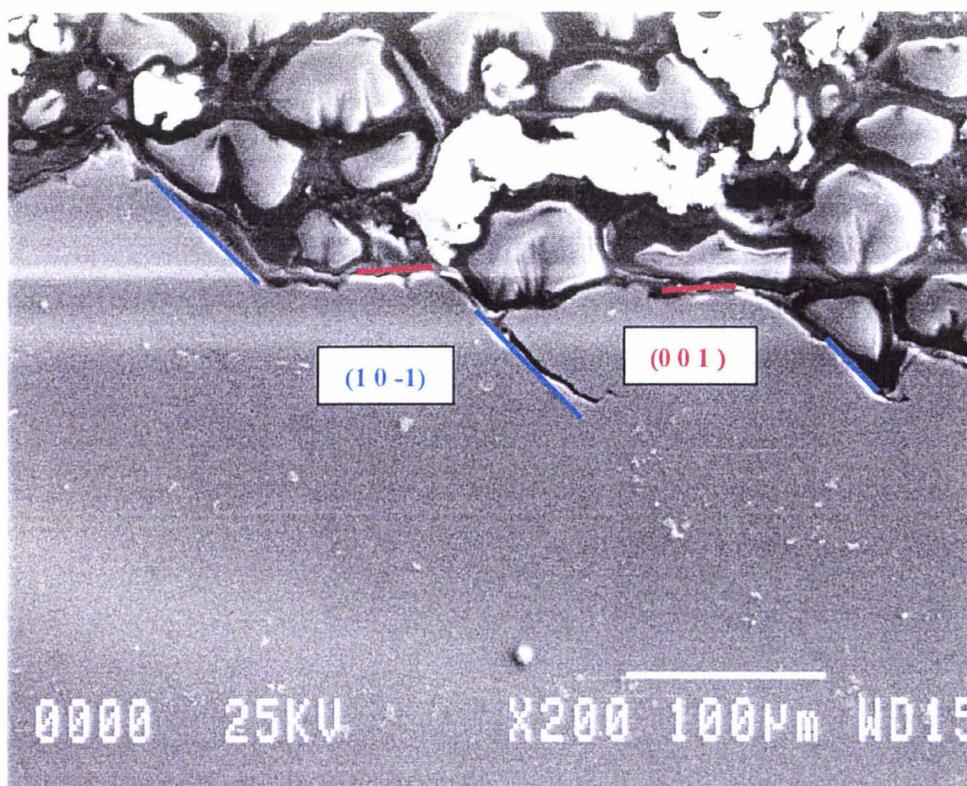
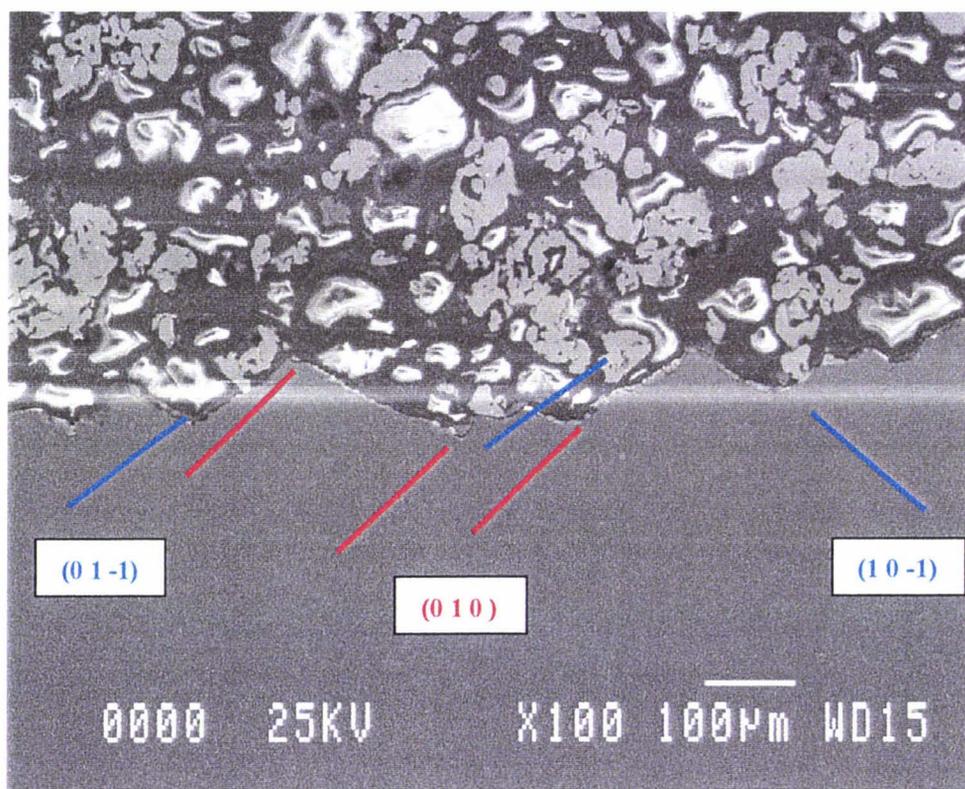
La valeur de t introduite dans le calcul des α_{ij} doit être unique, mais les micrographies électroniques sont prises en des régions différentes de la lame mince, d'épaisseur variable. La valeur utilisée pour le calcul est la moyenne des épaisseurs t mesurées : t_{moy} .

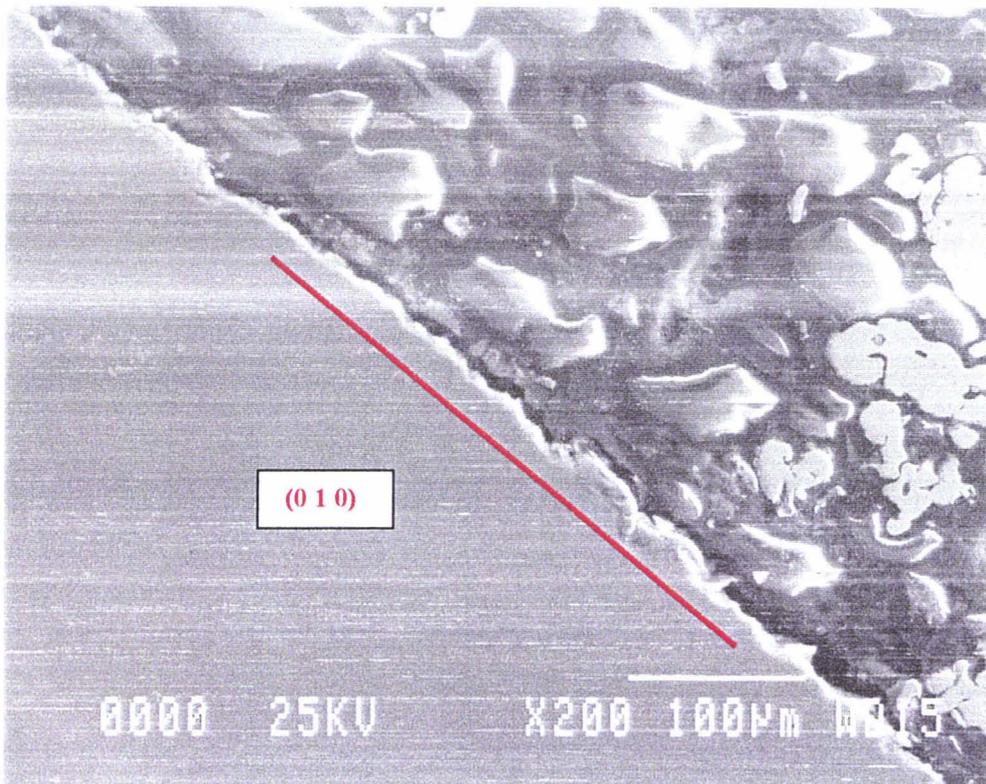
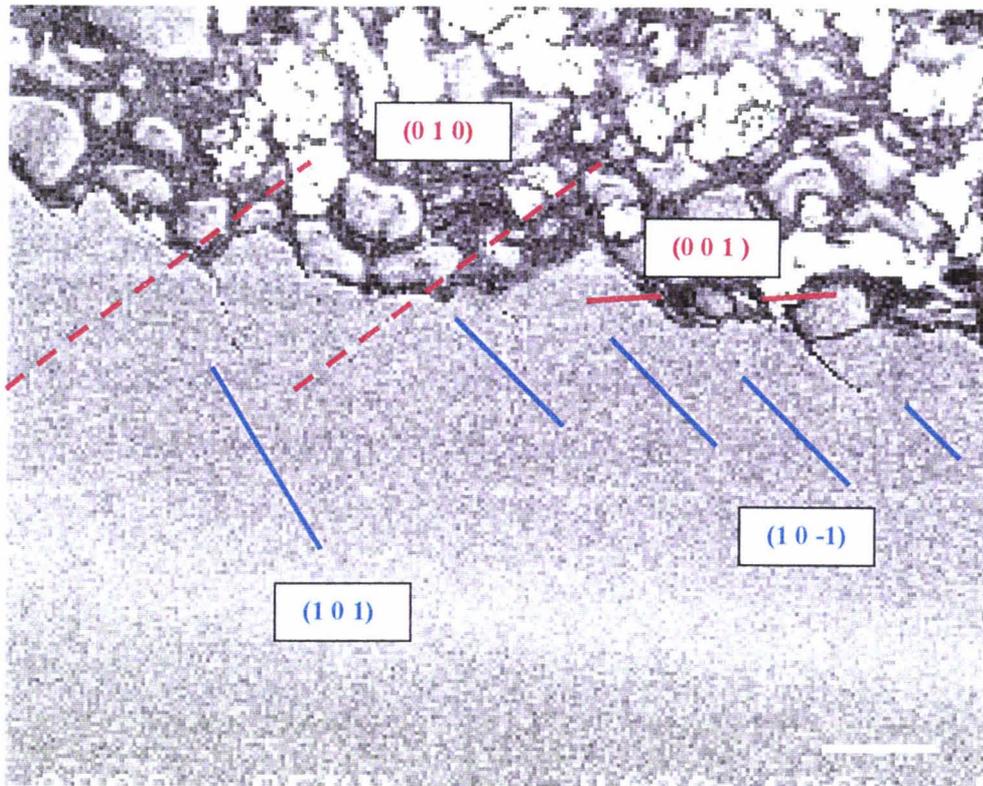
A cette valeur est associé un intervalle de confiance qui prend en compte la dispersion des épaisseurs entre champs. De plus, la pente de la droite d'étalonnage (relation entre nombre de coups Al et épaisseur t) est entachée d'une incertitude provenant de l'intervalle de confiance sur l'épaisseur réelle des témoins d'aluminium (mesurées au Talystep) et de la dispersion des mesures EDX sur ces mêmes témoins. Une pente minimale et une pente maximales peuvent être définies, qui permettent d'obtenir deux valeurs extrêmes de l'épaisseur : t_{\min} et t_{\max} . Les fractions volumiques fv , fv_{\min} et fv_{\max} sont calculées avec t_{moy} , t_{\max} et t_{\min} respectivement. L'incertitude sur la fraction volumique est alors égale à :

$$\Delta fv = \frac{(fv_{\max} - fv_{\min})}{2}$$

ANNEXE C :

Clichés et analyse EBSD d'une rupture par fatigue de l'alliage A4R





Références bibliographiques

- [ADD78] - Y. ADDA, J.M. DUPOUY, J. PHILIBERT, Y. QUERE, *Eléments de métallurgie physique, TOME IV diffusion - transformation*, édité par le commissariat à l'énergie atomique, 1978
- [ALB91] - D. ALBERT, S. BOMPARD, M. BRAMAT, L. CASTEX, *Influence d'un grenailage sur la tenue en fatigue des joints soudés en alliages d'aluminium*, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Septembre-Octobre, 1991, pp51-55
- [ALB92] - D. ALBERT, B. FOUGERAS, A. MICHEL, *Soudage à l'arc des alliages d'aluminium*, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Mars-Avril, 1992, pp23-35
- [ALB95] - D. ALBERT, L. COTTIGNIES, J.C. EHRSTRÖM, G. PILLET, *Influence of microstructure and welding parameters on microcrack formation and fatigue properties*, INT. CONF. ON ALUMINIUM WELDMENTS, 3-5 avril 1995, CLEVELAND
- [BAS82] - F. BASTENAIRE, *Méthode rapide et approchée d'estimation des paramètres A, B et E d'une courbe de fatigue*, IRSIO, STAT. 82/219, 1982, pp1-3
- [BAT80] - C. BATHIAS, J.P. BAÏLON, *La fatigue des matériaux et des structures*, COLLECTION UNIVERSITE DE COMPIEGNE, 1980
- [BEN84] - J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT, J. TALBOT, *Métallurgie générale*, EDITEUR MASSON, 1984
- [BER97] - L. BERTINI, V. FONTANARI, M. ASTI, A. FUGANTI, *Influence of residual stress on fatigue behaviour of Al-alloys welded joints for automotive applications*, CONF. MAT-TEC97, 1997, REIMS, pp321-327
- [BLU96] - W. BLUM, H.J. McQUEEN, *Dynamics of recovery and recrystallization*, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp31-42
- [BOM91] - S.BOMPARD, A.UHRY, *Comportement en fatigue des pièces ou assemblages en alliages d'aluminium*, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Mai-Juin, 1991, pp41-47
- [BOR92] - G. BORRST, H. LINDEN, *First results of a test programme for the formation and effects of grain boundary openings on the welding of medium strength AlMgSi alloys. Effects of the welding practice*, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH
- [BRA91] - S.BOMPARD, M.BRAMAT, *Calcul statistique des assemblages soudés en alliages d'aluminium*, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Mars-Avril, 1991, pp26-30

- [BUR96] - G.BURGER, A.K GUPTA, L.SUTAK, D.J. LLOYD, Recrystallization in 6000-series automotive sheet alloy during solution heat treatment practice, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp471-478
- [CER69] - S. CERESARA, E. DI RUSSO, P. FIORINI, A. GIARDA, Effect of Si excess on the ageing behaviour of Al-Mg₂Si 0.8% alloy, MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, VOL. 5, 1969, pp220-227
- [CHE88] - Q. CHEN, H.W. LIU, Resolved shear stress intensity coefficient and fatigue crack growth in large crystal, THEORETICAL AND APPLIED FRACT. MECH., VOL. 10, 1988, pp111-122
- [COT96] - L. COTTIGNIES, J.C. EHRSTRÖM, Fatigue behaviour of subscald specimens and full size welded and no welded AA6082 profiles, INT. CONF. ON FATIGUE OF WELDED COMPONENTS AND STRUCTURES, 12-14 JUIN 1996, SENLIS CETIM
- [COU67] - J. COUPRY, J. MOULIN, J. MORICEAU, Effet de l'homogénéisation sur la structure et la résistivité de l'aluminium coulé, MEMOIRES SCIENTIFIQUES REV METALLURG., LXIV, N°11, 1967, pp997-1005
- [CRO87] - C.E. CROSS, J.F. CAPES, D.L. OLSON, Characterization of binary aluminium alloy weld metal microstructures, MICROSTRUCTURAL SCIENCE, VOL. 14, 1987, pp3-16
- [DEF96] - J.R. DESFORGES, Propagation en fatigue des fissures courtes dans les alliages d'aluminium, Thèse de l'université de POITIERS, 1996
- [DES79] - D. MARCHIVE, R. DESCHAMPS, La trempe sur presse des alliages d'aluminium (application au cas d'un alliage Al-Mg-Si : 6005A), LA REVUE DE L'ALUMINIUM, Janvier, 1979, pp37-47
- [DEV78] - R.DEVELAY, Importance de l'addition de manganèse dans l'aluminium et les alliages d'aluminium, REVUE DE L'ALUMINIUM, Juillet, 1978, pp345-368
- [DOW73] - J.M. DOWLING, J.W. MARTIN, The influence of manganese addition on the deformation and fracture behaviour of an Al-Mg-Si alloy, THE MICROSTRUCTURE AND DESIGN OF ALLOYS, 1973, pp170-174
- [DOW76] - J.M. DOWLING, J.W. MARTIN, , The influence of manganese addition on the deformation behaviour of an Al-Mg-Si alloy, ACTA. METALLURGICA., VOL. 24, 1976, pp1147-1153
- [DOW77] - J.M.DOWLING, J.W.MARTIN, The influence of Mn additions on the fracture behaviour of an Al-Mg-Si alloy, FRACTURE, VOL. 2, 1977, pp87-95

- [DUN73] - B.J. DUNWOODY, D.M. MOORE, A.T. THOMAS, The effect of incoherent particules on toughness of an Al-Mg-Si alloy, JOURNAL OF THE INSTITUTE OF METALS, VOL. 101, 1971, pp172-175
- [DUT91] - I. DUTTA, S.M. ALLEN, A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061, JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE LETTERS, N°10, 1991, pp323-326
- [DVO91] - M.J. DVORNAK, R.H. FROST, D.L. OLSON, Influence of solidification kinetics on aluminium weld grain refinement, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, October, 1991, pp271s-276s
- [ECC92] - ECCS recommandations pour le calcul en fatigue de structures en alliages d'aluminium, INSTITUT DE SOUDURE, 1992
- [EDW94] - G.A. EDWARDS, K. STILLER, G.L. DUNLOP, APFIM investigation of fine-scale precipitation in aluminium alloy 6061, APPLIED SURFACE SCIENCE, VOL 76-77, 1994, pp219-225
- [EDW96] - G.A. EDWARDS, K. STILLER, G.L. DUNLOP, M.J. COUPER, The composition of fine-scale precipitates in Al-Mg-Si alloys, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp713-718
- [EMB74] - J.D. EMBURY, E. NES, On the tensile fracture of aluminium alloys, Z. METALLKUNDE., VOL.65, N°1, 1974, pp45-55
- [ENJ82] - T. ENJO, T. KURODA, Microstructure in weld heat zone of Al-Mg-Si alloy, TRANSACTION OF JWRI, VOL. 11, N°1, pp61-66
- [EVA90] - E. EVANGELISTA, A. FORCELLESE, F. GABRIELLI, P. MENGUCCI, Microstructural behaviour of hot deformed AA6015 alloy, INT. J. MATERIALS AND PRODUCT TECHNOLOGY, VOLS.5, N°1, 1990, pp84-94
- [EVE75] - J.D. EVENSEN, N. RYUM, J.D. EMBURY, The intergranular fracture of Al-Mg-Si alloys, MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, VOL. 18, 1975, pp221-229
- [FEI95] - W.D. FEI, S.B. KANG, Effects of cooling rate on solidification process in Al-Mg-Si alloy, JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE LETTERS, N°14, 1995, pp1795-1797
- [FEN94] - Z.FENG, Modélisation de la fissuration du métal fondu pendant sa solidification, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Mars-Avril, 1994, pp41-49
- [GAD64] - R. GADEAU, Historique de la fabrication de l'aluminium, CHIMIE ET INDUSTRIE, VOL.92, N°3, 1964, pp180-187

- [GAT79] - F. GATTO, F.M. MAZZOLANI, D. MORRI, Etude expérimentale des contraintes résiduelles et des caractéristiques mécaniques dans les profilés soudés en alliage Al-Mg-Si (type 6082), SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Juillet-Aout, 1979, pp251-266
- [GIM88] - C.FERRER GIMENEZ, D.SALVADOR MOYA, Investigacion de los ciclos termicos y sensibilidad al envejecimiento en la soldadura MIG de la aleacion Al-Mg-Si 0,6 (AA6061), 7^{ème} JOURNEES DU SOUDAGE, 4-6 Mai, 1988, MADRID, pp445-450
- [GIT92] - R.GITTER, J. MAIER, W. MÜLLER, Formation and effect of grain boundary opening in AlMgSi alloys caused by welding-physical fundamentals and basic considerations leading to the creation of a quantitative and qualitative experimental programme, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH
- [GRA92] - U. GRAF, D. KOSTEAS, Crack propagation and residual stresses in aluminium weldments, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH
- [GRO91] - O.R. MYHR, O. GRONG, Process modelling applied to 6082-T6 aluminium weldments-II. applications of model, ACTA. METALL. MATER., VOL. 39, N°11, 1991, pp2703-2708
- [GRO93] - O. GRONG, O.R. MYHR, Modelling of the strength distribution in the heat affected zone of 6082-T6 aluminium weldments, MATHEMATICAL MODELLING OF WELD PHENOMENA, BOOK 533, 1993, pp300-311
- [GRU96] - K. GRUBIC, S. ANDRIC, Factors of pulse MIG welding, their relationships and effects, INT. J. FOR THE JOINING OF MATERIALS, VOL. 8, N°2, 1996, pp63-66
- [GUI96] - A. GUINIER, On the birth of GP zones, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp3-7
- [GUL92] - L.O. GULLMAN, S. ZAJAC, A. JOHANSSON, The influence of small Mn additions and heat treatment practice on the extrudability of AA6005 aluminium alloy, 5 TH INTERNATIONAL ALUM. EXT. TECHT. SEM, 1992, CHICAGO, pp71-77
- [GUL96] - S. ZAJAC, L. O. GULLMAN, A. JOHANSSON, B. BENGTSSON, Hot ductility of some Al-Mg-Si alloys, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp1193-1198
- [GUS91] - M. GUSATU, Simulation of hot extrusion of aluminium alloys, REV. ROUM. SCI. TECHN. - MEC. APPL., TOME 36, N°5-6, 1991, pp329-337

[HAG96] - J. HAGSTRÖM, R. SANDSTRÖM, Fatigue properties of welded T-joints in thin-walled aluminium profiles, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp1727-1732

[HIN88] - J. HINCHEN, Avoiding problems when welding aluminium, WELDING & METAL FABRICATION, April, 1988, pp132-136

[HUT96] - I. HUTHER, Prévission du comportement à la fatigue des assemblages soudés, THESE 1996

[HVA92] - M. HVAL, K. ANGLEVIK, Significance of defects in thick welded AlMgSi aluminium extrusions, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH

[JAC71] - S. JACOB, D. FONTAINE, Brûlure de l'A-U5 GT au cours du traitement thermique, TRAITEMENT THERMIQUE, VOL.60, Aout-Septembre, pp35-46

[JAN93] - J.J. JANOSCH, S. DEBIEZ, Rôle combiné du mode de sollicitation et de la dimension du manque de pénétration dans le comportement en fatigue des soudures d'angles, CONSTRUCTION METALLIQUE, N°3, 1993, pp29-41

[KAT87] - M. KATOH, H.W. KERR, Investigation of heat-affected zone cracking of GTA welds of Al-Mg-Si alloys using the VARESTRAINT test, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, Decembre, 1987, pp360s-368s

[KON88] - P. KONSTANTINOS, U. GRAF, D. KOSTEAS, Fatigue behaviour of welded aluminium components, WELDING AND CUTTING, N°3, 1988, pp40-41

[KOU86] - S. KOU, Welding metallurgy and weldability of high strength aluminum alloys, WRC BULLETIN, VOL. 320, 1986, pp1-20

[KOU88] - S. KOU, Y. LE, Welding parameters and the grain structure of weld metal-a thermodynamic consideration, METALLURGICAL TRANSACTION A, VOL. 19A, N°4, 1988, pp1075-1082

[LAG93] - R. LAGNEBORG, S. ZAJAC, D. HUTCHINSON, A model for flow stress behaviour during hot working of aluminium alloys containing non-deformable precipitates, SCRIPTA METALLURGICA ET MATERIALIA, VOL. 29, 1993, pp159-164

[LAN78] - G. LANG, A.F. CASTLE, Influence of copper, manganese and chromium, LIGHT METAL AGE, February, 1978, pp26-28

[LEA75] - D.McLEAN, B. GALE, Effective intergranular cohesion, PROC. CONF. THE MECHANICS AND PHYSICS OF FRACTURE CAMBRIDGE UNIV. PRESS, 1975, LONDON, pp178-189

- [LEL61] - P. LELONG, J. MOISAN, G. LAURENT-ATTHALIN, J. HERENGUEL, Modification et amélioration des propriétés des demi-produits en alliages légers par traitement thermique avant corroyage, MEMOIRES SCIENTIFIQUES REV. METALLURG., LVIII, N°6, 1961, pp414-422
- [LEM88] - J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, Mécanique des matériaux solides, Edition DUNOD, 1988
- [LIE88] - H.P. LIEURADE, Les effets des contraintes résiduelles et du rapport R= min/max sur la résistance à la fatigue des éléments soudés, LE SOUDAGE DANS LE MONDE, VOL. 26, N°7/8, 1988, pp159-187
- [LUB96] - V.A. LUBARDA, D.A. KOURIS, Stress fields due to dislocation arrays at interfaces, MECHANICS OF MATERIALS, N° 23, 1996, pp191-203
- [LYN69] - V. LYNCH, Metallurgical aspects of press heat treatment, LIGHT METAL AGE, August, 1969, pp22-26
- [MAD92] - S.J. MADDOX, Calcul en fatigue des structures soudées, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Novembre-Décembre, 1992, pp20-32
- [MAL95] - V. MALIN, Study of metallurgical phenomena in the HAZ of 6061-T6 aluminium welded joints, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, September, 1995, pp305-318.
- [MAR79] - D. MARCHIVE, Situation et évolution des alliages de filage à moyennes caractéristiques de la série 6000, LA REVUE DE L'ALUMINIUM, Novembre, 1979, pp461-471
- [MAT96] - K. MATSUDA, S. IKENO, T. SATO, A. KAMIO, Classification of metastable phases in Al-Mg₂Si alloys by HRTEM, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp707-712
- [MEN92] - C.C. MENZEMER, J.W. FISHER, Fatigue behaviour of welded aluminium structures, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH
- [MIS97] - S. MISSORI, E. PEZZUTI, Microstructural and mechanical characteristics of welded joints in type 6082-T6 aluminium alloy, WELDING INTERNATIONAL, VOL. 11, N°6, 1997, pp468-474
- [MIY90] - M. MIYAZAKI, K. NISHIO, M. KATOH, S. MUKAE, H.W. KERR, Quantitative investigation of heat-affected zone cracking in aluminium alloy A6061, WELDING RESEARCH SUPPLEMENT, Septembre, 1990, pp362s-371s
- [MUK92] - S. MUKAE, M. KATOH, K. NISHIO, K. KUSUGA, H. ICHIKAWA, Improving the softened zone in welds in A5083-H aluminium alloy, WELDING INTERNATIONAL, VOL. 6, N°10, 1992, pp774-779

- [MUR87] - Y.MURAKAMI, Stress intensity factors handbook, PERGAMON PRESS, 1987
- [MYH91] - O.R. MYHR, O. GRONG, Process modelling applied to 6082-T6 aluminium weldments-I. reaction kinetics, ACTA. METALL. MATER., VOL. 39, N°11, 1991, pp2693-2702
- [NAK95] - K. NAKATA, F. MATSUDA, Evaluation of ductibility characteristics and cracking susceptibility of Al alloys during welding, TRANSACTIONS OF JWRI (WELDING RESEARCH), VOL. 24, N°1, 1995, pp83-94
- [ÖRJ92] - O. ÖRJASAETER, O. NERDAHL, Aluminium beams under fatigue loading, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH
- [PET95] - G. PETTON, Mécanismes microscopiques et comportement cyclique de l'alliage d'aluminium 7010, Thèse de doctorat de l'institut national des sciences appliquées de LYON, 1995
- [RAG90] - R. KUMAR, Experimental observation of crack propagation in 6063-T6 Al-alloy under constant amplitude loading, INT. J. PRES. VES. & PIPING, N°42, 1990, pp303-315
- [RAN95] - V. RANDLE, Diffraction des électrons rétrodiffusés, SPECTRA ANALYSE, N° 183, 1995, pp48-54
- [RAY78] - P. RAYMOND, J.W. MARTIN, The influence of dispersoids on fatigue crack propagation in Al-Mg-Si alloys, Z.METALLKDE., BD70, H.2, 1978, pp80-84
- [REI93] - O. REISO, N. RYUM, J. STRID, Melting of secondary-phase particules in Al-Mg-Si alloys, METALLURGICAL TRANSACTION A, VOL. 24A, December, 1993, pp2629-2641
- [REN61] - M. RENOARD, J. NAVARRO, Traitement thermique dit d'homogénéisation ses effets sur les propriétés des alliages légers, REVUE DE METALLURGIE, Octobre, 1961, pp839-848
- [RIC70] - A.D.L. RICHES, Welding aluminium alloys, AUSTRALIAN WELDING JOURNAL, November, 1970, pp10-25
- [SCH92] - W. SCHÖNHERR, W. KREUZER, The behaviour of hot-cracks in welded joints of square-section tubing under fatigue loads, INTERNATIONAL CONFERENCE ON ALUMINIUM WELDMENTS, 27 to 29 April, 1992, MUNICH
- [SCH93] - P. SCHWELLINGER, Research into the weldability of AlMgSi1 rolled plates, WELDING AND CUTTING, VOL. 10, 1993, pp190-193 et pp564-569



- [SOE87] - F. SOETENS, Welded connections in aluminium alloy structures, HERON, VOL. 32, N°1, 1987
- [STO70] - R.D. STOUT, Quelques aspects métallurgiques du soudage des alliages d'aluminium, SOUDAGE ET TECHNIQUES CONNEXES, Septembre-Octobre, 1970, pp419-432
- [STU96] - M. STUCKY, M. RICHARD, Influence of surface quality on fatigue behaviour of Al-Si7Mg type alloys, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp1389-1394
- [TAK96] - M. TAKEDA, F. OHKUBO, T. SHIRAI, K. FUKUI, Precipitation behaviour of Al-Mg-Si ternary alloys, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp815-820
- [TAN96] - H. TANIHATA, K. MATSUDA, S. IKENO, High resolution transmission electron microscope observation of the metastable phase in an aged commercial AA6063, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp809-814
- [WHA97] - What's ailing that weld, WELDING JOURNAL, VOL. 76, N°8, 1997, pp45-48
- [WYS96] - R.K. WYSS, L.W. BLAZEK, Influence of excess Si on strength and toughness in Al-Mg-Si alloys, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp1783-1788
- [XIN98] - XING BIN, Confrontation des aspects statistiques et déterministes de l'amorçage des fissures de fatigue dans les alliages d'aluminium, Thèse de doctorat de l'Ecole Centrale PARIS, 1998
- [YAM90] - H. YAMADA, T. TANAKA, Effects of impurity Fe on recrystallization and grain growth in Al-1%Mg and Al-1%Mg-0,6%Si alloys, JOURNAL OF JAPAN INSTITUTE OF LIGHT METALS, VOL. 40, N°2, 1990, pp102-108
- [ZAJ93] - S. ZAJAC, B. HUTCHINSON, A. JOHANSSON, L.O. GULLMAN, R. LAGNEBORG, Microstructure control and extrudability of aluminium-Mg-Si alloys microalloyed with manganese, JOURNAL DE PHYSIQUE IV, VOL.3, 1993, pp251-254
- [ZAJ96] - S. ZAJAC, B. BENGTSSON, A. JOHANSSON, L. OTTO GULLMAN, Optimisation of Mg₂Si for extrudability of AA6063 and AA6005 alloys, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp397-402
- [ZAS92] - J. ZASADZINSKI, W. LIBURA, J. RICHET, W.Z. MISIOLEK, Modeling of temperature-speed parameters in aluminium extrusion, LIGHT METAL AGE, August, 1992, pp 60-64
- [ZEN46] - C. ZENER, A theoretical criterion for the initiation of slip bands, PHYSICAL REVIEW, VOL. 69, 1946, pp128-129

[ZHU96] - L. ZHUANG, J. BOTTEMA, P. KAASENBROOD, W.S. MILLER, P. DE SMET, The effect of small particules on annealed grain size and texture of Al-Mg-Si alloys, MATERIALS SCIENCE FORUM, VOLS.217-222, 1996, pp487-492

[1NA88] - A. NAVARRO, An alternative model of blocking of dislocations at boundaries, PHILOSOPHICAL MAGAZINE A, VOL. 57, N°1, 1988, pp37-42

[2NA88] - A. NAVARRO, E.R. DE LOS RIOS, A microstructurally-short fatigue crack growth equation, FATIGUE FRACT. ENGG. MATER. STRUCT., VOL. 11, N°5, 1988, pp383-396

[2AF86] Recueil de normes françaises AFNOR, métaux non ferreux, TOME 2, Aluminium et alliages d'aluminium-Soudage Classification et contrôle des joints soudés, 1986, pp461-482

[3NA88] - A. NAVARRO, E.R. DE LOS RIOS, Short and long fatigue crack growth : a unified model , PHILOSOPHICAL MAGAZINE A, VOL. 57, N°1, 1988, pp15-36

