

**République Algérienne Démocratique et Populaire**  
**Ministre de l'Enseignement Supérieure et de la Recherche Scientifique**  
**Université SAAD DAHLEB de Blida**  
**Faculté des Sciences de l'Ingénieur**  
**Département d'Aéronautique**



**MEMOIRE DE FIN D'ETUDE**

**EN VUE DE L'OBTENTION DU DIPLOME D'INGENIEUR  
D'ETAT EN AERONOTIQUE**

**FILIERE: CONSTRUCTION ET MAINTANANCE EN  
AERONAUTIQUE  
SPECIALITE : STRUCTURE**



**Etudes des mécanismes de rupture des tôles et  
joints soudés bout a bout en alliage  
d'Aluminium (série 6056)**

\* Proposé et dirigé par :

\*Dr : ALLALI Abderrazak

\* Présenté par :

\* KHEDIM Siham.

**Promotion : 2006-2007**

# ***DEDICACES***

*Je dédie ce modeste travail :*

*A mes très chers parents qui m'ont encouragé le long de mes études et soutenue par leur amour et leur tendresse.*

*A ma grand-mère et ma tante Lalia.*

*A mon frère Khelifa.*

*A mes sœurs Fatima et Hamida.*

*A toutes mes fidèles amies.*

*A toute la promotion 2006-2007.*

*Et sans oublier notre ami qui est décédé cette année Hamida  
TAIB.*

# ***REMERCIEMENTS***

***Mon profond respect et reconnaissance a mon promoteur  
Mr :ALLALI Abderrazak pour l'attention et l'aide permanente  
qu'il a manifesté et pour la confiance dont il a fait preuve à  
mon égard.***

***J'adresse mes sincères remerciements à tous ceux qui m'ont  
aidé de près ou de loin.***

***Enfin, je présente mes remerciements les plus distingués et mes  
salutations les plus chaleureuses à l'ensemble des enseignants  
de l'D.A.B, spécialement à ceux qui ont accepté d'être membres  
du juré.***

في هذا العمل ، دراسة عن سبائك الالومنيوم خصوص 6056 مميزات المجهرية,  
ميكانيك على بيان مشترك نهاية لنهاية اثنين من فيحتين من الالومنيوم  
AA6056

العينات المقطوعة العينات  
ل و بعدها اختبارا على التصدع من نوع كام و(س س ت) و نرى تأثير التلجيم  
لعينات الملساء

هذا العمل يسمح طبقا لتحليل مساحات المتضرر بحصر مختلف المناطق المقصودة, و أبعاد المنطقة المذاب  
أبعاد المنطقة المتضررة حراريا.

## RESUME :

Dans ce travail, une étude faite sur l'alliage d'Aluminium en particulier l'AA 6056 et ses caractéristiques microstructure, En fait d'essai mécanique sur un joint soudé bout à bout réaliser de deux tôles en alliage d'Aluminium 6056.

Premièrement en explique le prélèvement des éprouvettes par rapport au cordon soudé, après en fait essai de traction sur éprouvettes lisse et entaillées en U et en V puis d'essais sur des fissuration de type de Kahm et de type CCT (centered crack tension), En va voire l'influence de soudage sur se alliage.

Ce travail, permettra d'après les analyse des surface de rupture et l'analyse d'endommagement de délimiter les différentes zones concernées, les dimension zone fondue (ZF) et de la zone affectée thermiquement (ZAT).

## SUMMARY :

In this work, a study made on Aluminium alloy in particular the AA 6056 and its characteristic microstructure, In fact of mechanical test on a joint welded end to end to realize of two aluminium 6056 alloy sheet Firstly explains of it the taking away of the test-tubes compared to the cord welded, after in fact smooth test tensile onto test-tubes and then notched out of U and V under tests on cracking of the type of Kahm and type CCT (centered ace tension), goes from There even the influence of welding on alloy. This work, will allow according to the analysis of the rough surface and the analysis of damage to delimit the various zones concerned, dimension molten zone (ZF) and of the thermally affected zone (ZAT).





























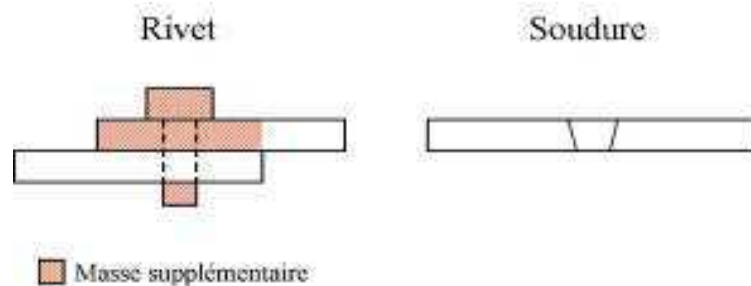
## Introduction Générale

Dans l'aéronautique, les progrès sont constants et les technologies nouvelles permettent de voler avec toujours plus de sécurité. Plusieurs d'entre elles sont en développement et d'autres sont déjà utilisées. Par exemple, une application industrielle nouvelle : le soudage laser permet d'alléger certaines parties en supprimant des milliers de rivets, tout en ne touchant pas à la résistance de la structure de l'avion. La résistance d'un avion de ligne est liée, dans son ensemble, au dessin du squelette de l'appareil, aux matériaux utilisés, mais aussi aux centaines d'assemblages qui rigidifient les panneaux des cellules.

Les assemblages sont réalisés au moyen de rivets (également de boulons, de colles) : sur le dernier A340-600, il y a près de 2.500.000 rivets !

Ce P.F.U fait partie du thème soudage et se situe à l'interface entre la résistance à la déchirure ductile des tôles minces et l'assemblage par soudage. Alors que la simulation des contraintes et déformations résiduelles liées au soudage sont étudiées par Claudie Darcourt dans sa thèse [1], la précipitation et la fissuration à chaud sont étudiés par Damien Fabrègue[2].

Le 6056 (AlMgSi) est un alliage d'aluminium doté d'une bonne soudabilité. C'est précisément la raison pour laquelle ce matériau est à l'heure actuelle un bon candidat pour permettre de remplacer dans l'avenir le système actuel d'assemblage des fuselages par le procédé de soudage. Ce changement est un enjeu financier important dans la mesure où il entraînerait bien évidemment (figure1) une réduction considérable de masse, donc de la consommation de carburant et du coût d'exploitation.



**Figure 1: Schéma simplifié du gain de masse Rivet/Soudure**

La compétition aéronautique a été portée le 19/12/2000 à un niveau jamais atteint avec le lancement industriel d'un "véritable paquebot des airs du 21ème siècle" : l'A380.

Avec un budget de 14 milliards d'euros pour l'ensemble du programme et après 450 heures d'essais le premier vol passager aura lieu en 2006 [3]. Voici quelques informations (non contractuelles) concernant l'A380 permettant de se donner une idée de l'enjeu :

Masse maximum au décollage : 560 t

Masse marchande maximum : 83 t

Frein :  $E_c = 1500$  Mégajoules pour arrêter 560 tonnes lancées à 268 km/h (2 Mégajoules pour une voiture lancée à la même vitesse).

Nombre de passagers : 555.

Rayon d'action : 14800 km.

Vitesse maximum : M 0.89.

Envergure : 79.8 m (l'A380 entre dans un carré de 80 m de côté).

Voilure : 845 m<sup>2</sup>.

Diamètre du fuselage : 7.14 m.

Longueur totale : 73 m.

Hauteur totale : 24.1 m.

Matériaux : Aluminium, acier, titane, composites.

4 moteurs.

Poussée des moteurs (kW) : 311 ( 7 kW pour une voiture de 10 CV).

Performance : Décolle en 2900 mètres

Consommation : 3.2 litres /100 km par passager.

Ravitaillement : 131000 litres de kérosène en 40 minutes par 10 réservoirs.

Ce P.F.U. il comporte 5 chapitres :

- étude bibliographe : en trouve des généralité sur l'Aluminium et sont historique dans l'Aéronautique, historique de soudage et le soudage bout a bout.
- mécanique de rupture et fatigue : les trois mode d'ouverture existant (I, II, III) et le facteur d'intensité K et la 2<sup>ème</sup> partie l'endommagement par fatigue, le calcule durée de vie et les cause de fatigue
- mécanisme de rupture des tôles d'Aluminium 6056 : état AR qui correspond à l'état à réception et HT qui correspond à un traitement thermique, appliqué à partir de l'état AR, Les différentes échelles d'observation sont obtenues par microscopie optique (MO), microscopie électronique a balayage (MEB) et par microscopie électronique en transmission (MET).
- essais mécanique sur des joint soudé bout a bout : essai de traction sur l'entaille et l'influence de soudage sur la géométrie
- étude de mécanique de rupture : l'analyse des surfaces de rupture obtenues à l'échelle macroscopique puis à l'échelle microscopique

**CHAPITRE I**  
**ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE**

**CHAPITRE II**  
**MECANIQUE DE RUPTURE ET**  
**FATIGUE**

**CHAPITRE III**  
**MECANISME DE RUPTURE DES**  
**TOLLES D'ALUMINIUM 6056**

**CHAPITRE V**  
**ETUDE DE MECANISMES DE**  
**RUPTURE**

**CHAPITRE IV**  
**ESSAIS MECANIQUE SUR JOINT**  
**SOUDES BOUT À BOUT**

# **INTRODUCTION GENERALE**



# **CONCLUSION GENERALE**

# **LES ANNEXES**

**I-1/Généralités sur l'Aluminium :****I-1-1/Historique d'aluminium dans l'aéronautique :**

Durant la période qui sépara les deux guerres mondiales, l'évolution de l'industrie de l'aluminium est celle de l'aéronautique ont été si étroitement liées qu'il est incontestable qu'elles se doivent leur mutuel développement.

S'il est impossible de concevoir l'aviation moderne sans alliages d'aluminiums, on ne saurait d'avantage oublier que l'important équipement de production et de transformation grâce auquel nous pouvons aujourd'hui satisfaire beaucoup d'autres travaux ont été mis en place pour l'exécutions de programmes spécifiquement aéronautique.

Quoique les premiers avions n'aient au recours qu'au bois, quelques anomalies n'avaient pas manqué de saisir l'intérêt que devait présenter, pour des appareils volants, un métal de faible densité et de caractéristiques mécaniques telles que le rapport de ces deux grandeurs présente un intérêt certain.

A partir de 1857, trois ans après la naissance officielle de l'aluminium, projet et réalisations se succèdent à une cadence accélérée, relevant tantôt d'études sérieuses, tantôt de considérations utopiques, mais c'est bien dès cette époque que l'aluminium conquiert droit cité dans l'aéronautique.

Si l'aluminium s'était peu à peu généralisé sous forme de carters dans un grand nombre de moteurs d'aviation, il faut attendre jusqu'aux premiers jours de 1917 pour assister à son application courante dans les cellules d'avions.

Tandis que l'aluminium a fait son apparition dans les cellules, son emploi s'est rapidement développé dans presque tous les moteurs d'aviation.

Parmi ceux-ci les Hispano-Suiza, dus à l'ingénieur Birkigt et immortalisés par Guynemer et ses compagnons d'arme, méritent une mention spéciale.

La coopération des avionneurs et des producteurs d'alliages d'aluminium est complète. Très grande est la variété des structures, tant par la diversité des profilés que par les d'assemblage.

**I-1-2/ Alliage, produits et procédés nouveaux :**

L'industrie des alliages d'aluminium contribue activement à ces réalisations et produit, dès 1928, des bandes de duralumin à épaisseurs variables obtenues par laminage. Trois ans plus tard, viennent les profilés ouverts : cornières ou tés à section décroissante, complétés ultérieurement par des tubes à section variable. Entre-temps, les différentes catégories d'alliages à 3%, 5% ou 7% de magnésium ont fait leur apparition et leur emploi se généralise dans les réservoirs, les capotages et les carénages[4].

**I-1-2-1/Alliages légers d'aluminium :**

Les alliages légers d'aluminium sont principalement utilisés dans l'industrie aéronautique, ils constituent environ 70 % des matériaux utilisés pour la fabrication des avions civils.

Leurs qualités essentielles sont :

- une faible densité.
- une conductivité électronique et une conductivité thermique élevées
- une bonne résistance à la corrosion.
- une bonne aptitude à la mise en forme à chaud et à froid.
- un bon comportement aux basses températures sans risque de fragilisation.
- de grandes possibilités de durcissement.
- une toxicité très faible.
- une aptitude remarquable à se prêter à toutes sortes de traitement de surface.
- une possibilité de recyclage.

- L'aluminium peut être utilisé à différents degrés de pureté ou sous forme d'alliage, avec la plupart des métaux (cuivre, manganèse, magnésium, silicium, zinc, etc.)
- Suivant le mode de transformation de ces alliages, nous pouvons distinguer :

**a) Les alliages de fonderie** (ou de moulage) que l'on choisit pour la fabrication de pièces à partir de l'état liquide par les procédés de coulée en sable, coulée en coquille ou coulée en cire perdue.

**b) Les alliages de forge** (ou de corroyage) qui sont destinés à la fabrication de pièces ou de demi-produits, par des procédés de déformation mécanique à partir de l'état solide (forgeage, matriçage, laminage, tréfilage, filage, etc.).

- Parmi les alliages de forge et suivant le processus utilisé pour l'obtention des niveaux de caractéristiques mécaniques, nous pouvons différencier deux familles:

**\*Les alliages à durcissement par écrouissage.**- le durcissement est obtenu par déformations importantes à température ambiante.

**\*Les alliages à durcissement par précipitation.**- des traitements thermiques (principalement trempe et revenu) provoquent des modifications de microstructure et permettent ainsi d'augmenter la limite d'élasticité.

Les alliages d'aluminium à durcissement par précipitation sont de loin les plus employés dans l'industrie aéronautique. En effet, ils possèdent des caractéristiques mécaniques beaucoup plus élevées que les alliages à durcissement par écrouissage et conservent une ductilité importante[5].

### I-1-2-2/Des exemples sur alliage d'aluminium :

**Série des 2000 :** composition typique : Al +4Cu +Mg, Si, Mn. Ce sont des alliages durs à durcissement structural

\* 2017-T4 duralumin.

Al, Mg = 0,6, Cu = 4,0, Mn = 0,7, Fe = 0,7 (1), Si = 0,5.

\* 2024 -T3.

Al, Mg = 1,5, Cu = 4,4, Mn = 0,6, Fe = 0,5 (1), Si = 0,5 (1)

\*2524.T3

**Série des 6000 :** composition typique : Al + 0,5 Mg +0,5 Si. Ce sont des alliages assez durs (mais que les alliages de la série 2000) à durcissement structural.

\*6013 - T6.

Al, Mg = 1,0, Cu = 0,8, Mn = 0,35, Fe = 0,30 (1), Si = 0,8 plus léger que le 2024 - T3.

**Série des 7000 :** composition typique : Al +6Zr + Mg (Cu, Mn en plus faible pourcentage )

\*7055 - T77

Al, Zr = 8.0 ? Mg = 2.05, Cu = 203, Zr = 0.1, Fe = 0.15 (1), Si = 0.1 (1).

\*7075

Al, Zr = 506, Mg = 205, Cu = 1.6, Cr = 0.23, Fe = 0.4 (1), Si = 0.4 (1).

\* 7155

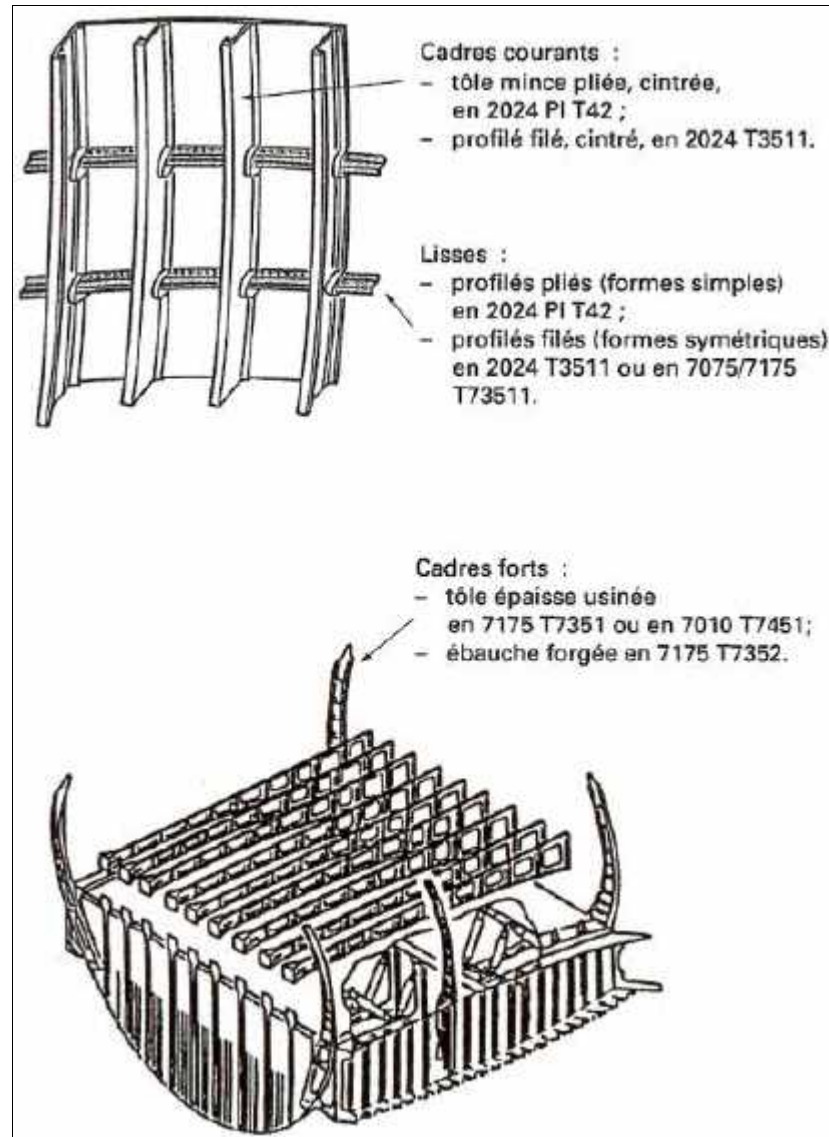
### I-1-2-3/La partie d'avion où on trouve l'alliage d'aluminium :

**-Ailes :** on utilise pour l'extrados (partie supérieure de l'aile) un alliage d'al. de la série 7000 pour ses bonnes aptitudes en compression et en stabilité. On utilise pour l'intrados (partie inférieure de l'aile), un alliage d'Al. de la série 2000, car il est plus tolérant à la fatigue et aux dommages.

---

(1) : Pourcentage en masse au maximum

**-Fuselage :** l'alliage 2024 (aluminium – cuivre) était le seul matériau utilisé .Mais les exigences croissantes des avions et le développement des composites organiques ont changé les données des nouveaux alliages se positionnent en présentant une tolérance aux dommages améliorées tel le 2524. Les rivets qui représentent la part la plus importante de la masse du fuselage sont souvent fabriqués en aluminium[6].



**Figure (I-1) :Exemples d'utilisation des alliages d'aluminium**

**-Câbles :** Jusqu'au début des années 90, on utilisait le cuivre mais à ce moment les câbles en aluminium ont commencé avoir le jour dans certaines parties de la structure.

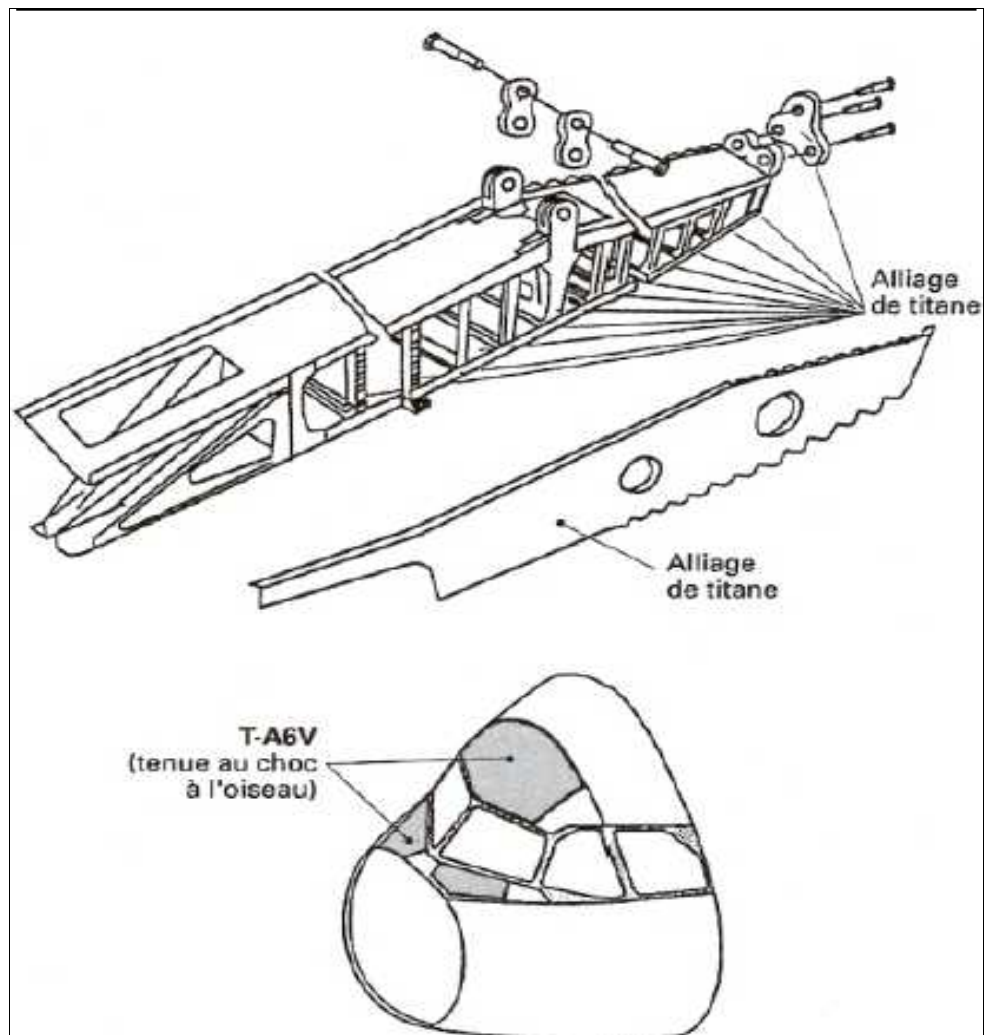
### **I-1-3/Alliage de titane :**

Composition typique : Ti, 6Al ,4V, ils représentent 6% de la structure d'un avion. Leurs caractéristiques principales sont :

- Ces alliages sont légers, très solide, ils possèdent une excellente résistance à la corrosion, une haute température de fusion et une bonne tenue au fluage.
- Les alliages de titane ont de mauvaises propriétés à chaud (utilisable jusqu'à 500°C, mais mauvaises propriétés au-delà de 600°C)[5].

**I-1-3-1/ Les parties d'avion où on trouve l'alliage de titane:**

- Trains d'atterrissage : raidisseurs
- Casquette et bavette



**Figure (I-2) : Exemples d'utilisation des alliages de titane**

## I-1-4/Comparaison des propriétés de ces divers alliages :

TAB.I.1

	Masse volumique (g – cm <sup>3</sup> )	Module d'Yong (Gpa)	Limite d'élasticité (Mpa)
Aluminium	2.7	71	25 – 125
Série 2000	2.8	71	200 – 500
Série 7000	2.8	71	500- 670
Titane	4.4	120	170
Ti -6 Al 4V	4.5	115	800 - 900

TAB.I.2

	Résistance à la traction (Mpa)	Ductilité	Ténacité (Mpa n 1 /2)
Aluminium	70 – 135	0.1 – 0.5	45
Série 2000	300 – 600	0.1 – 0.25	10 – 50
Série 7000	500 – 670	0.1 – 0.17	20 – 70
Titane	240	0.25	50 – 80
Ti – 6Al 4v	900 - 1000	0.1 – 0.2	50 - 80

TAB.I.3

	Température de fusion (K)	Conductivité thermique (W – n- t,k – 1)	Coefficient de dilatation thermique (Mk – 1)
Aluminium	933	240	24
Série 2000	860	180	24
Série 7000	890	150	24
Titane	1940	22	9
Ti – 6Al 4v	1920	6	8

**I-2/Méthode de calcul applicable aux constructions en alliages d'aluminium :****I-2-1/Généralités :**

Les méthodes de calculs utilisées pour les constructions en alliage d'aluminium ne diffèrent pas de celles employées couramment dans les constructions métalliques en acier, mais certains points, liés à des caractéristiques spéciales aux alliages d'aluminium, demandent à être examinés avec attention.

**a) Résistance à la rupture.-** Elle est variable dans de grandes proportions suivant l'alliage choisi, son état de traitement thermique et d'écroutissage. Cette caractéristique peut être modifiée notablement par certains procédés de mise en forme.

**b) Module d'élasticité.** – L'aluminium a un module d'élasticité de  $7000 \text{ kg/mm}^2$ , soit le tiers de celui d'acier ; les tensions critiques au flambement étant proportionnelles, elles seront trois fois plus faibles que pour un élément identique en acier.

**c) Sensibilité à la température.-** Les alliages d'aluminium sont d'un emploi délicat lorsque les températures d'emploi atteignent ou dépassent  $150^\circ\text{C}$  ; il faut, dans ce cas, avoir recours à des alliages spéciaux. Les calculs se font non plus à partir de la limite élastique de 0,2% d'allongement, mais à partir de la limite de fluage, qui est la limite élastique à 0,002% d'allongement.

**d) Dureté superficielle.-** Elle n'est que de 20 Brinell pour aluminium recuit ; elle varie de 50 à 150 Brinell pour les alliages d'aluminium employés en construction. La faiblesse de ces chiffres fait comprendre combien les alliages d'aluminium sont sensibles aux blessures superficielles, telles que les rayures et les matage.

**e) Sensibilité à l'entaille.-** L'effet d'entaille est particulièrement à redouter pour les pièces soumises à des variations de contraintes ou des vibrations. On doit éviter autant que possible les concentrations d'efforts, en assurant une grande progressivité aux changements de section et en raccordant les contours par de larges congés.

**I-2-2 /Contraintes et déformation :****a) Coefficient de sécurité et de contraintes admissibles :**

On calcule le dimensionnement des pièces en ne dépassant pas, dans celles-ci, un niveau de contraintes qui n'est qu'une fraction, soit de la limite élastique, soit de la résistance de rupture. Le rapport de la contrainte admise à la valeur choisie comme référence est le coefficient de sécurité.

La contrainte de cisaillement ne doit pas dépasser 60% de la contrainte admissible, la contrainte au montage pouvant atteindre 160% de cette même valeur.

Le coefficient de sécurité par rapport à la contrainte critique de flambement est assez difficile à fixer ; on peut admettre, si aucun flambement local n'est susceptible de se produire, un coefficient variant entre 1,5 et 2.

**b) Traction et compression simples :**

Le calcul des pièces soumises à une traction ou à une compression simple n'appelle pas de remarque particulière, le taux de contrainte s'obtient facilement.

Pour de simples barres discontinues prises égales à :



$$A+B/3 \text{ pour les cornières.....(I-1)}$$

$$A+B/2 \text{ pour les T et U.....(I-2)}$$

Avec A: section de l'aile ou de l'âme fixée.

B: section de ou des éléments libres.

Les déformations, lorsque les contraintes ne dépassant pas la limite d'élasticité, sont données par la formule de HOOKE :

$$\dagger = \frac{V \cdot L}{L} u, \dots\dots\dots(I-3)$$

Ou : est la contrainte.

L: est la longueur.

E: est le module d'élasticité (7000 Kg /mm<sup>2</sup> pour l'aluminium).

Ce module d'élasticité est légèrement différent suivant qu'il s'agit de compression ou de traction, mais la différence 2% environ, est insignifiante.

### c)Flexion :

Les contraintes dans une pièce travaillant en flexion, si la limite élastique n'est dépassée en aucun point, variant linéairement à travers la section d'un maximum de traction à un maximum de compression ; les contraintes les plus élevées se situent sur les fibres les plus éloignées de l'axe neutres et leurs valeurs est donnée par la formule de NAVER :

$$\text{Ou : } =M_{fl}.I/V \dots\dots\dots(I-4)$$

M<sub>fl</sub>: moment de flexion.

I/V: module d'inertie.

Le coefficient de sécurité est appliqué au moment fléchissant d'effondrement, qui est approximativement de :

$$M_{fl} \text{ effondrement} = B \cdot r \cdot I/V, \dots\dots\dots(I-5)$$

B : coefficient de forme.

r : résistance à la rupture.

I/V: module d'inertie.

Il faut vérifier ce dimensionnement lorsqu'il y a un risque d'effondrement ou de flambage local.

Les déformations sont données par diverses formules, qui dépendent des conditions d'appui ou d'encastrement et du mode d'application des charges.

### d)Cisaillement :

La contrainte de cisaillement longitudinal maximale existant dans une section de poutre est donnée par la formule habituelle :

$$T = \frac{Q \cdot W}{b \cdot I}, \dots\dots\dots(I-6)$$

Avec T: contrainte de cisaillement.

Q: effort de cisaillement.

W:moment statique de la partie de la section opposée à l'axe neutre par rapport au point choisi.  
 b:largeur de la section en se point.  
 I :moment d'inertie total de la section.

Pour le cisaillement transversal, résultant de l'effort tranchant agissant sur des poutres flèches, on admet que l'effort est réparti uniformément sur la section de l'âme des profilés. Ce calcul n'est qu'approximatif et il faut procéder, si la contrainte trouvée est importante, à un calcul exact de la répartition de cette contrainte on trouve ainsi :

-pour une section droite rectangulaire :

$$T_{max} = 3/2 T_{moy} , \dots\dots\dots(I-7)$$

-pour une section circulaire :

$$T_{max.} = 4/3 T_{moy} , \dots\dots\dots(I-8)$$

Le dimensionnement se fait on fonction de la contrainte normale admissible :

$$T_{max.} = 0,6 . (\tau)_{admissible} , \dots\dots\dots(I-9)$$

**e)Torsion :**

La contrainte dans une pièce travaillant en torsion est une contrainte de cisaillement ; sa valeur n'est pas toujours une simple fonction liée à une des données caractéristiques du profil, mais dépend, particulièrement dans les profils ouvertes, de certaines détails du profil : bulbes, angles, etc.Diverses formules permettent le calcul de cette contrainte dans les différentes cas.

Les déformations se calculent avec la formule courante :

$$\theta = \frac{M_{TOR}}{G \cdot J} , \dots\dots\dots(I-10)$$

Avec :  $\theta$  : Angle de déformation.

$M_{TOR}$ : Couple de torsion.

G : Module d'élasticité transversal de l'aluminium (2700 Kg /mm<sup>2</sup>).

J : Constante, variable suivant la forme de la section.

**f)Fatigue :**

La durée de vie d'une pièce soumise à des contraintes variables dépend essentiellement de la réalisation des assemblages, les pièces rivées étant plus généralement recommandées pour ce genre de sollicitation.

**\*Combinaison de contraintes :**

Plusieurs contraintes peuvent agir simultanément sur un même point. On combine ces contraintes suivant certaines règles et on les compare à la tension admissible. Cet examen doit être fait avec une attention particulière pour l'aluminium, car le souci d'économiser le métal conduit à le faire travailler d'avantage[4].

La combinaison d'une contrainte normale et d'une contrainte tangentielle (de cisaillement) se fait généralement à l'aide de la formule suivante :

$$\text{résultante} = (\sigma^2 + 3\tau^2)^{\frac{1}{2}} , \dots\dots\dots(I-11)$$

La combinaison pour deux contraintes normale perpendiculaires et pour une contrainte de cisaillement se fait par la formule :

$$\text{résultante} = (\tau_1^2 + \tau_2^2 - 0,8 \times \tau_1 \times \tau_2 + 3e)^{\frac{1}{2}}, \dots \dots \dots (I-12)$$

**g) Flambement :**

**\*Considérations générales.** L'aluminium a un module d'élasticité égal au tiers de celui de l'acier, les tensions critique de flambement, proportionnelles à E, sont donc trois fois plus faibles pour un élément en aluminium que pour un élément en acier. Cependant trois facteurs tendent à faire adopter des épaisseurs plus minces :

- la nécessité de réduire le poids de l'ensemble,
- l'inoxidabilité de l'aluminium évitant les surépaisseurs prévues normalement pour que l'acier puisse rouiller.
- la possibilité de créer par extrusion des profils plus efficaces que ceux en acier.

L'étude des phénomènes d'instabilité prend, dans les constructions exécutées en aluminium, une importance prépondérante, nettement supérieure à celle que présente ce sujet pour les constructions en acier.

De nombreux documents ont été rédigés par des spécialistes, qui ont essayé de présenter de façon simples ces phénomènes complexes, comme le professeur Sutter en 1960 et 1961[7].

**h) Fixation de la courbe fondamentale  $\sigma_{cr} = f(\lambda)$  pour les différents alliages d'aluminium.**

On sait que la pièce comprimée centriquement obéit à la loi d'EULER modifiée en y introduisant la notion de module tangent :

$$\sigma_{cr} = \frac{f^2 \nu_t}{\lambda^2}, \dots \dots \dots (I-13)$$

$$= \frac{L}{d}, \dots \dots \dots (I-14)$$

Avec  $\sigma_{cr}$  : contrainte critique de flambement.  
 $\lambda$  : élancement de la pièce : longueur de flambement / rayon de giration  
 Et  $\nu_t$  : module de déformation tangent c'est-à-dire pente de la tangente à la courbe de

$$\text{HOOKE} = f\left(\frac{\sigma}{L}\right) \text{ au point } \sigma_{cr},$$

Mais la courbe  $\sigma_{cr} = f\left(\frac{\sigma}{L}\right)$  minimale est difficile à définir ; on a trouvé que cette formule d'Euler modifiée pouvait être remplacée :

-dans le domaine plastique par une droite d'équation.

$$\sigma_{cr} = R - S \times \lambda, \dots \dots \dots (I-15)$$

A et B étant des contraintes déterminées pour chaque alliage,

-dans le domaine élastique par l'hyperbole :

$$\sigma_{cr} = E / \lambda^2, \dots \dots \dots (I-16)$$

Le docteur Sutter [7] divise les alliages d'aluminium en trois classes :

- alliages non traités.
- alliages trempés revenus utilise de profilés des pièces forgées.
- alliages trempés mûris et alliages trempés revenus utilisés sous forme de tôle,

Ces trois classes correspondent à des valeurs du rapport de la limite élastique à 0,2% d'allongement à la limite élastique à 0,1% égaux respectivement à 1,06 à 1,045 et 1,03. Des abaques  $\sigma_{cr} = f(\lambda)$  ont été établis pour chacune de ces catégories d'alliages, pour des valeurs de limite élastique à 0,2% variant par de 1 Kg/mm<sup>2</sup> entre les limites de 5 à 40 Kg/mm<sup>2</sup>. Il faut observer que ces abaques donnent des contraintes critiques théoriques, pour des barres chargées centriquement et parfaitement rectilignes.

Les divers règlements nationaux concernant l'acier donnent des formules d'excentricité ou de flèche mais, pour l'aluminium, il est intéressant de différencier les valeurs en fonction de l'alliage choisi.

La formule :

$$\text{Excentricité} = \frac{K.L}{d}, \dots \dots \dots (I-17)$$

Avec : L : longueur de la pièce.  
d : rayon de giration.

### **I-2-3/Pièces comprimées chargées latéralement :**

Ce problème, très complexe, peut également être traité en tenant compte de la résistance plastique de la barre. On peut le faire en adoptant une formule de combinaison semi empirique, analogue à celles qui sont maintenant employées pour les constructions en acier. Le professeur Sutter [7], a imaginé une autre méthode plus perfectionnée, mais qui a l'inconvénient de nécessiter un développement plus important des calculs.

#### **I-2-3-1/Pièces comprimées et tordues :**

Le calcul nécessite la connaissance de la constante de torsion, de la constante de gauchissement et du centre de cisaillement. Ces éléments se calculent soit à partir de tables, soit à partir de formule approchées. La solution du problème nécessite la résolution d'une équation ne présentant pas de difficultés, mais les résultats ne sont valables que pour une barre absolument rectiligne, il faut faire intervenir les imperfections de réalisation, ce qui peut se faire de diverses manières.

#### **I-2-3-2/Pièce comprimée fléchies et tordues :**

Ce problème très compliqué a été traité dans le domaine élastique par Timoshenko[8] ; dans le domaine élasto-plastique, une solution peut être trouvée par des formules de combinaison.

#### **I-2-3-3/Voilement local des parois :**

Ce problème a été étudié par de nombreux auteurs, car son importance grande en construction aéronautique. Les points délicats concernant :

- L'action des phénomènes plastique.
- L'interaction entre les parois planes du profil.

**I-2-4/Evolution des formules de construction :**

L'augmentation des performances des appareils a conduit à réviser les formules de construction devenues classiques depuis l'utilisation des alliages d'aluminium ; ces formules utilisent une structure comportant une ossature avec longerons, cadres, qui sont des éléments de tôle et de profilés assemblés et un revêtement en tôle, lui-même raidi par des profilés ; cet ensemble est en grande partie rivé ou boulonné, certains raidisseurs étant soudés par point.

Peu à peu on a amélioré l'état de surface extérieur : utilisation du soudage par points et de rivets embrevés. En outre, pour remplacer des ensembles rivés constitués par des tôles, profilés et goussets, on utilise des pièces ou matricées ; cette solution permet de diminuer le temps de fabrication et le poids, puisqu'on supprime les rivets et boulons. C'est ainsi que l'on a vu apparaître, dans les avions récents de formule classique, une proportion considérable de pièces matricées.

**I-3/Généralité sur le soudage :****I-3-1/Historique de soudage de l'aluminium et de ses alliages :**

Avant d'aboutir aux procédés modernes, l'assemblage de l'aluminium par soudage a fait l'objet de nombreux essais. Dès l'apparition de ce métal sur le marché industriel, diverses brasures à base de métaux lourds à bas point de fusion sont essayées. Puis, le soudage par rapprochement de l'aluminium, selon une méthode s'apparentant au soudage de l'acier au forage est tenté sans résultat appréciable.

Très peu de temps après l'invention des chalumeaux oxyhydrique et oxyacétylénique, le soudage par fusion à la flamme de l'aluminium avec l'emploi de poudre décapante est mise au point en divers pays.

Après la première guerre mondiale, le soudo-brasage apparaît avec l'utilisation d'alliage d'apport au silicium, dont le point de fusion, inférieur à celui de l'aluminium, permet de réunir entre eux divers éléments sans fondre le métal de base, donc sans altérer la forme même des pièces.

Le soudage de l'arc avec électrodes enrobées à âme d'aluminium ou alliage d'aluminium est exploité vers 1924. Quelques années après, la torche à hydrogène atomique trouve une application intéressante dans le soudage à grande vitesse des alliages d'aluminium vers 1933, on voit apparaître sans ses diverses variantes, le soudage électrique par résistance.

Après la seconde guerre mondiale, un progrès considérable est réalisé par l'adoption du soudage à l'arc sans argon sous ses deux formes TIG (Tungsten Inerte Gaz) et MIG (Métal Inerte Gaz), largement utilisées actuellement.

Parallèlement, le soudage à froid par pression, forme moderne et perfectionnée du soudage par rapprochement déjà cité, voit ses applications s'étendre à des domaines variés. Pour des applications bien particulières, l'aluminium bénéficie comme d'autres métaux, de la méthode de soudage sous flux électronique.

Enfin le soudage aux ultra sons devient actuellement une méthode industrielle, dont les premiers résultats sont prometteurs.

Les propriétés physiques et particularités propres à l'aluminium qui sont :

- Aluminé
- Coefficient de dilatation.
- Chaleur spécifique et chaleur latente de fusion.
- Conductibilité thermique.
- Conductibilité électrique.
- Intervalle de solidification.

Ces propriétés convergentes finalement pour mettre en évidence l'intérêt qu'il y a à souder les alliages d'aluminium en utilisant des moyens de chauffe puissants et très localisés, qui permettent de limiter les déformations des pièces, de fournir rapidement l'énergie calorifique nécessaire pour fondre le métal sous un volume restreint et d'éviter les effondrements de la zone pâteuse entre solidus et liquidus.

**I-3-2/Soudabilité de l'Aluminium et de ses alliages :**

Le professeur Porterin a défini la soudabilité comme «< l'aptitude des métaux à fournir, en opérant d'après les règles établies de la technique du soudage, un ensemble compact et continu, c'est-à-dire exempt de défauts et aussi homogène que possible, c'est-à-dire réalisant au mieux l'uniformité des propriétés demandées par l'usage au quel est destinée la pièce soudée>>».

La soudabilité d'un métal à trois aspects :

**a) Soudabilité opératoire :** elle étudie les conditions pratique qu'un soudeur, convenablement équipé, rencontre pour effectuer une soudure sans difficulté notable. La soudabilité opératoire des alliages d'aluminium est généralement bonne.

**b) Soudabilité locale au métallurgique :** cette qualité résulte des modification physico-chimique, conséquences du soudage ; elle non seulement de l'alliage, mais encore du procédé utilisé.

**c) Soudabilité globale au constructive :** c'est la faculté que possède un métal de permettre la réalisation d'ensembles, elle se défini par le degré de sensibilité de l'assemblage aux déformations et à la rupture sous l'effet des tension.

**\*La soudabilité globale dépend de nombreux facteurs :** conception de la pièce, ordre d'exécution des soudures, natures de l'alliage et du procédé.[4].

### I-3-3/Criquabilité :

L'apparition de fissures plus ou moins importantes dans les cordons de soudure ou leur voisinage immédiat représente, en construction soudée un risque d'autant plus grave que les assemblages sont plus sollicités.

Ces fissures, ou criques, se forment généralement dans le métal fragile encore chaud du cordon, soit en cours de soudages à une température supérieure à celle du solidus dans les cas les plus graves, soit en cours de refroidissement à une température inférieure à celle du liquidus. Elles peuvent également ne se manifester que plus tard, sur la pièce en service.

On peut remédier partiellement à ces inconvénients en cherchant à réduire les tensions internes, de l'emplacement des soudures, de l'ordre dans lequel elles sont exécutées et du mode opératoire.

### I-3-3-1/Criquabilité au-dessus du solidus :

**a) Criquabilité ou fissilité intrinsèque.-** c'est une caractéristique de l'alliage au même titre que ses caractéristique mécaniques. Elle peut être appréciée par la connaissance des facteurs physique qui l'influencent :

- La surfusion
- La vitesse de naissance des dendrites et le mode de répartition de la phase liquide.
- Le nombre de germes de cristallisation
- La présence de gaz dans le métal de base.

**b) Essai pratique de criquabilité.** – Cet essai pratique de criquabilité a été entrepris par de nombreux expérimentateurs sous diverses formes dont aucune ne semble donner pleinement satisfaction.

- Essai Focke -Wulf (adapte au alliage d'aluminium)
- Essai Hollard (essai Bollenrath adapté aux alliages d'aluminium).
- Essai de soudure en croix.

Chacune fait intervenir plusieurs facteurs.

D'après Pumrhrey et Jemning, une grande vitesse de soudage favoriserait la formation de crique (refroidissement plus rapide et cristallisation orientée). ceci parait en contradiction avec l'expérience par laquelle le soudage à l'arc sous argon (relativement rapide) donne moins de crique que le soudage au chalumeau (relativement lent).[4].

**I-3-3-2/ Criquabilité au-dessous du solidus :**

Elle se manifeste en général lorsque, après solidification complète du cordon, sa température est comprise entre 200 et 400°C, l'aspect de cassure est celui d'une rupture fragile et elle a lieu sans distorsion du réseau.

**\*Facteurs influençant la criquabilité au-dessous de solidus.** -des criques ou ruptures fragiles apparaissant au-dessous du solidus ont souvent une origine dans les criques ayant pris naissance au-dessus du solidus.

- Les impuretés dans le métal de base sont néfastes : leur présence sous forme de composés intermétallique, donne une ligne de fragilité qui d'entraîner des ruptures locales.

- La présence continue d'un composé au joint des grains donne une solution de continuité, favorable à l'apparition de crique.

- L'état du métal de base joue aussi un rôle. Les alliages sensible à la trempe qui sont soudés à leur état normal donnent souvent des criques plus importantes que s'ils sont soudés à l'état recuit :ou libère de tensions internes,dont la résultante vient s'ajouter aux contraintes déjà signalées.

- Les contraintes extérieures dépendent en majeure partie de la conception de la pièce. Des dispositions d'ordre constructif un choix judicieux de l'ordre d'exécution des soudures, souvent un préchauffage au un post-chauffage (Refroidissement lent) permet de limiter ou d'éviter totalement l'apparition de criques[4].



**I-4/Soudage bout à bout :****1-4-1/ Définition :**

Ils réalisent la liaison de deux éléments placés dans le prolongement l'un de l'autre et limitent en cela l'inflexion des lignes isostatiques. Lorsque les deux éléments ont même épaisseur (aux tolérances de fabrication près), les feuillet moyens sont alignés ce qui permet d'éviter la flexion qui résulterait d'un désalignement associé à une composante d'effort orthogonale à la ligne de joint. Sauf cas particuliers, les assemblages bout à bout sont exécutés « à pleine épaisseur », et toutes les précautions doivent être prises en fabrication pour que les déformations angulaires résultant de l'opération soient minimisées. Afin de satisfaire cet impératif, il y a lieu de préférer les joints accessibles sur chacune des faces, qui permettent par ailleurs d'éliminer par un gougeage approprié les défauts d'exécution fréquemment observables à la racine du cordon.

Les assemblages bout à bout sont dispensés de tout calcul justificatif de résistance en état de ductilité lorsque les conditions suivantes sont simultanément remplies :

- la conservation de l'épaisseur de l'élément le plus mince est assurée dans le plan de joint ;
- l'absence de défauts rédhibitoires (par ultrasons ou rayonnement ionisant) et de surface (par ressuage ou aimantation) ;
- les caractéristiques mécaniques (résistance et ductilité) de la zone fondue sont au moins égales à celles du métal de base ;
- la zone affectée thermiquement par le soudage ne fait pas l'objet d'un abaissement notable des caractéristiques de résistance (ce qui est le cas des métaux et alliages mis en œuvre à l'état de ductilité maximale ou des sous-ensembles subissant après soudage le traitement thermique de référence)[9].

**I-4-2/Assemblage bout à bout transversal :****I-4-2-1 /Assemblage symétrique (accessible sur ses deux faces) :**

L'effort en transit étant orthogonal à la direction du cordon de soudure, le plan de joint est soumis à une contrainte normale  $\uparrow_{\perp}$ , qui n'est autre que celle calculable facilement (en l'absence de toute flexion) dans le corps des éléments assemblés.

En réalité, la présence des convexités générées par les surépaisseurs (endroit et envers) infléchit localement les lignes isostatiques (figure(I-3)). Dès 1930, les études photoélasticimétriques entreprises par Coker [10] avaient permis de définir le tracé des lignes isostatiques et avaient contribué à la détermination des coefficients de concentration de contrainte ( $k_T$ ) observables aux points de raccordement des convexités avec les éléments.

Les valeurs suivantes peuvent être retenues à titre comparatif :

- surépaisseur **arasée** ( $S = 180^\circ$ ) :  $k_T = 1,0$  ;
- convexité **normale** ( $S = 150^\circ$ ) :  $k_T = 1,3$  ;
- convexité **importante** ( $S = 120^\circ$ ) :  $k_T = 1,6$  .

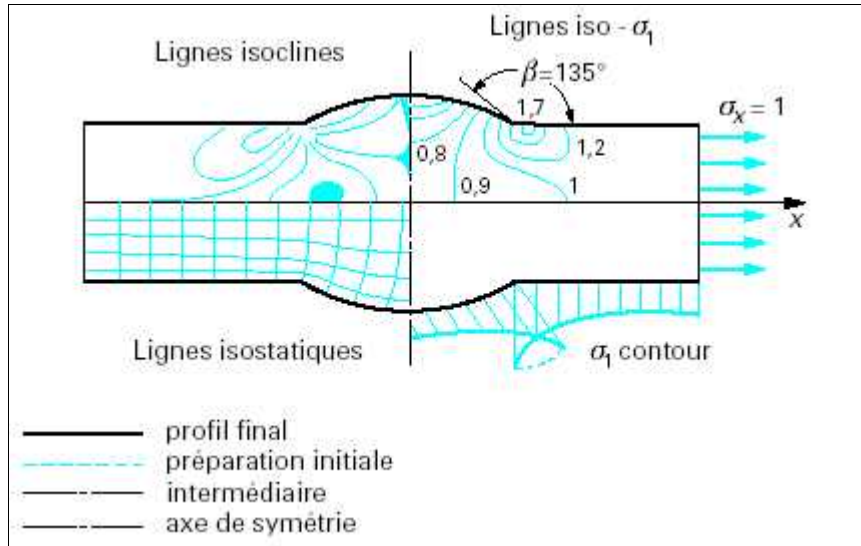


Figure (1-3) : Lignes isostatiques et isoclines sur un assemblage symétrique

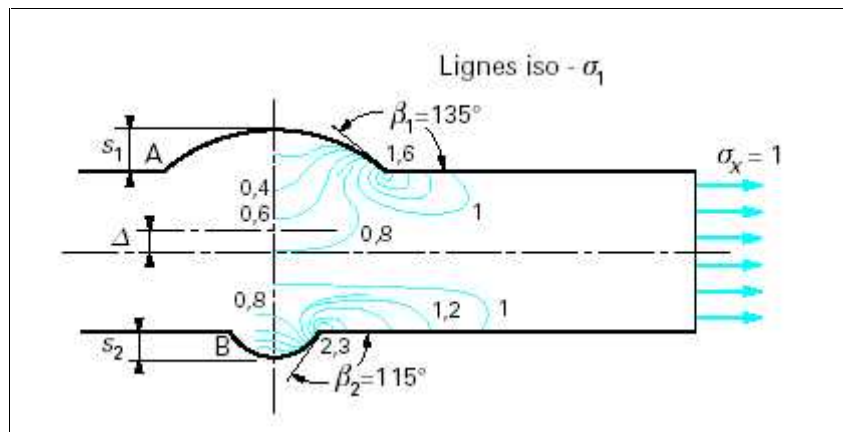
**Ligne isostatique** : ligne telle que la tangente en tout point est dirigée suivant l’une des contraintes principales.

**Ligne isocline** : ligne telle qu’en tout point la contrainte principale fait un angle constant avec une direction donnée.

**I-4-2-2/ Assemblage dissymétrique (accessible sur une seule face non supporté) :**

L’angle de raccordement ( $\beta$ ) n’est pas le seul paramètre à considérer sur la valeur du  $k_T$  du raccordement ; le second paramètre est caractérisé par la dissymétrie des surépaisseurs, se traduisant par une excentration de l’effort dans le plan de joint (on notera que l’excentration  $D$  n’a de signification que dans la mesure où la surépaisseur est faible vis-à-vis de la largeur du cordon).

Le calcul numérique à l’aide de la méthode des éléments finis permet de faire ressortir clairement cette influence : alors que le cordon de la figure (I-4) offre une surépaisseur endroit plus importante que son homologue envers, conduisant en cela à une flexion génératrice d’extension en racine ( $k_{TB} = 1,3$ ), l’arasage de la surépaisseur endroit du cordon de la figure (I-5) permet, toutes choses égales par ailleurs, d’inverser la flexion ce qui se traduit par un abaissement du  $k_T$  en cette même racine, région dans laquelle la forme des cordons est difficilement maîtrisable.



Figure( I-4) : Assemblage dissymétrique

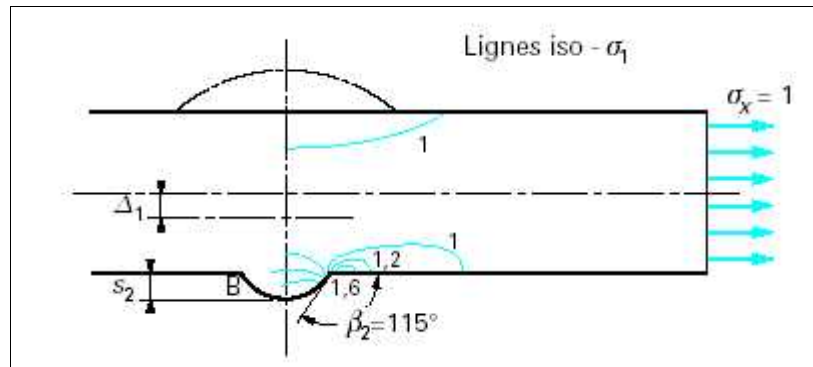


Figure (I-5) : Arasage de la surépaisseur en droit du cordon d'un assemblage dissymétrique

a) Influence de la déformation angulaire des pièces lors du soudage :

Il convient de remarquer dès à présent que les résultats observés jusqu'ici sont issus de calculs sur lesquels la géométrie des pièces est idéale, c'est-à-dire que les deux éléments soudés sont parfaitement alignés après l'opération de soudage. La réalité est tout autre et, dans l'hypothèse de deux éléments alignés lors de la phase d'accostage-pointage, le retrait généré tout au long des divers cycles thermomécaniques conduit à une rotation des deux éléments, c'est-à-dire un désalignement angulaire des feuillet moyens accompagné de la création d'un important moment fléchissant.

Notons au passage que le signe de ce moment est de nature à introduire des contraintes négatives à la racine du cordon, lors de la mise en charge (figure (I-6)).

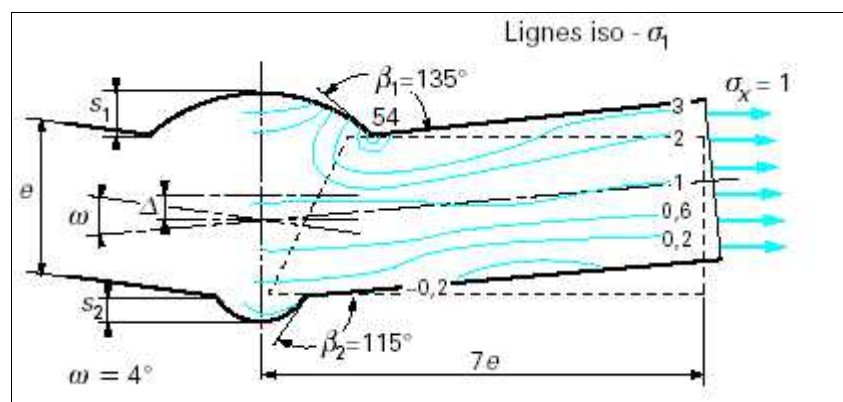


Figure (I-6) : Déformation angulaire d'un assemblage dissymétrique

b) Modifications apportées par l'axisymétrie des systèmes :

Les résultats exposés précédemment proviennent d'analyses réalisées sur des systèmes plans (2D), sur lesquelles est retenue l'hypothèse de déformation plane (cordon rectiligne long) ; la situation d'un cordon de soudure circulaire (système axisymétrique) est moins défavorable en raison de la biaxialité de flexion qui résulte de l'axisymétrie (figure (I-7)).

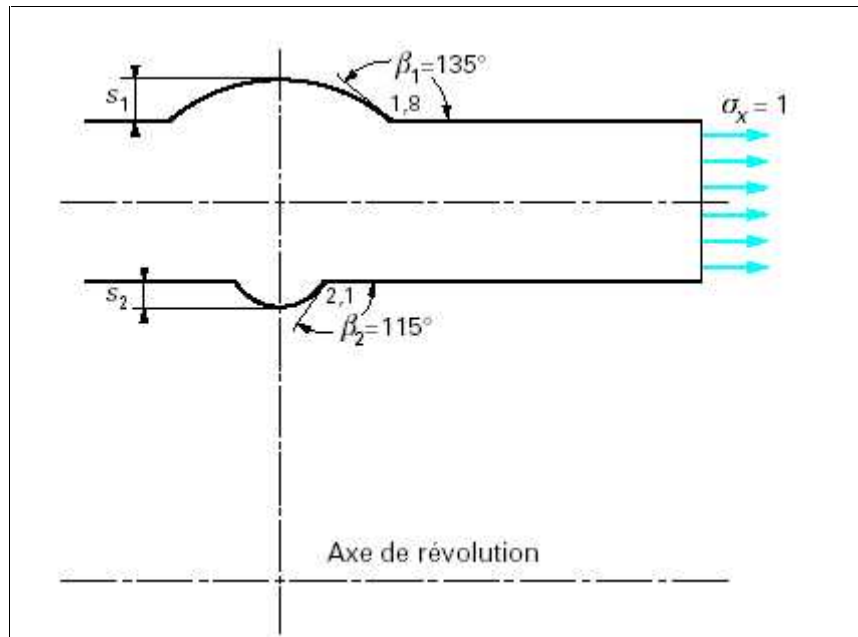


Figure (I-7) : Assemblage dissymétrique présentant une axisymétrie

c) Influence d'un défaut plan débouchant en racine :

Lorsque l'assemblage n'est accessible lors de son exécution qu'à partir d'une seule face, les défauts de fusion à la racine du cordon (manque de pénétration : 402 selon NF EN 26 520) sont à craindre, et leur présence devient redoutable en raison de l'accroissement exagéré de la contrainte en cet endroit, (figure(I-8)) qui résulte de l'excentration du feuillet moyen dans le plan de joint d'une part, ainsi que de la présence d'une discontinuité d'acuité élevée, orthogonale à la direction de l'effort. Ceci explique qu'un tel type de défaut ne soit pas en principe acceptable dans les constructions pour lesquelles la sécurité est primordiale. Ici encore, la symétrie de révolution permet de diminuer sensiblement les niveaux de contrainte générés par de tels défauts, et ce d'autant plus que la raideur radiale de la coque cylindrique constitutive est plus élevée.

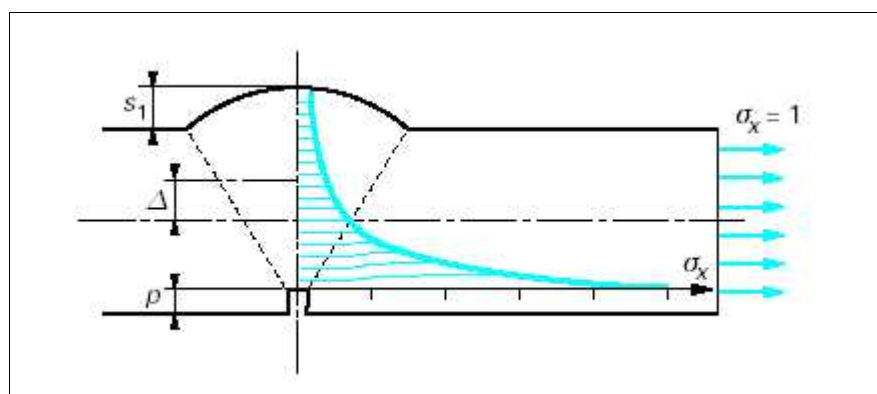


Figure (I-8) Défaut plan débouchant en racine sur un assemblage dissymétrique

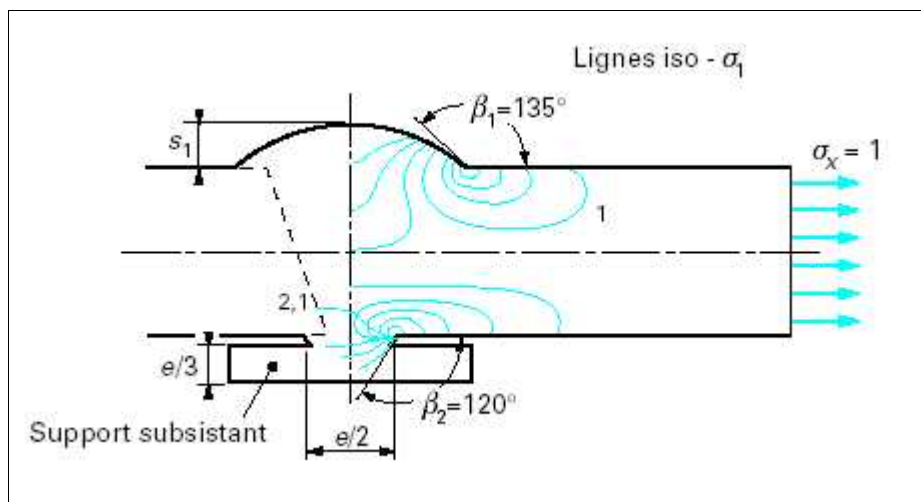
**I-4-2-3/Assemblage dissymétrique (accessible sur une seule face supporté) :**

Dans le but de prémunir l'assemblage vis-à-vis du défaut d'exécution décrit précédemment, dont la probabilité d'occurrence est à considérer lorsque ni les conditions de préparation des bords, ni la qualification du personnel soudeur ne sont suffisantes pour espérer garantir une fusion convenable et régulière de la racine, une solution qui doit avoir la préférence consiste à disposer au préalable sous la face inaccessible un support de forme appropriée à cette dernière (latte ou anneau selon le cas), provisoire ou subsistant, et assurant à la fois le maintien du bain de fusion et la fusion complète de la racine.

Les discontinuités générées par cette disposition étant parallèles à la direction de l'effort, les contraintes localement introduites au voisinage de la racine (liaison du support subsistant) présentent un niveau acceptable (figure (I-9)).

Une telle disposition présente toutefois deux inconvénients qui en limitent le champ d'application

- l'interface entre support et éléments constitue une région propice à l'amorçage de corrosions ;
- le support annulaire constitue une entrave à la circulation d'un fluide dans le cas d'une canalisation.



**Figure (I-9) :Assemblage dissymétrique supporté**

**I-4-2-4/ Assemblage de deux épaisseurs différentes :**

L'assemblage bout à bout de deux épaisseurs différentes introduit obligatoirement une inflexion des lignes isostatiques, à laquelle s'ajoute éventuellement une flexion primaire générée par le non-alignement des feuillet moyens de chacun des éléments assemblés.

Les précautions qui découlent de l'analyse qualitative précédente sont élémentaires:

- l'alignement des fibres moyennes est impératif dans le cas de systèmes plans ; il est optionnel dans le cas des systèmes axisymétriques ;
- l'amincissement progressif (délardage) de l'élément épais est effectué par usinage ou coupage thermique selon un profil rectiligne ( $0,25 \leq \text{pente} \leq 0,33$ ) ou curviligne ( $e1 \leq \text{rayon de congé} \leq e2$ ) ;
- lorsque le délardage est rectiligne, le cordon de soudure doit être disposé dans la zone d'amincissement (et non hors de cette dernière) (figure(I-10a et b)) ;
- lorsque les épaisseurs sont voisines ( $e2/e1 \leq 1,4$ ), le seul profil du cordon est suffisant pour assurer le raccordement progressif ;

- dans le cas d'assemblages accessibles d'un seul côté, il est impératif de respecter une symétrie dans l'écoulement thermique lors de la fusion de la racine. De la sorte, deux dispositions sont possibles :

- Alignement de la face inaccessible et débardage de la face endroit (figure (I-11 a)),
- Alignement de la face endroit et débardage de l'envers avec méplat (figure (I-11b)).

Cette dernière situation est précisément celle qui sera rencontrée lors du raboutage de tubes d'épaisseurs différentes, approvisionnés selon normes, situation conduisant à un débardage-chaufreinage par usinage sur machine-outil de l'élément le plus épais. Dans la mesure où le soudage est mis en œuvre hors outillage interne de conformation maintien des bords (clamp hydraulique par exemple), il convient de prévoir également un usinage de l'extrémité de l'élément le plus mince afin de s'affranchir de l'ovalisation éventuelle des tubes.

Le raboutage de profils tubulaires carrés ou rectangulaires d'épaisseurs différentes est de nature à compliquer sérieusement l'opération de débardage ; il devient préférable alors d'éviter cette situation quitte à consentir un gaspillage par épaissement de l'un des éléments.

En aucun cas il ne serait concevable d'imaginer que le bourrelet de pénétration puisse assurer le raccordement naturel de deux éléments d'épaisseurs sensiblement différentes, étant entendu que de minimes différences de préparation au niveau de la racine (hauteur du talon en particulier) sont de nature à faire apparaître des défauts rédhibitoires d'exécution (manque de fusion 4013 selon NF EN 26 520 par exemple) (figure (I-11c)).

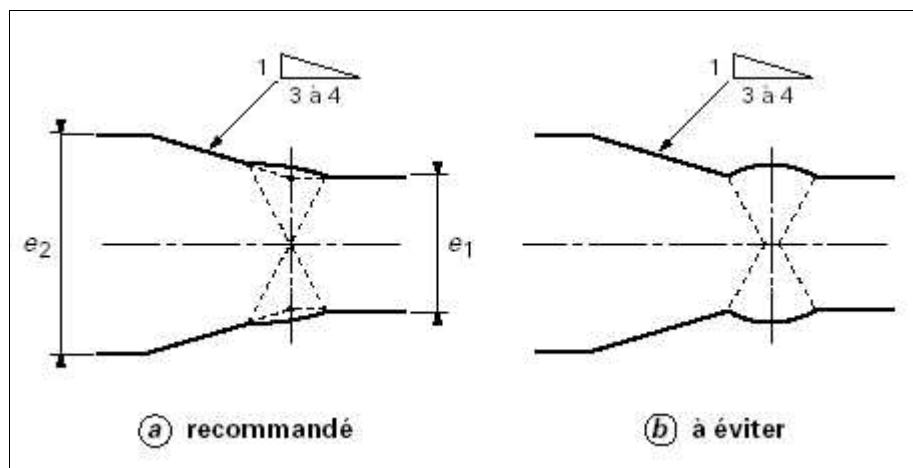


Figure (I-10) : Assemblages d'épaisseurs différentes avec débardage rectiligne

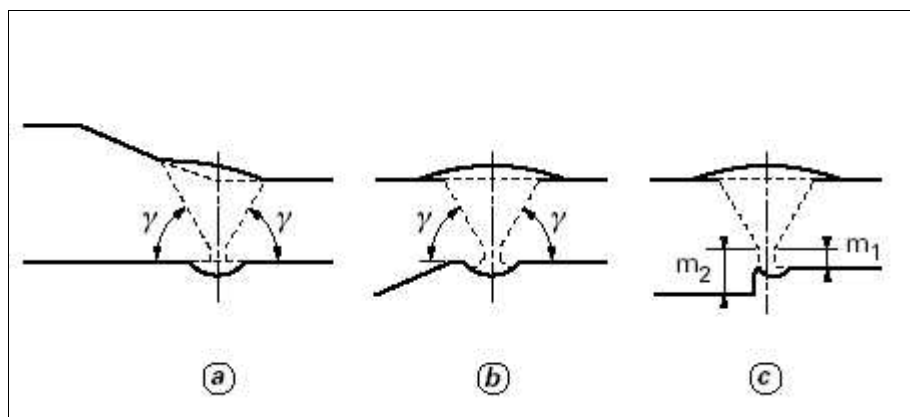


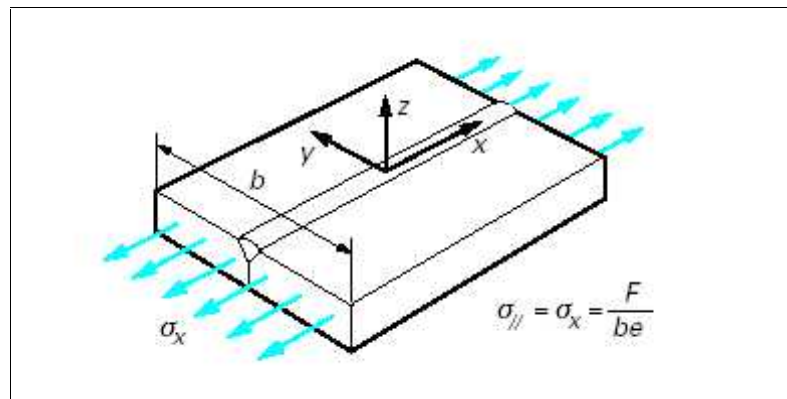
Figure (I-11) : Assemblages d'épaisseurs différentes accessibles d'un seul côté

**I-4-3/ Assemblage bout à bout longitudinal**

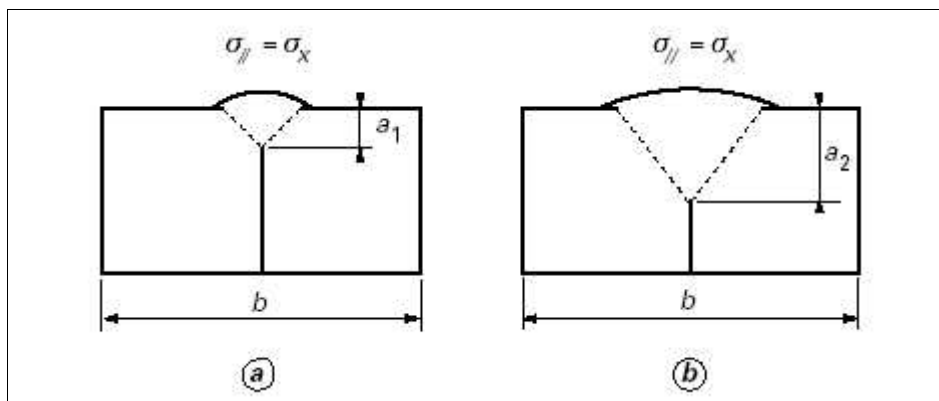
L'effort en transit étant parallèle à la direction du cordon de soudure, le plan de joint n'est soumis à aucune contrainte normale  $\sigma_{\perp} = 0$  dans la mesure où la structure soudée autorise une libre contraction transversale (contraction de Poisson) dans les deux éléments assemblés (figure(I-12)). Un tel type d'assemblage est alors désigné par  $\sigma_{//}$  qui signifie que la contrainte normale est parallèle au cordon et affecte en conséquence la section transversale de ce dernier.

Il convient d'observer qu'en première approximation la section efficace du cordon (dans le plan de joint) n'est pas de nature à modifier le niveau de la contrainte normale dans les éléments ( $\sigma_{//}$ ) (figure (I-13) a et b) en conséquence de quoi ce type d'assemblage n'a pas à faire l'objet d'une justification statique quelle que soit la dimension de la gorge du cordon.

Très fréquemment, les deux éléments assemblés sont ensuite soudés sur une structure dont la raideur différentielle peut introduire aux extrémités de l'assemblage bout à bout une contrainte normale transversale ( $\sigma_{\perp} = \epsilon \sigma_{//}$  avec  $\epsilon$  coefficient de Poisson) qu'il convient alors de considérer dans le dimensionnement (figure (I-14)).



**Figure (I-12) :Assemblage bout à bout longitudinal**



**Figure (I-13) : La gorge du cordon longitudinal ne modifie pas la contrainte  $\sigma_{//}$**

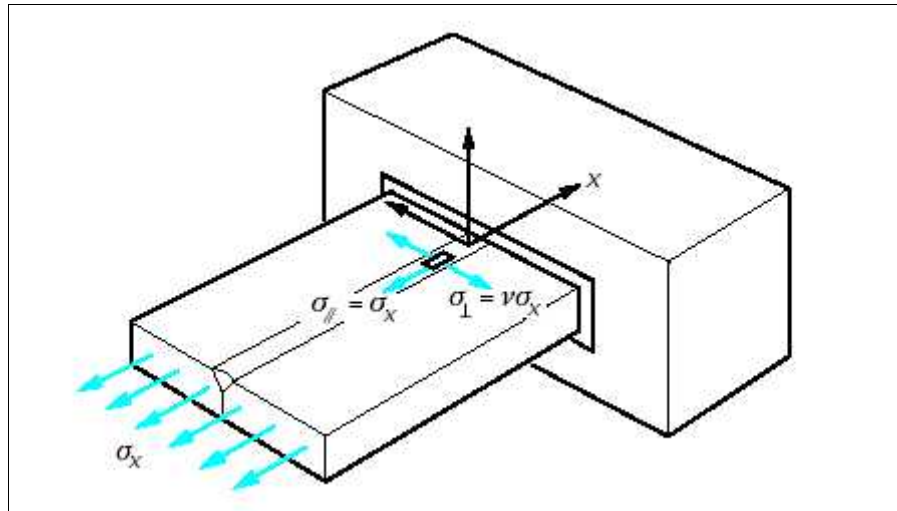


Figure (I-14) : Éléments assemblés soudés sur une autre structure

**I-4-4/ Assemblage bout à bout oblique**

Dans ce type d'assemblage représenté par la figure (I-15a), la direction de l'effort en transit fait un angle  $\alpha$  avec la normale au cordon de soudure, ce qui amène, dans la section efficace de ce dernier, la création de deux composantes de contraintes ( $\tau_{\perp}$  et  $\tau_{\parallel}$ ) exprimables en fonction de la contrainte normale de référence ( $\tau_{\tau}$ ) dans les éléments sous la forme :

$$\tau_{\perp} = \tau_x \cos^2 \alpha, \dots \dots \dots (I - 18)$$

$$\tau_{\parallel} = \tau_x \sin \alpha \cos \alpha, \dots \dots \dots (I - 19)$$

La composante  $\tau_{\perp}$  étant d'autant plus faible que le cordon est oblique vis-à-vis de l'effort, cette disposition est avantageuse sur le plan du comportement de l'assemblage en présence de défauts (plans ou volumiques) orientés dans la direction du cordon (propagation de défauts en mode II ou III moins nocive qu'en mode I).

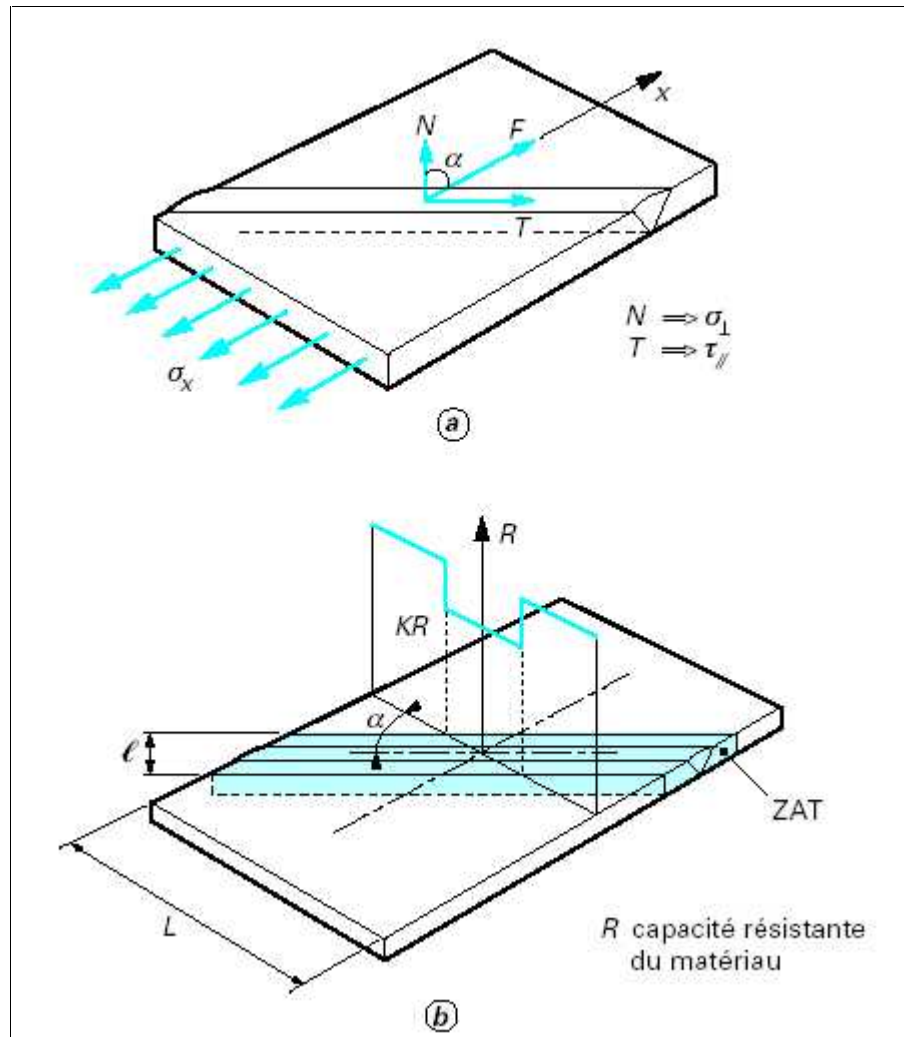
Dans un même ordre d'idée, il y a lieu de préciser qu'à morphologie de convexité et de raccordement égale l'assemblage bout à bout oblique offre un meilleur comportement sous efforts variables que son homologue transversal.

Bien que l'assemblage bout à bout oblique ait été largement mis en œuvre dans un passé lointain, en raison semble-t-il de la sécurité qu'il était en mesure d'apporter dans certaines structures soudées, les complications qu'il est susceptible de générer en fabrication conduiraient à l'heure actuelle à n'en réserver l'usage qu'à quelques cas particuliers de constructions qui font appel :

- soit à des matériaux durcis par écrouissage ;
- soit à des matériaux durcis par traitement thermique.

En effet, dans chacune des deux catégories précédentes, l'application d'un cycle thermique de soudage conduit localement à la formation d'une zone affectée thermiquement (ZAT) dans laquelle le matériau retourne localement à l'état d'adoucissement maximal, soit par recristallisation, soit par survenu, soit par mise en solution et hypertrempe (figure(I-15 b)).





**Figure (I-15) : Assemblage bout à bout oblique**

Dans l'hypothèse où la structure est dimensionnée avec un concept de plasticité (déformation plastique  $\epsilon_p$  dans la bande adoucie de largeur  $\ell$ ), un gain non négligeable de capacité résistante peut être attendu avec cette disposition. Toute fois la valeur de l'angle  $\alpha$  à partir duquel le bénéfice apparaît dépend du degré de liberté accordé aux rives des éléments parallèles à l'effort. Dans la mesure où la rectitude de ces dernières est imposée par la présence d'éléments associés, le gain est visible dès lors que  $r > \partial \sin(\ell/L)$ ; dans le cas où les rives sont libres, le gain n'est observable que plus tardivement ( $r > 45^\circ$ ).[9]

**II-1/Mécanique de rupture:****II-1-1/Introduction :**

La mécanique de la rupture (Fractures Mechanics) est une étude qui met en jeu les paramètres habituels de la mécanique à partir d'une discontinuité existante : fissure ou défaut. Elle permet dans certains cas de prévoir, en fonction des dimensions d'une fissure et de l'état de chargement, la vitesse de propagation de la fissure et la dimension à partir de laquelle cette fissure peut entraîner une rupture brutale.

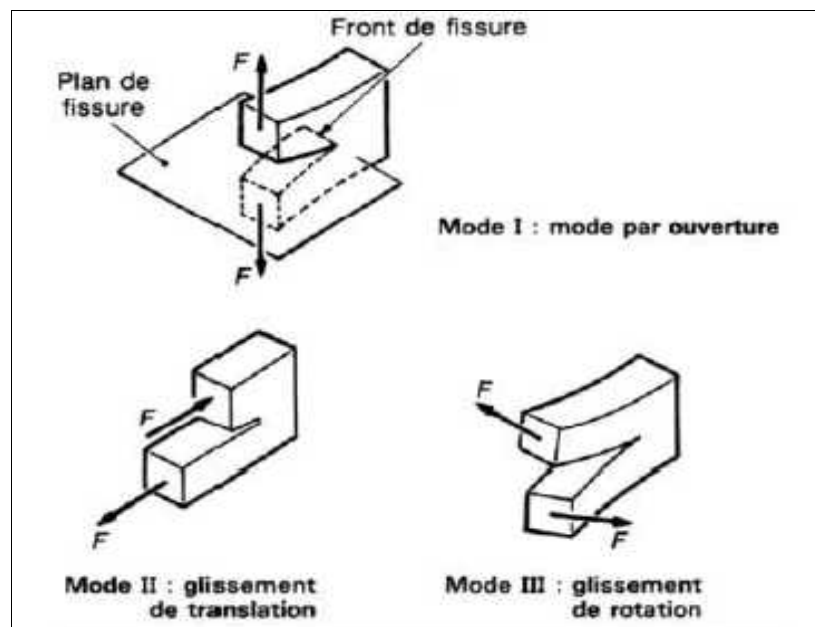
**II-1-2/Définitions :**

En ne considérant que les fissures planes se propageant dans leur propre plan, on montre que l'état le plus général de propagation se ramène à la superposition de trois modes (figure (II-1)) :

- **mode I (mode par ouverture) :** les surfaces de la fissure se déplacent dans des directions opposées et perpendiculairement au plan de fissure ;
- **mode II (glissement de translation) :** les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure ;
- **mode III (glissement de rotation) :** les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de la fissure.

La rupture plane correspond au mode I ; la rupture inclinée aux modes II et III.

**\*Nota :** la rupture de mode I est généralement la plus dangereuse, ce qui explique le développement particulier donné à l'étude de ce mode de rupture, en général.



**Figure (II-1) : Modes d'ouvertures de fissures**

On distingue les fissures superficielles, les fissures internes, les fissures traversantes sous forme semi-elliptique, elliptique ou en coin, etc. (figure (II-2)). Ces fissures sont généralement planes,

c'est-à-dire que leurs deux faces sont très voisines d'un plan moyen

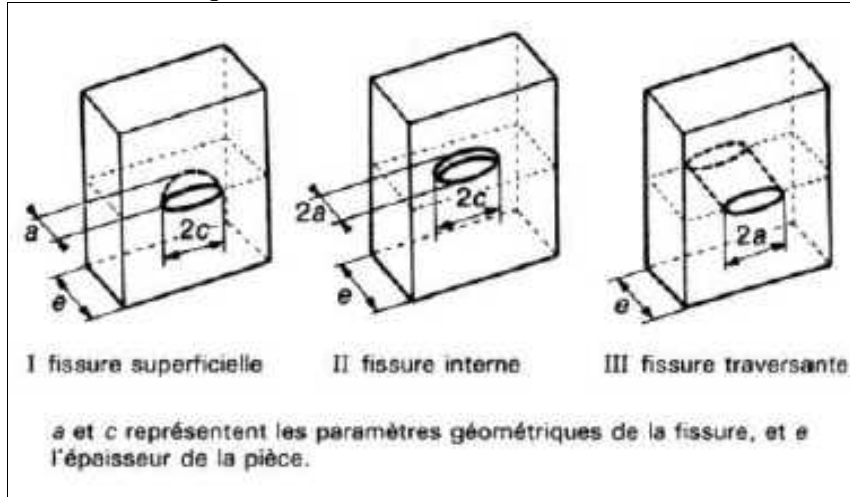


Figure (II-2) : Types de fissures

II-1-3/Énergie de rupture

II-1-3-1/Théorie de Griffith (paramètre G)

C'est à Griffith [12] que l'on doit en 1920 l'approche énergétique et la mécanique de la rupture. Dans un milieu solide élastique linéaire (avec la limite élastique conventionnelle à 0,2 % Re égale la résistance à la rupture Rr), contenant une fissure de surface R<sub>f</sub> soumis à un champ de forces Fe, la progression de la fissure est stable tant que l'énergie libérée par l'extension de cette fissure est absorbée par la création de nouvelles surfaces.

Si nous supposons que les forces extérieures Fe dérivent d'un potentiel V, un accroissement virtuel A d'aire fissurée libère une énergie G A telle que :

$$P = - G A , \dots \dots \dots (II-1)$$

et  $P = W + V = W - Te , \dots \dots \dots (II-2)$

avec P : énergie potentielle totale de la structure fissurée,  
 W: énergie de déformation élastique,  
 Te: travail des forces extérieures,

G : paramètre qui peut s'exprimer en J/m<sup>2</sup> ou en N/m, correspondant à une énergie libérée par unité de surface, parfois appelée force d'extension de la fissure.

Il existe un seuil critique Gc au-delà du quel une extension de la fissure libère plus d'énergie qu'elle n'en absorbe, et la fissure est instable pour G tel que :

$$G A > Gc A , \dots \dots \dots (II-3)$$

La figure (II-3) représente une éprouvette d'épaisseur constante  $e$ , contenant une fissure de longueur  $a$ , soumise à une force constante  $F$  dont le point d'application se déplace suivant une loi linéaire :

$$z = C(a)F, \dots\dots\dots(II-4)$$

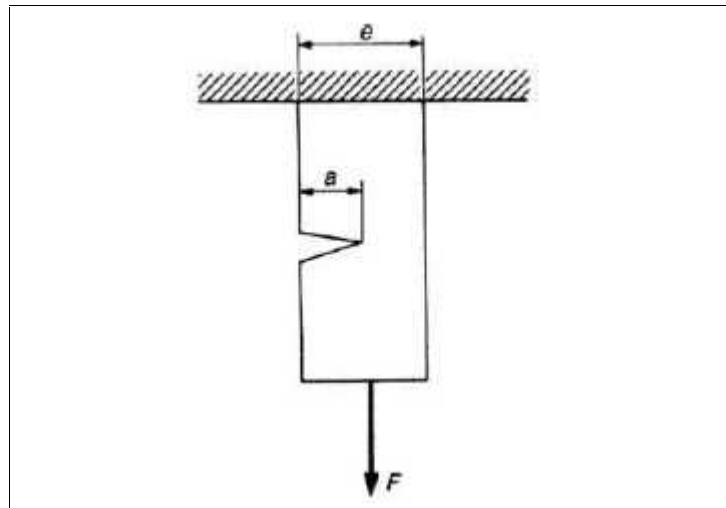
avec  $C(a)$  : compliance.

À un accroissement virtuel  $\delta a$  de la fissure, correspond :

$$W = \left( \frac{1}{2} F \delta z \right) \dots\dots\dots(II-5)$$

Si la variation de l'énergie de déformation élastique,

$$Te = (F \delta z) = F \delta z \text{ travail de la force extérieure,} \dots\dots\dots(II-6)$$



**Figure (II-3) : Éprouvette d'essai**

Dans ce cas, l'énergie libérée par unité de surface  $G$  vaut :

$$G = \frac{F^2}{2e} \times \frac{dc}{da}, \dots\dots\dots(II-7)$$

C'est une relation très générale, valable en théorie linéaire pour tous les chargements et déplacements.

**II-1-4/Mécanique élastique linéaire de la rupture :**

**II-1-4-1/ Théorie d'Irwin (paramètre  $K$ ) :**

En 1957, Irwin [13] [14] donna, pour les milieux bidimensionnels relativement simples et en ignorant les phénomènes plastiques en fond de fissure, la forme du premier terme, singulier, du développement limité des contraintes au voisinage d'un front de fissure.

Le champ singulier en  $r^{-\frac{1}{2}}$  des contraintes s'exprime sous la forme :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{k}{\sqrt{2f r}} f_{ij}(\theta) + v(r), \dots \dots \dots (II-8)$$

$r$  et  $\theta$  étant les coordonnées polaires du point considéré (figure (II-4)) par rapport au fond de la fissure,

$i$  et  $j$  indiquant les différentes composantes de contraintes :

$\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  et  $\sigma_{xy}$  (dans le plan) ,

Le champ des déplacements s'exprime, quant à lui, sous la forme :

$$U_i = \sqrt{\frac{k}{2f}} g_i(\theta), \dots \dots \dots (II-9)$$

Le tableau (II-1) fournit le résultat de l'analyse des contraintes et des déplacements au voisinage de l'extrémité de fissure, dans le cas d'un milieu bidimensionnel élastique, et ce pour chacun des trois modes définis précédemment.

Rappelons que chacune des expressions indiquées dans ce tableau, relative au champ des contraintes, est le premier terme d'un développement en série.

Tableau (II-1) :

**Le Champs des contraintes et des déplacements au voisinage de l'extrémité de fissure (1)**

**Mode I**

$$\begin{bmatrix} \dagger_{xx} \\ \dagger_{xy} \\ \dagger_{yy} \end{bmatrix} = \frac{\lambda_I}{\sqrt{2f r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} U_x \\ U_y \end{bmatrix} = \frac{\lambda_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2f}} \begin{bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left( T - 1 + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \left( T + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{bmatrix}$$

**Mode II**

$$\begin{bmatrix} \dagger_{xx} \\ \dagger_{xy} \\ \dagger_{yy} \end{bmatrix} = \frac{\lambda_{II}}{\sqrt{2f r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \left( 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{bmatrix} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \end{bmatrix}$$

$$u_z = 2 \frac{K_{III}}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2}$$

$$\begin{bmatrix} U_x \\ U_y \end{bmatrix} = \frac{\lambda_{II}}{2G} \sqrt{\frac{r}{2f}} \begin{bmatrix} \sin \frac{\theta}{2} \left( T + 1 + 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ -\cos \frac{\theta}{2} \left( T - 1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{bmatrix}$$

**Mode III**

$$\begin{bmatrix} \dagger_{xz} \\ \dagger_{yz} \end{bmatrix} = \frac{\lambda_{III}}{\sqrt{2f r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \end{bmatrix}$$

$$U_z = 2 \frac{\lambda_{III}}{G} \sqrt{\frac{r}{2f}} \sin \frac{\theta}{2}$$

(1)  $G = \frac{E}{2(1+\epsilon)}$  module de cisaillement du matériau

Avec  $E$  module d'Young du matériau,  
 coefficient de Poisson du matériau.

Le coefficient  $\nu$  vaut :  $\nu = 3 - 4$  en déformation plane ;  
 $\nu = \frac{3 - \epsilon}{1 + \epsilon}$  en contrainte plane.

II-1-4-2/ Facteur d'intensité des contraintes :

L'expérience a montré que la progression des fissures et la résistance résiduelle d'une structure possédant un défaut sont très bien gouvernées par le facteur d'intensité des contraintes  $K$ . L'hypothèse d'un milieu bidimensionnel élastique permet de déterminer l'expression de  $K$  par la théorie de l'élasticité plane [15] [16].

II-1-4-2-1/Expression de  $K$  dans le cas d'une plaque infinie comportant une fissure de longueur  $2a$  :

Hypothèses :

- état de traction pure, avec une contrainte  $\sigma_\infty$  (très loin de la fissure) suivant l'axe  $y$  (figure (II-4)) ;
- fissure infiniment mince, de longueur  $2a$ , de direction perpendiculaire à la contrainte ;
- corps totalement élastique ;
- état de contraintes planes (CP).

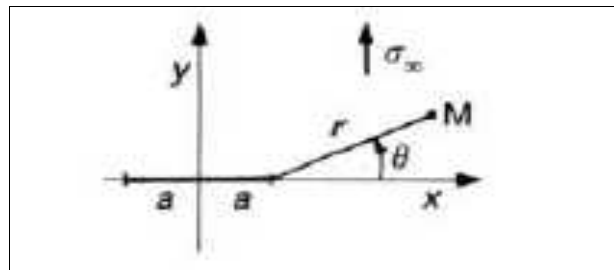


Figure (II-4) : Point  $M$  repéré en coordonnées polaires

Le facteur d'intensité des contraintes s'exprime par :

$$\sigma_z = \sigma_\infty \sqrt{f(a)}, \dots \dots \dots (II-10)$$

II-1-4-2-2/Expression de  $K$  dans le cas général :

D'une manière générale,  $K$  s'exprime sous la forme :

$$\sigma = r \sigma_\infty \sqrt{f(a)}, \dots \dots \dots (II-11)$$

: étant un facteur dit de correction.

Pour chaque cas particulier, il convient de déterminer  $\sigma$  ;  $\sigma$  dépend de la nature de la fissure et des sollicitations extérieures.

Le facteur d'intensité des contraintes ne doit pas être confondu avec le facteur de concentration de contraintes  $\sigma_z$  qui donne la contrainte maximale sur un défaut de rayon de courbure non nul.  $\sigma_z$  est d'ailleurs sans dimension, alors que  $K$  s'exprime en  $N \cdot m^{-3/2}$  ou en hbar, l'unité la plus usuelle étant MPa.  $\sqrt{m}$  le sachant que :

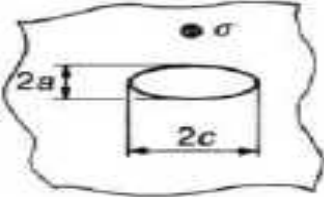
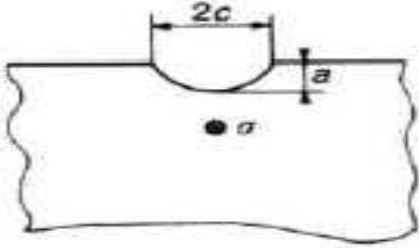
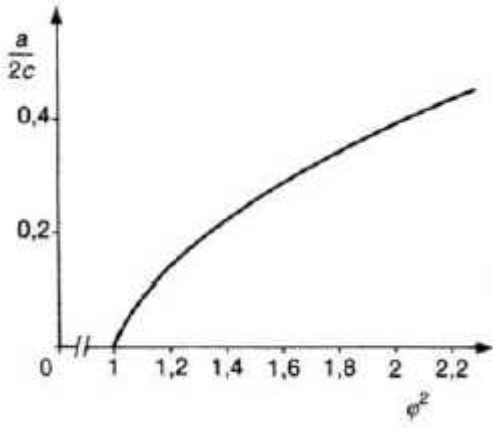
$$1 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m} = 3,16 \text{ hbar} \cdot \sqrt{mm} = 0,91 \text{ si} \cdot \sqrt{in}$$

II-1-4-3/Exemples d'application :

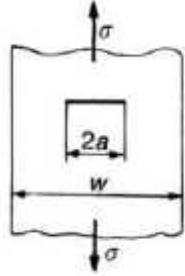
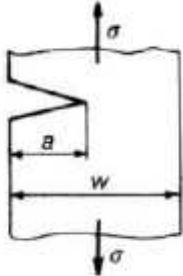
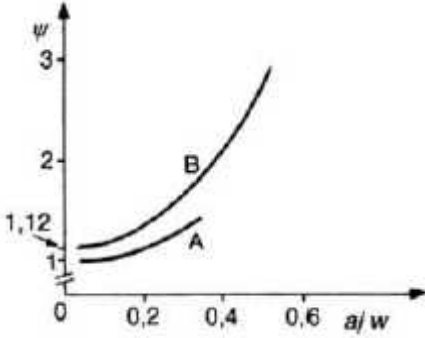
Si le problème général tridimensionnel est souvent complexe et si la détermination du facteur  $K$  requiert un calcul numérique délicat.

Les tableaux (II-2) et (II-3) fournissent des exemples assez généraux de valeurs de  $K$  pour des fissures respectivement non traversantes et traversantes.

Tableau (II-2) :

Facteur d'intensité des contraintes $K_I$ pour des fissures elliptiques non traversantes (1)	
Fissure elliptique interne	Fissure semi-elliptique superficielle
	
$k_I = \sqrt{\frac{fa}{Q}}$ avec $Q = \begin{cases} \xi^2 & \text{pour une fissure interne.} \\ 1,21 & \text{pour une fissure superficielle.} \end{cases}$	
$\xi = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \left(1 - \frac{c^2 - a^2}{c^2} \sin^2 \theta\right)^{\frac{1}{2}} d\theta$ $= 1 + 1,464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}$	
	
(1) Sans le terme correctif de plasticité défini au paragraphe (II-1-4-3).	



Facteur d'intensité des contraintes $K_I$ pour des fissures traversantes (1)	
A Fissure dans une plaque de largeur finie $w$	B Fissure traversante sur un bord libre
	
$K_I = E \sqrt{fa}$ $K_I = \sqrt{\frac{fa}{Q}} \text{ avec } Q = \frac{1}{E^2} \text{ avec } Q = \frac{1}{E^2}$	
	
(1) Sans le terme correctif de plasticité défini au paragraphe II-1-4-3.	

**II-1-4-4/ Relations entre  $G$  et  $K$  :**

Le facteur d'intensité de contraintes  $K$  est relié au facteur  $G$  (et ce quel que soit le mode I, II, III) par les relations :

$$G = \frac{k^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{en déformations planes (DP), .....(II-12)}$$

$$G = \frac{k^2}{E} \quad \text{en contraintes planes (CP), .....(II-13)}$$

Avec  $E$ : module d'Young du matériau,  
 $\nu$ : coefficient de Poisson du matériau.

II-1-4-5 /Méthodes de calcul du facteur K :

On a vu au paragraphe (II-1-4-3) qu'il existait des solutions analytiques à certains problèmes plans particuliers. Mais les problèmes qui se posent aux bureaux d'études sont souvent difficiles, car les solides ont des dimensions finies et les fissures se trouvent souvent dans les régions soumises à des contraintes non uniformes, par exemple au voisinage d'une concentration de contraintes.

En se limitant au mode I, bon nombre de problèmes peuvent être néanmoins résolus grâce à des formulaires référencés au paragraphe (II-1-4-3). À noter qu'il existe actuellement des progiciels [17] [18] qui informatisent ces recueils de solutions.

Dans le cas où les formulaires ne répondent pas aux problèmes pratiques (y compris les problèmes plans) parce que les conditions aux limites ou les chargements ne sont pas ceux rencontrés, il convient alors d'utiliser les fonctions de poids introduites par Bueckner [19] et par Rice [20] qui ne dépendent que de la géométrie du solide fissuré. Le facteur d'intensité des contraintes peut être calculé par une quadrature :

$$K_I = \sqrt{\frac{2}{f}} \int_0^{\ell} M(X)p(X) dX ,.....(II - 14)$$

Avec  $M(X)$  fonction de poids qui ne dépend que de la géométrie, profondeur de la fissure,  $p(X)$  pression appliquée sur la fissure. Pour un développement plus complet de cette méthode de calcul, le lecteur se reportera à l'ouvrage de Labbens [21].

Enfin, pour des problèmes tridimensionnels, il faut souvent recourir à des méthodes numériques complexes parmi les quelles la méthode des éléments finis est la plus connue. Moyennant un maillage suffisamment fin et l'emploi d'éléments finis spéciaux de front de fissure tenant compte de la singularité en, on arrive à connaître les contraintes en avant du front de fissure et les déplacements sur la fissure pour calculer, par extrapolation, les facteurs d'intensité de contraintes comme les limites définies par les équations suivantes :

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \ddagger_{zz} \sqrt{2f r} \right) = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \frac{E}{2(1-\nu^2)} U_z \sqrt{\frac{f}{2r}} \right) ,.....(II - 15)$$

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \ddagger_{zn} \sqrt{2f r} \right) = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \frac{E}{2(1-\nu^2)} U_n \sqrt{\frac{f}{2r}} \right) ,.....(II - 16)$$

$$K_{III} = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \ddagger_{zt} \sqrt{2f r} \right) = \lim_{r \rightarrow 0} \left( \frac{E}{2(1+\nu)} U_t \sqrt{\frac{f}{2r}} \right) ,.....(II - 17)$$

les différents termes des expressions précédentes étant indiqués sur la figure (II-5)

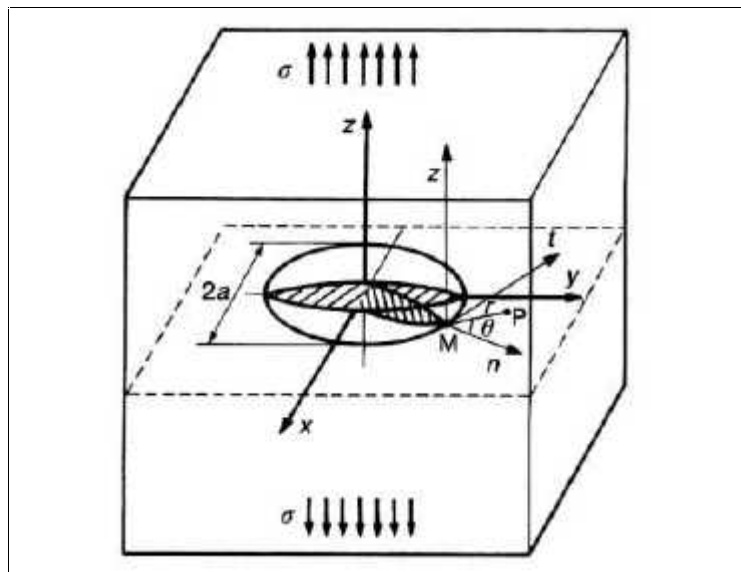


Figure (II-5) Définition des paramètres permettant le calcul des facteurs  $K$

II-1-5/Mécanique élasto-plastique de la rupture :

II-1-5-1/ Position du problème :

Dans le plan de la fissure, la courbe représentant :

$$\dagger_z = \frac{K_I}{\sqrt{2f r}} \text{ , .....(II-18)}$$

A l'allure donnée sur la figure (II-6). On constate que lorsque  $r \rightarrow 0$  la contrainte devient infinie, ce qui est en contradiction avec la théorie de l'élasticité.

Il faut donc modifier le modèle de calcul pour tenir compte du phénomène de plasticité en déterminant l'importance et la forme de la zone plastique au moyen des critères de dimensionnement usuels de la Résistance Des Matériaux et en corrigeant le facteur d'intensité des contraintes précédent  $K$ .

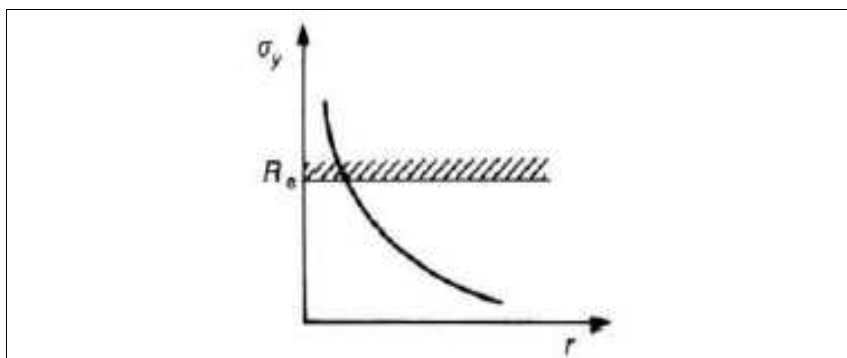


Figure (II-6) : Courbe  $\dagger_z = f(r)$

II-1-5-2/ Étendue de la zone plastique :

Autour du fond de fissure, il existe une zone de déformation plastique dont la frontière est le lieu des points où le champ de contraintes satisfait un critère de limite élastique  $R_e$ . On détermine l'étendue de la zone plastique par l'utilisation des critères de Tresca et de Von Mises.

Dans le cas du mode I et en utilisant les équations du paragraphe (II-1-4-1), on obtient les résultats suivants concernant la limite de zone de déformation plastique :

$$r = \frac{K_I^2}{2f R_e^2} f(\nu) = r_E f(\nu) , \dots\dots\dots(II-19)$$

Avec  $f(\nu)$  fonction présentant les quatre formes possibles.

Tableau (II-4) :

	Contraintes planes	Déformations planes
Critère de Tresca	$\cos^2 \frac{\nu}{2} \left( 1 + \sin \frac{\nu}{2} \right)^2$	$\cos^2 \frac{\nu}{2} \left( 1 - 2\nu + \sin \frac{\nu}{2} \right)^2$
Critère de Von Mises	$\cos^2 \frac{\nu}{2} \left( 1 + 3 \sin^2 \frac{\nu}{2} \right)$	$\cos^2 \frac{\nu}{2} \left[ (1 - 2\nu)^2 + 3 \sin^2 \frac{\nu}{2} \right]$

La figure (II-7) montre l'étendue des zones plastiques et, en particulier, la différence entre l'état de déformations planes et l'état de contraintes planes.

En particulier sur l'axe Bx ( $\nu = 0$ ), on obtient :

$$r = \begin{cases} r_E & \text{en contraintes planes ,} \dots\dots\dots(II - 20) \\ r_E (1 - 2\nu)^2 & \text{en déformation planes ,} \dots\dots\dots(II - 21) \end{cases}$$

En posant  $r_E = \frac{K_I^2}{2f R_e^2}$  ,  $\dots\dots\dots(II-22)$

L'existence de la forte tri-axialité en déformations planes (au cœur de la structure) tend donc à diminuer considérablement la dimension de la zone plastique par rapport à celle régnant en contraintes planes (près de la surface de la structure), dans un rapport proche de 6.

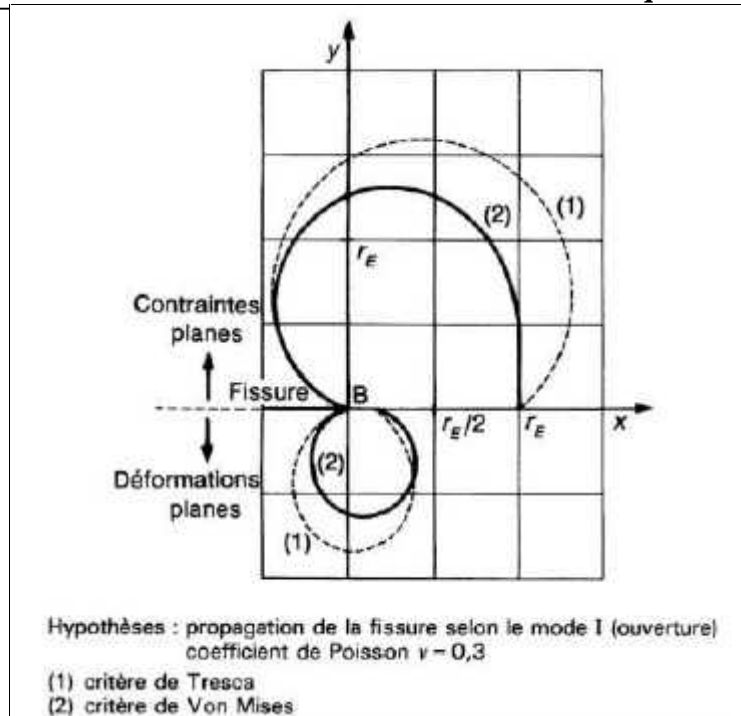


Figure (II-7) : Étendue des zones plastiques selon les deux critères

II-1-5-3/ Profil équivalent d'Irwin :

La zone plastique à fond de fissure est en fait plus étendue, car le matériau doit supporter localement une force supplémentaire correspondant à l'aire hachurée (figure II-8). D'après Irwin [13], la structure se comporte comme si elle contenait une fissure de longueur effective  $a_{eff}$  égale à :

$$a_{eff} = a + r_E \dots\dots\dots(II-23)$$

Par exemple, l'expression de  $\sigma_l$  correspondant au cas d'une plaque infinie est modifiée comme suit :

$$\sigma_l = \sigma_\infty \sqrt{f(a + r_E)} \text{ avec } r_E = \frac{K_I^2}{2fR_e^2} \dots\dots\dots(II-24)$$

De façon plus générale, le facteur d'intensité des contraintes doit être corrigé pour tenir compte de la plasticité en extrémité de fissure.

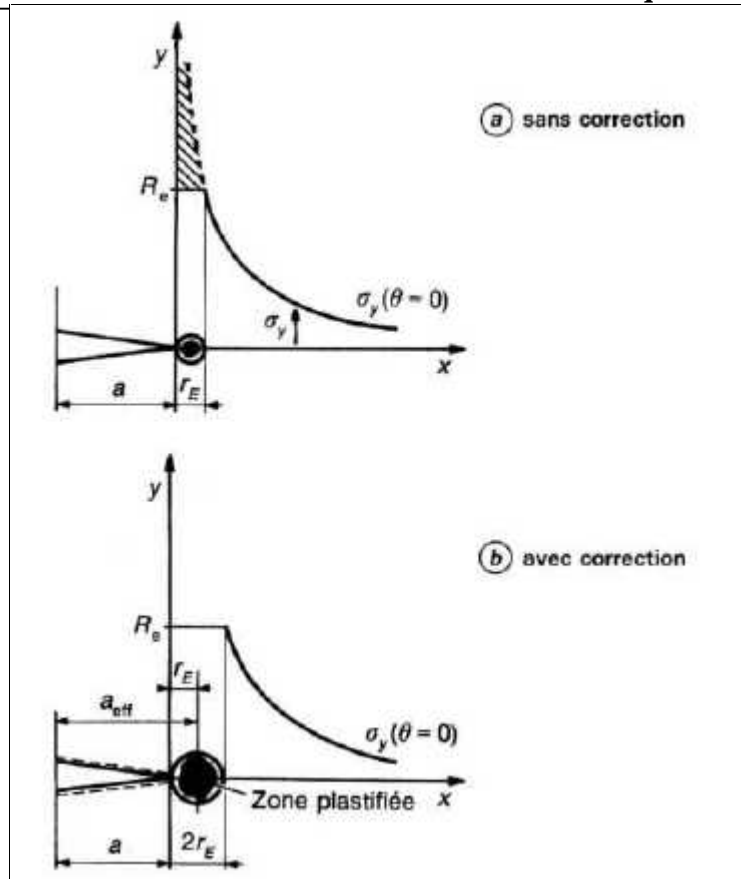


Figure (II-8) : Modèle simple de déformation plastique à la pointe de la fissure, avec ou sans correction d'Irwin

Ainsi, les expressions données dans les tableaux (II-2) et (II-3) doivent être corrigées en remplaçant respectivement le terme  $\sqrt{a}$  ou  $a$  par :

$$\sqrt{a} - 0,212 \left( \frac{f \dagger}{R_e} \right)^2, \dots \dots \dots (II-25)$$

et  $a - 0,212 \left( \frac{f \dagger}{r_e} \right)^2, \dots \dots \dots (II-26)$

**II-1-5-4 /Modèle de Dugdale-Barenblatt :**

Ce modèle donne l'évolution de la zone plastique qui prolonge une fissure la longueur  $2a$  dans une tôle mince de grandes dimensions, soumise à une contrainte homogène  $\sigma$ . Il consiste à poser que, dans une longueur  $R_D$  en extrémité de fissure, la contrainte  $\sigma$  est égale à la limite d'élasticité  $R_e$ , ce qui conduit à

l'expression suivante :  $R_D = a \left[ \frac{1}{\cos\left(\frac{f \dagger}{2R_e}\right)} - 1 \right], \dots \dots \dots (II-27)$

II-1-5-5/ Notion du COD :

On montre que la plastification produit un émoussement du fond de fissure dont les surfaces s'écartent à ce niveau de  $\delta$ , appelé COD (Crack Opening Displacement).

À partir des expressions des termes de déplacement  $U_i$  données au paragraphe (II-1-4-1) et de la prise en compte de la correction de zone plastique, cette valeur  $\delta$  s'exprime sous la forme :

$$\delta = -\frac{8}{\pi} a \frac{R_e}{E} \ln \left[ \cos \left( \frac{f \delta}{2 R_e} \right) \right] \dots\dots\dots (II-28)$$

Pour une contrainte  $\sigma$  assez petite devant  $R_e$ ,  $\delta$  vaut alors :

$$\delta = \frac{K_I^2}{E R_e} \text{ avec } K_I = \sigma \sqrt{f a} \dots\dots\dots (II-29)$$

Ainsi, la mesure expérimentale de  $\delta$  permet le calcul de  $K_I$ .

II-1-5-6/ Intégrale de Rice :

Rice [20] a défini une intégrale curviligne le long d'un contour fermé  $\Gamma$  entourant le front de fissure (figure (II-9)), qui est définie de la façon suivante :

$$J = \int_{\Gamma} \left( W d\vec{f} - \vec{t} \frac{\partial \vec{U}}{\partial \vec{X}} ds \right) \dots\dots\dots (II-30)$$

- avec  $\Gamma$  : contour qui entoure la fissure,
- $W$  : densité d'énergie de déformation,
- $\vec{t}$  : vecteur de contrainte sur le contour,
- $\vec{U}$  : vecteur déplacement,
- $ds$  : élément de contour.

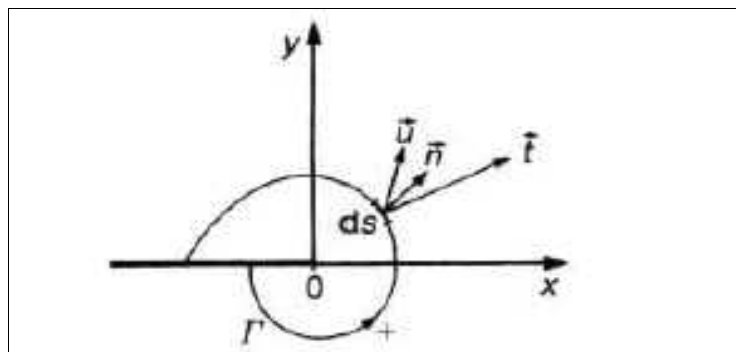


Figure (II-9) : Front de fissure pour la définition de l'intégrale de Rice

Cette intégrale est indépendante du contour et l'on montre que si la plasticité est suffisamment confinée :

$$J = G = \frac{K^2}{E'} \dots\dots\dots(\text{II-31})$$

Avec  $E' = E$  (module d'Young) en contraintes planes ;

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \text{ en déformations planes } \dots\dots\dots(\text{II-32})$$

**II-1-6/Propagation brutale des fissures :**

**II-1-6-1/Critère d'énergie  $G_c$  et critère de contrainte  $K_c$  :**

Ce paragraphe examine les paramètres qui régissent l'apparition de la propagation brutale d'une fissure, paramètres qui permettent de quantifier la résistance résiduelle d'une pièce endommagée.

**II-1-6-1-1/Critère d'énergie (Griffith) :**

Il y a rupture lorsque le paramètre  $G$  atteint une valeur critique  $G_c$ . Pour les corps fragiles (verre par exemple), en supposant, de plus, que l'on est en mode I et déformations planes, Griffith prend pour cette valeur critique l'énergie de surface des surfaces créées, soit :

$$G_{IC} = 2\chi_s \dots\dots\dots(\text{II-33})$$

$\chi_s$  étant la densité d'énergie superficielle. Pour les corps métalliques, dont la rupture s'accompagne, en fond de fissure, d'une forte déformation plastique, le critère de Griffith est modifié sous la forme :

$$G_{IC} = 2\chi_s + \chi_p \dots\dots\dots(\text{II-34})$$

$\chi_s$  : étant l'énergie de déformation plastique par unité de surface ;  $\chi_p$  : est très grand par rapport à  $\chi_s$  : le rapport pouvant atteindre 1000.

**II-1-6-1-2/Critère de contrainte (Irwin) :**

Il y a rupture lorsque le paramètre  $K$  (§II-1-3-1) atteint une valeur critique  $K_c$ . Dans le cas du mode I,  $K_c$  dépend de l'épaisseur de la pièce (figure (II-10)) et tend, lorsque l'épaisseur augmente, vers une limite  $K_{IC}$ , dite facteur d'intensité des contraintes critique en mode I et déformations planes ; cette quantité est une caractéristique du matériau, appelée ténacité.

Les paramètres  $K_c$  et  $G_c$  sont liés par les relations définies au paragraphe (II-1-4-4).



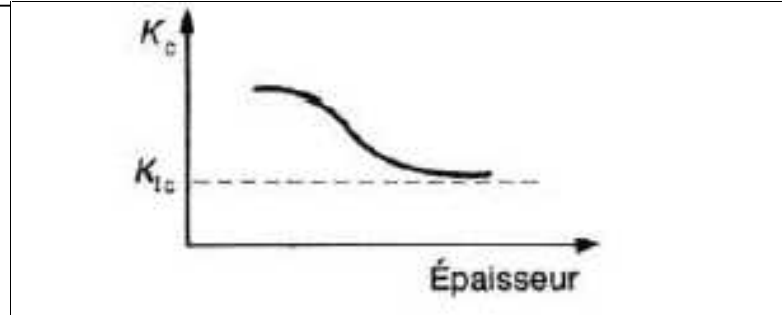


Figure (II-10) : Dépendance de  $K_c$  en fonction de l'épaisseur de la pièce

**II-1-6-2/ Ténacité du matériau :**

La ténacité du matériau  $\backslash_{IC}$  représente le « minimum minimorum » des valeurs critiques  $\backslash_c$  qui dépendent de l'épaisseur et du mode de rupture. Elle permet de chiffrer l'aptitude du matériau à la résistance à la propagation des fissures, et est considérée comme une caractéristique intrinsèque du matériau dans un état bien défini (température, traitement thermique donné, etc.).

$\backslash_{IC}$  est homogène à et  $\uparrow \sqrt{f a}$  s'exprime en  $MPa \cdot \sqrt{m}$  (unité pratiquée couramment) ou bien en  $hbar \cdot \sqrt{mm}$  ou encore en  $Ksi \cdot \sqrt{in}$  (ouvrages anglo-saxons).

La ténacité dépend, pour un alliage donné, du sens du prélèvement et des traitements thermiques. D'une manière générale,  $\backslash_{IC}$  diminue quand  $Re$  augmente.

Le critère  $\backslash < \backslash_{IC}$  peut s'appliquer de deux manières :

- pour une fissure de longueur  $2a$  donnée, on détermine la contrainte maximale avant rupture brutale;
- pour une contrainte donnée appliquée à la pièce, on détermine la longueur critique  $2a_c$  de la fissure qui entraîne la rupture.

**II-1-6-3/Cas des contraintes planes (courbes R) :**

Nous venons de voir que les conditions d'instabilité des pièces fissurées suffisamment épaisses (en pratique), sont définies avec une bonne précision par la ténacité  $\backslash_{IC}$ .

Autrement dit, lorsque l'on applique à la pièce un chargement résiduel de façon progressive pour ne pas introduire d'effet dynamique, le critère de rupture s'écrit :

$$K < K_{IC} \text{ pas de propagation ,.....(II - 35)}$$

$$K = K_{IC} \text{ rupture instable ,.....(II - 36)}$$

En revanche, pour les *pièces de faible épaisseur* où l'état de contraintes planes domine, le critère de rupture s'écrit :

$$K < K_c \text{ possibilité de propagation "stable" ,.....(II - 37)}$$

$$K = K_c \text{ instabilité ,.....(II - 38)}$$

$\backslash_c$  : dépend du matériau, de l'épaisseur de la pièce, de la longueur initiale de la fissure, etc. Dans tous les cas,  $\backslash_c > \backslash_{IC}$ .

La valeur critique  $\lambda_c$  (ou  $G_c$  par la relation  $G = \lambda^2/E$ ) s'obtient par comparaison de deux courbes  $G(a)$  et  $R(a)$  (figure (II-11)) comme suit :

$G$  énergie disponible pour la fissuration, dépendant des forces extérieures et de l'élasticité de la pièce (correspond au facteur d'intensité de contraintes appliqué  $K$ );

$R$  énergie nécessaire à la fissuration, son évolution en fonction de la fissuration ne dépendant que du matériau et de son épaisseur et non de la longueur initiale  $a_0$  de la fissure au moment où est appliquée la charge.

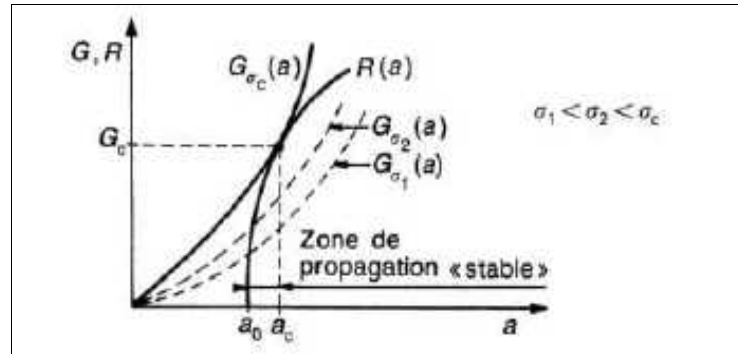


Figure (II-11) : Courbe R

La propagation est stable tant que  $G(a) > R(a)$ .

L'instabilité apparaît lorsque :

$$G(a) = R(a), \dots \dots \dots (II - 39)$$

$$\text{et } \left( \frac{\partial G}{\partial a} \right)_{t_c} = \left( \frac{\partial R}{\partial a} \right)_{t_c}, \dots \dots \dots (II - 40)$$

**\*Utilisation des courbes :**

L'évolution de  $G$  (ou de  $K$ ) étant connue, on translate latéralement la courbe  $R$  jusqu'à obtenir la tangence qui correspond à l'instabilité  $\lambda_c$ .

Les courbes représentées en pointillé  $G_{\sigma_1}(a)$  et  $G_{\sigma_2}(a)$  schématisent des étapes intermédiaires lors de la montée en charge d'un essai de résistance résiduelle.

**II-1-7/Propagation lente des fissures :**

**II-1-7-1/Lois de Paris et de Forman :**

Avant rupture finale, les dommages se développent sous l'effet de charges appliquées sous la forme de fissures dont l'orientation est liée au champ des contraintes qui règnent localement dans la pièce.

Les lois qui suivent, essentiellement empiriques, permettent de déterminer le taux de propagation  $da/dn$  pendant la phase de propagation de la fissure, avec  $a$  longueur de la fissure et  $n$  nombre de cycles appliqués.

Citons :

$$\text{- la loi de Paris : } \frac{da}{dn} = C(\Delta K)^m, \dots\dots\dots(\text{II-41})$$

$$\text{- la loi de Forman : } \frac{da}{dn} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)K_c - \Delta K}, \dots\dots\dots(\text{II-42})$$

Avec  $U = \Delta K = K_{max} - K_{min}$  variation de  $K$  pour un cycle de charge donné,  
 $C, m$  caractéristiques du matériau,

$$\text{rapport } R = \frac{K_{min}}{K_{max}}, \dots\dots\dots(\text{II-43})$$

La loi de Forman présente l'avantage de prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne grâce à l'introduction du rapport  $R$  et traduit l'accélération brutale de la vitesse de fissuration lorsque  $k$  tend vers sa valeur critique  $K_c$ .  $m$  est de l'ordre de 4 pour les alliages d'aluminium, et de 3 pour les aciers.

En ce qui concerne  $C$ , différentes expressions, tirées de l'exploitation des résultats expérimentaux, ont été données. À titre indicatif,  $C \approx 10^{-8}$  pour les alliages d'aluminium en choisissant comme unité le  $\text{MPa} \cdot \sqrt{m}$  pour le facteur d'intensité des contraintes.

Le nombre de cycles  $n$ , nécessaire pour que la fissure progresse de sa longueur initiale  $a_i$  à sa longueur finale  $a_f$ , est obtenu par intégration de l'équation précédente.

La prévision de la longueur admissible  $a_i = a_f$  se fait en utilisant les notions de ténacité  $K_{IC}$  ou de courbe  $R$ , comme vu aux paragraphes précédents.

### II-1-7-2/ Facteurs d'influence :

Les lois de propagation en fatigue ainsi que les seuils d'instabilité  $K_c$  sont influencés par des paramètres tels que :

**a) l'environnement**: la constante  $C$  des lois de propagation dépend de l'environnement, une fissure pouvant se propager plus rapidement en présence d'un milieu corrosif qu'en ambiance protégée ;

**b) la température** : l'effet le plus important concerne la ténacité qui peut être réduite dans certains cas (aciers en particulier) dans des proportions considérables lorsque la température est inférieure à la température de transition. À l'inverse, une température supérieure à l'ambiante augmente de façon générale la ductilité et la ténacité des matériaux, bien que certains aciers et réfractaires présentent un domaine de température intermédiaire où ces propriétés chutent ;

**c) la séquence de chargement** : les lois de Paris et de Forman restent valables tant que le facteur d'intensité de contraintes  $K_{max}$  est une fonction croissante du nombre de cycles. Dans le cas de chargements quelconques, ces lois peuvent donner des résultats très erronés ; cela provient de l'effet de mémoire associé à la zone plastique à la pointe de la fissure. C'est ainsi qu'une surcharge effectuée lors d'un essai de fatigue peut avoir comme effet de bloquer la fissure momentanément, ou de ralentir sa vitesse de propagation. Ce phénomène de retard de propagation engendré par l'application d'une surcharge trouve son explication par la création d'un champ de contraintes résiduelles de compression en tête de fissure, dès le déchargement consécutif à cette surcharge. Différents modèles ont été élaborés afin de tenir compte d'effets de l'histoire des charges (telles

que surcharges) pour la propagation d'une fissure. Citons les modèles de Wheeler [22], Willenborg [23] et Elber [24].

## II-1-8/ Application à la conception des structures aéronautiques :

### II-1-8-1/ Aspects réglementaires :

Les réglementations relatives à la justification des structures des aéronefs, civils ou militaires, ont évolué par étapes successives depuis deux décennies, parfois pour prendre en compte les enseignements tirés d'incidents en service.

C'est ainsi, notamment, qu'à partir de 1974 (aux États-Unis) et 1980 (en Europe), des exigences de tolérance aux dommages ont successivement remplacé des exigences safe-life ou fail-safe. Extraites des principales normes aéronautiques de l'aviation civile, à savoir les normes FAR 25 (Federal Aviation Regulation) aux États-Unis et m JAR 25 (Joint Airworthiness Requirements) en Europe, les définitions de ces trois concepts sont les suivantes :

- **safe-life**: la structure doit être exempte de fissures détectables pendant toute sa durée d'utilisation ;
- **fail-safe** : après toute rupture complète d'un élément simple ou toute rupture partielle évidente, la structure doit être capable de tenir un niveau de charge résiduelle imposé (dite charge limite) ;
- **tolérance aux dommages** : dans toute zone vitale, tout dommage (de fatigue, accidentel ou de maintenance) doit être sûrement détecté avant qu'il n'atteigne une taille critique au-delà de laquelle la structure ne tient plus les charges limites résiduelles.

### II-1-8-2/Méthodes de tolérance aux dommages :

La justification en tolérance aux dommages d'une structure d'avion (élément de voilure, fuselage, dérive, attache-moteur, etc.) impose donc de supposer l'existence de défauts. Elle comprend les étapes suivantes :

- détermination des éléments significatif a priori critiques ;
- détermination des charges et de la répartition des contraintes ;
- détermination des vitesses d'endommagement (de la longueur initiale de la fissure  $L_0$  à la longueur critique  $L_C$ ) ;
- détermination des longueurs de dommages sûrement détectables  $L_D$  ;
- détermination des longueurs critiques de dommages sous les charges de tenue résiduelles imposées ;
- détermination du programme d'inspection (seuil, périodicité).

La démonstration doit supposer l'existence d'un dommage détectable pour tout élément significatif, quelle que soit sa probabilité d'occurrence. De plus, il convient de prendre en compte la possibilité de dommages multiples.

La figure (II-12) illustre le cheminement décrit ci-dessus, en particulier, la périodicité d'inspection  $P$  définie par :

$$P = \frac{N_C - N_D}{k}, \dots\dots\dots(II-44)$$

Avec  $N_D$  : nombre de vols correspondant à une détection sûre du défaut,

$N_C$  : nombre de vols correspondant à  $L_C$ ,

$k$  : coefficient de sécurité (en général, de l'ordre de 3).

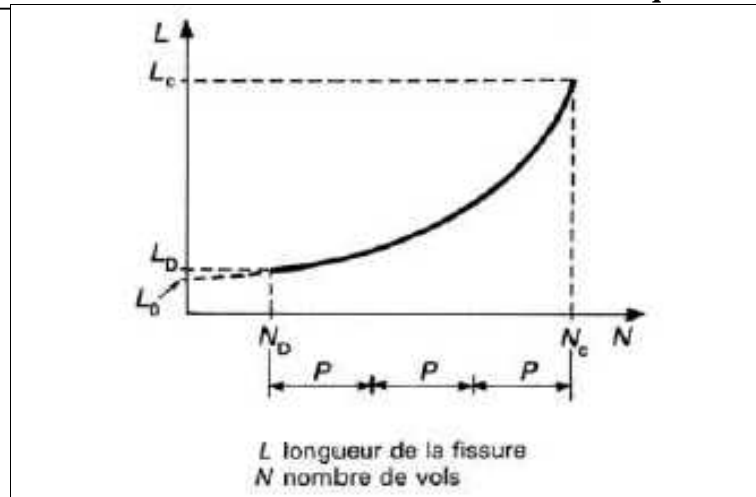


Figure (II-12) : Périodicité d’inspection

La tolérance aux dommages repose sur les propriétés du matériau et de la structure et constitue une application directe des notions de mécanique de la rupture:

- il y a propagation brutale lorsque  $\sqrt{a} = r \sqrt{a_c} = \sqrt{a_c}$ ; .....(II-45)

- le taux de propagation est défini par :  $\frac{da}{dn} = f\left(U \sqrt{a}, \frac{\sqrt{a}}{\sqrt{a_{max}}}\right)$  ..... (II-46)

À noter que les règlements stipulent qu’en cas de détection véritable d’un défaut, le niveau de résistance initial de la pièce saine doit être restauré afin de satisfaire l’exigence de tenue des charges dites extrêmes (égales aux charges limites x coefficient de sécurité de 1,5 dans le cas des règlements précités).

**II-1-8-3/ Exemples d’application :**

**II-1-8-3-1/ Panneau raidi de voilure :**

Le panneau raidi constitue la structure de référence pour l’analyse des structures minces aéronautiques.

Considérons le panneau de la figure (II-13) ; la présence d’une fissure dans la tôle crée un accroissement du niveau de contrainte au voisinage de l’extrémité de la fissure. Cette perturbation est un phénomène local ; on conçoit donc que, lorsque la longueur  $2a$  de la fissure est faible par rapport au pas  $2b$  des raidisseurs, le comportement du panneau doit être très proche de celui du panneau non raidi. Par contre, au fur et à mesure que la longueur  $2a$  croît, c’est-à-dire que l’extrémité de la fissure se rapproche du raidisseur, le surcroît de contrainte peut être absorbé par le raidisseur ; cela se traduit par une intensité de contrainte plus faible dans la tôle raidie que dans le panneau non raidi. La présence du raidisseur a donc une influence sur la propagation de la fissure et la résistance résiduelle du panneau.

Ce phénomène est très important : le raidisseur joue le rôle de ralentisseur ou d’arrêt de fissure, et c’est en cela qu’une telle structure peut être justifiée de « tolérance aux dommages ». De plus, les caractéristiques du raidisseur ont une influence sur le déchargement de la tôle dans le raidisseur. Plus le raidisseur est fort, plus l’affaiblissement de l’intensité de contrainte doit être élevé. En contrepartie, le déchargement de la tôle provoque une surcharge du raidisseur.

Ces notions conduisent à définir le paramètre suivant :

$$C_R(a) = \frac{\sqrt{\text{panneau raidi}}}{\sqrt{\text{panneau non raidi}}} \dots\dots\dots(\text{II-47})$$

$C_R$  : dépend de la fissure et des caractéristiques géométriques et métallurgiques du raidisseur.  
L'intérêt de la solution raidi pour la tolérance aux dommages réside dans le fait que  $C_R < 1$ .

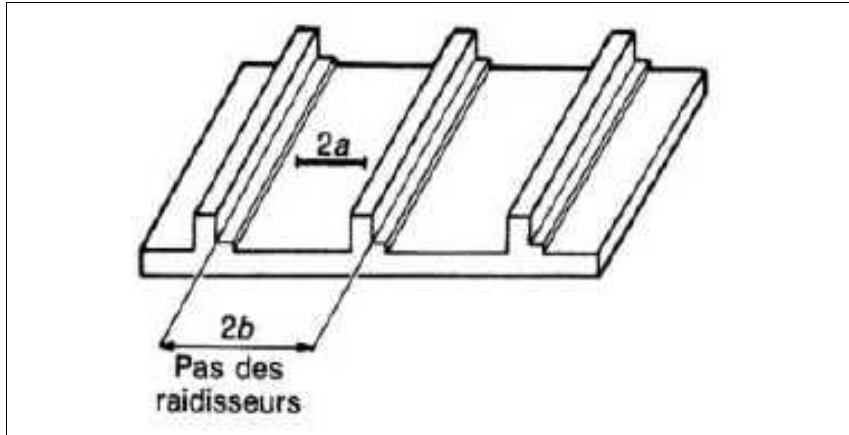


Figure (II-13) : Panneau auto raidi

II-1-8-3-2/Structure de fuselage :

Les structures de fuselage ne sont plus planes et sont soumises à la pression qui s'exerce perpendiculairement à la surface.

La figure (II-14) donne l'allure de la courbe  $C_R(a)$  pour deux types de raidisseurs [11].

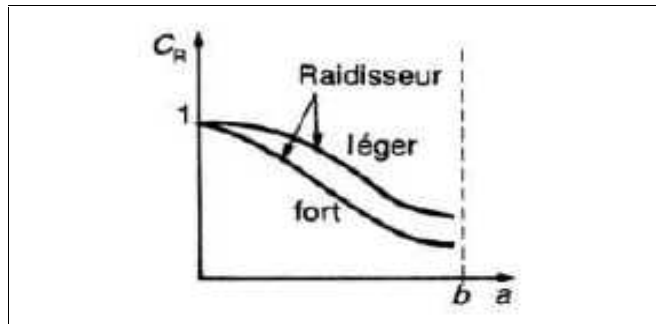


Figure (II-14) : Variation de  $C_R$  en fonction de  $a$

La présence d'une courbure se traduit par la relation expérimentale suivante :

$$(\sqrt{C})_{courbe} = \frac{(\sqrt{C})_{plan}}{1 + \frac{10a}{r_{cyl}}} \dots\dots\dots(\text{II-48})$$

avec  $\sqrt{C}$  : facteur d'intensité critique des contraintes,  
 $r_{cyl}$  : rayon du cylindre,  
 $a$  : demi-longueur de la fissure,

et  $(\sqrt{C})_{plan} = r \sqrt{f a} \dots\dots\dots(\text{II-49})$

La présence de la pression crée des effets secondaires qui rendent absolument nécessaires les essais de développement et de vérification.

**II-1-8-3-3/Structures épaisses :**

Certains éléments de structures (atterrisseurs) sont des pièces épaisses, qui présentent un caractère particulier. Alors que les fissures sur les structures minces traversent l'épaisseur de la pièce, les fissures sur structures épaisses sont :

- soit des défauts de surface de forme elliptique ;
- soit des défauts interne ;
- soit des fissures à des trous chargés [11].

### II-2-1/Endommagement par fatigue :

L'expérience montre que la répétition de cycles d'effort modifie et dégrade les propriétés des alliages légers et peut conduire, à b terme, à la rupture de pièces.

Dans le domaine aéronautique, la fatigue des pièces en alliages légers se produit en général sans déformation plastique d'ensemble, mais avec une déformation plastique très localisée autour des accidents de forme (entailles, alésages, congés de raccordement...).

Si l'on observe de manière fine une structure sollicitée en fatigue (figure (II-15)), nous pouvons mettre une évidence très rapidement de nombreuses microfissures à l'intérieur des grains qui composent le métal (phase de naissance des microfissures) [25].

Lorsque le nombre de cycles appliquer est suffisamment élevé, nous remarquons qu'un certain nombre de grains est complètement traversé par de telles microfissures. Cette phase est appelée phase de nucléation des microfissures.

Puis, éventuellement, ces microfissures se réunissent pour former une fissure macroscopique orientée plus ou moins selon la direction de cisaillement maximal (phase de coalescence des microfissures).

Au-delà d'une taille critique, la fissure se propage dans un plan perpendiculaire à la direction de la contrainte principale maximale de traction et donc change de direction (phase de propagation de fissure).

La phase d'amorçage telle que nous la concevons habituellement (amorçage macroscopique) correspond aux phases de nucléation et de coalescence des microfissures [26].

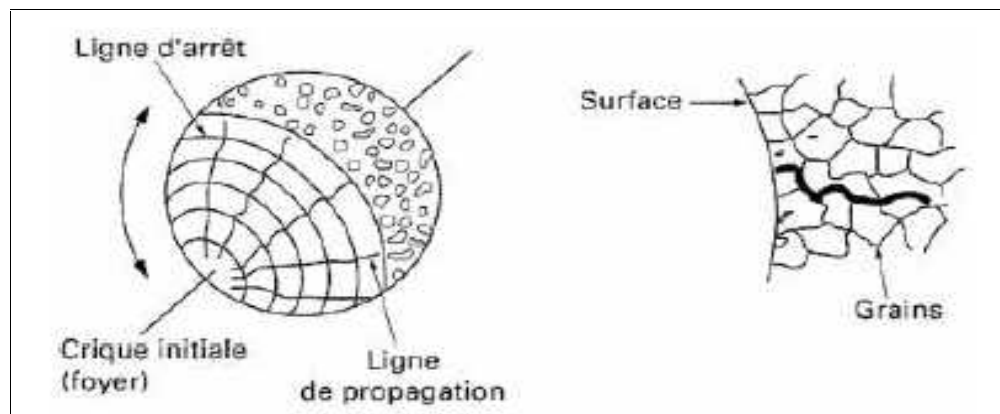


Figure (II-15) : Endommagement par fatigue

En pratique, les frontières entre ces différentes phases ne sont pas toujours faciles à établir. L'objectif d'un calcul de fatigue est d'obtenir une durée de vie (nombre de cycles à rupture) qui correspond à l'ensemble des quatre phases décrites précédemment.

Un calcul de mécanique de la rupture ne prend en compte que la dernière phase : il permet d'estimer la vitesse de propagation d'une fissure déjà existante et de taille supérieure à 0,1 mm.



**II-2-2/Calcul de fatigue (chargements simples de traction) :****II-2-2-1/ Principaux paramètres influant sur le comportement en fatigue :****II-2-2-1-1/ Paramètres d'ordre métallurgique :****a) Taille des grains :**

Les structures à grains fins présentent une meilleure tenue en fatigue que les structures à gros grains.

**b) Orientation du fibrage par rapport à la direction des efforts :**

L'orientation générale des grains (fibrage) confère au matériau une anisotropie plus ou moins marquée. Les caractéristiques statiques et la tenue en fatigue seront meilleures dans le sens long du fibrage que dans les autres sens (travers long et travers court).

**c) Taux d'écroutissage :**

L'écroutissage résultant des opérations de formage a pour effet de consolider le matériau (augmentation de la limite d'élasticité), et par suite, améliore la tenue en fatigue.

**d) Traitement thermique :**

Suivant que le traitement thermique provoque un adoucissement ou un durcissement du matériau, la tenue en fatigue sera diminuée ou augmentée. De plus, le traitement thermique peut modifier la taille des grains.

**e) Santé métallurgique de l'alliage :**

Les défauts métallurgiques (lacunes, défauts interstitiels, précipités, inclusions) peuvent être à l'origine de l'endommagement par fatigue. Par incompatibilité des déformations, ils provoquent des concentrations de contrainte locales. L'abatement de durée de vie dépendra de leurs quantités, taille, nature, répartition, orientation par rapport aux efforts.

**II-2-2-1-2/ Paramètres d'ordre mécanique et géométrique :****a) Nature du chargement :**

Le chargement peut être monotone ou variable (spectre).

Dans le cas des chargements monotones (figure (II-16)) les paramètres prépondérants sont :

- la forme du signal : un signal du type carré et plus pénalisant que celui de type sinusoïdal ;
- le rapport R (rapport entre la valeur minimale et la valeur maximale du chargement) : à contrainte maximale constante, si R augmente, la durée de vie augmente ;
- la contrainte moyenne : à amplitude de chargement constante, si  $S_{moy}$  augmente, la durée de vie diminue.

La période du signal a peu d'influence sur la durée de vie. Cette règle est infirmée quand le phénomène de fatigue est associé à d'autres modes d'endommagement fonction du temps : fatigue corrosion, fatigue fluage, ou lorsque la rapidité des sollicitations produit un échauffement.

Dans le cas des chargements variables (figure (II-17)), les paramètres prépondérants sont :

- la présence de surcharges : la répétition périodique d'une surcharge peut retarder considérablement la propagation de fissures ;
- l'ordre d'apparition des cycles.

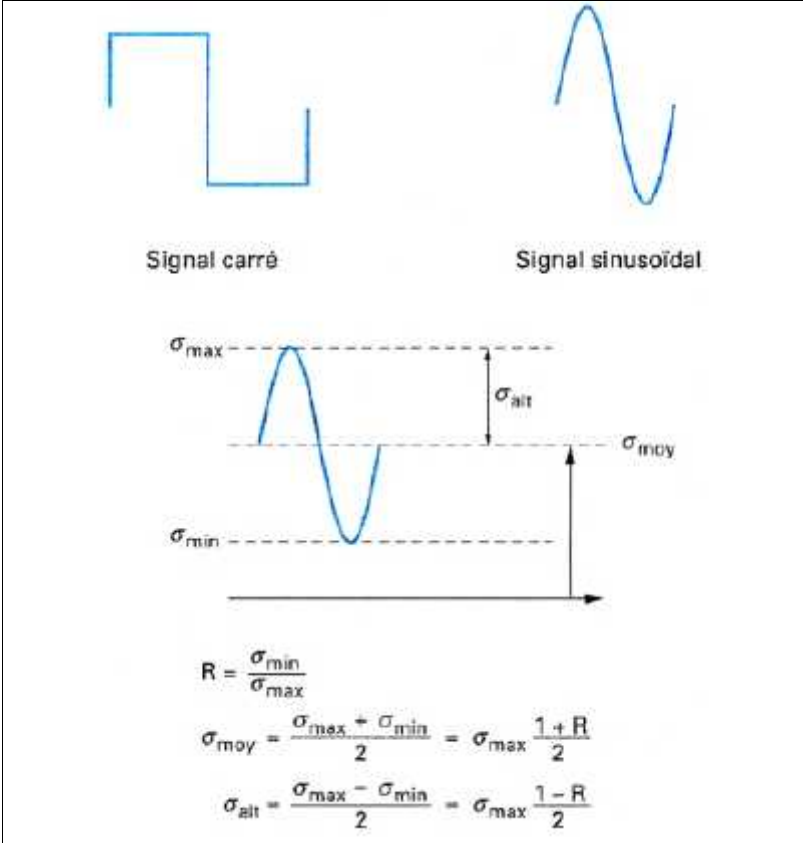


Figure (II-16) : Chargement monotone

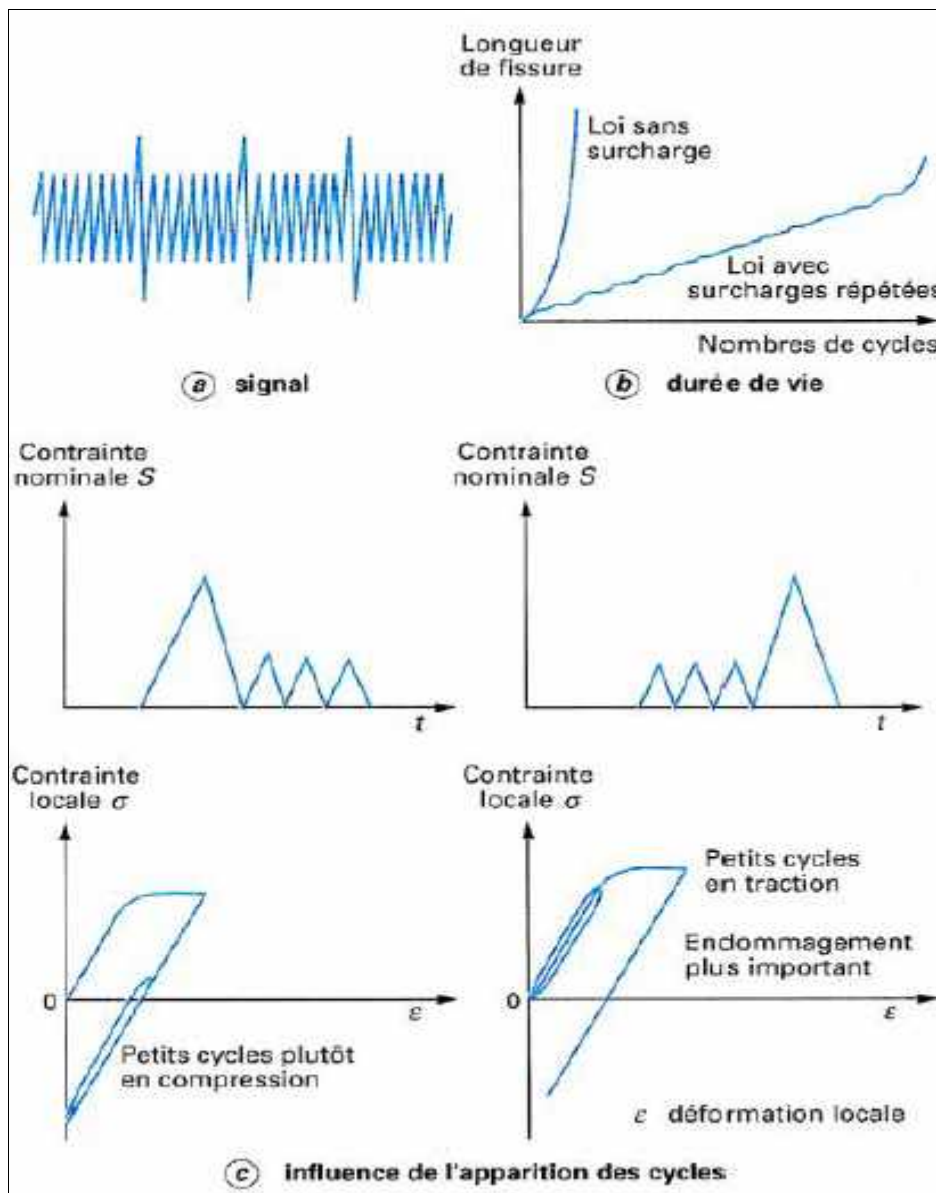
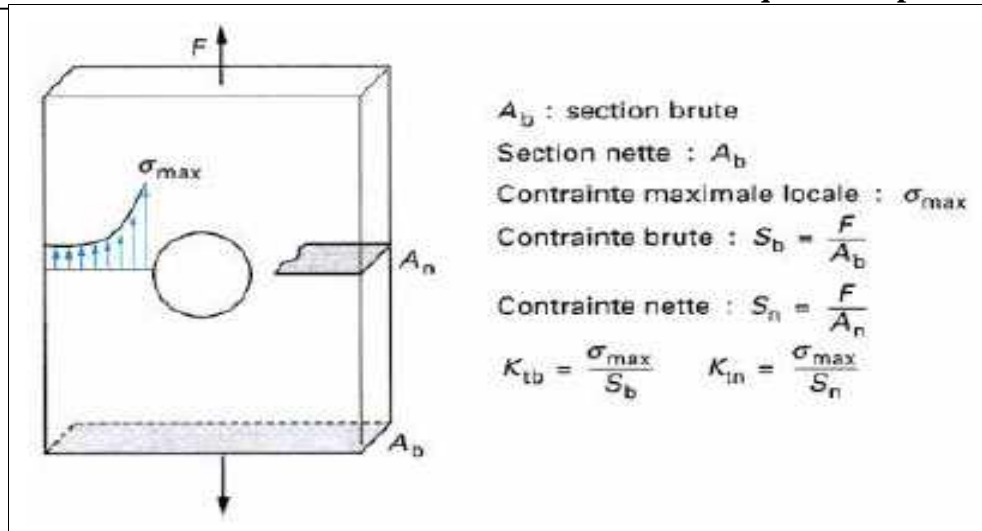


Figure (II-17) : Chargement variable

**b) Accidents de forme** (discontinuité dans la géométrie : entailles, trous, etc.) :

Un accident de forme augmente localement le niveau de contrainte (figure (II-18)). Cette augmentation peut être traduite par un coefficient de sur contrainte élastique  $K_t$  : rapport entre la contrainte locale maximale et la contrainte nominale. Dans le domaine d'endurance limité (§ II-2-2-2) (Domaine visé par l'industrie aéronautique), si la valeur de  $K_t$  augmente, la durée de vie diminue.



**Figure (II-18) : Accident de forme**

### c) Effet d'échelle

À niveau de contrainte égale, deux pièces de même géométrie mais de dimensions différentes n'auront pas la même tenue en fatigue : plus les dimensions d'une pièce croissent, plus sa résistance à la fatigue diminue.

Cette observation s'explique principalement par le volume de matière sollicité : plus celui-ci est grand, plus la probabilité d'avoir des défauts métallurgiques est grande.

### d) Qualité de l'usinage

Généralement, l'endommagement par fatigue apparaît en premier lieu à la surface des pièces. La prise en compte des deux aspects suivants améliore la tenue en fatigue :

- l'aspect micro géométrie de surface : un mauvais usinage provoque en surface des microreliefs susceptibles d'augmenter localement le niveau de contrainte ; l'amorçage de fissures en surface est donc retardé lorsque la rugosité est faible ;
- l'aspect contraintes résiduelles : l'usinage peut introduire des contraintes résiduelles de traction en surface (elles sont équilibrées en profondeur par des contraintes résiduelles de compression) ; ces contraintes se superposant à celles du chargement accélèrent l'endommagement par fatigue.

### II-2-2-1-3/Environnement :

Un milieu agressif (températures élevées, milieux corrosifs...) aggrave le phénomène de fatigue. Il apparaît des phénomènes nouveaux comme le fluage ou la corrosion. Leur action est proportionnelle au temps d'exposition.

### II-2-2-2/Approche globale pour le calcul en fatigue :

#### II-2-2-2-1/Courbes d'endurance :

La tenue en fatigue d'un matériau est habituellement quantifiée par des courbes d'endurance ou courbes de Wöhler obtenues par lissage de points expérimentaux (figure (II-19)). Elles sont établies sous chargement périodique monotone avec des éprouvettes élémentaires présentant différents accidents de forme.

Un chargement périodique monotone peut être parfaitement défini par la valeur maximale de la contrainte et son rapport  $R$  (rapport entre la contrainte minimale et la contrainte maximale).

Les résultats des essais de fatigue sont distribués de façon statistique, de sorte que l'on peut définir des courbes correspondant à des probabilités de rupture données selon la contrainte maximale et le nombre de cycles.

La répartition des durées de vie pour une contrainte maximale donnée suit une loi logarithmique normale. Au contraire, pour un nombre de cycles à rupture donné, la répartition des contraintes maximales suit une loi normale.

La dispersion des résultats d'essai est plus grande pour des durées de vie élevées.

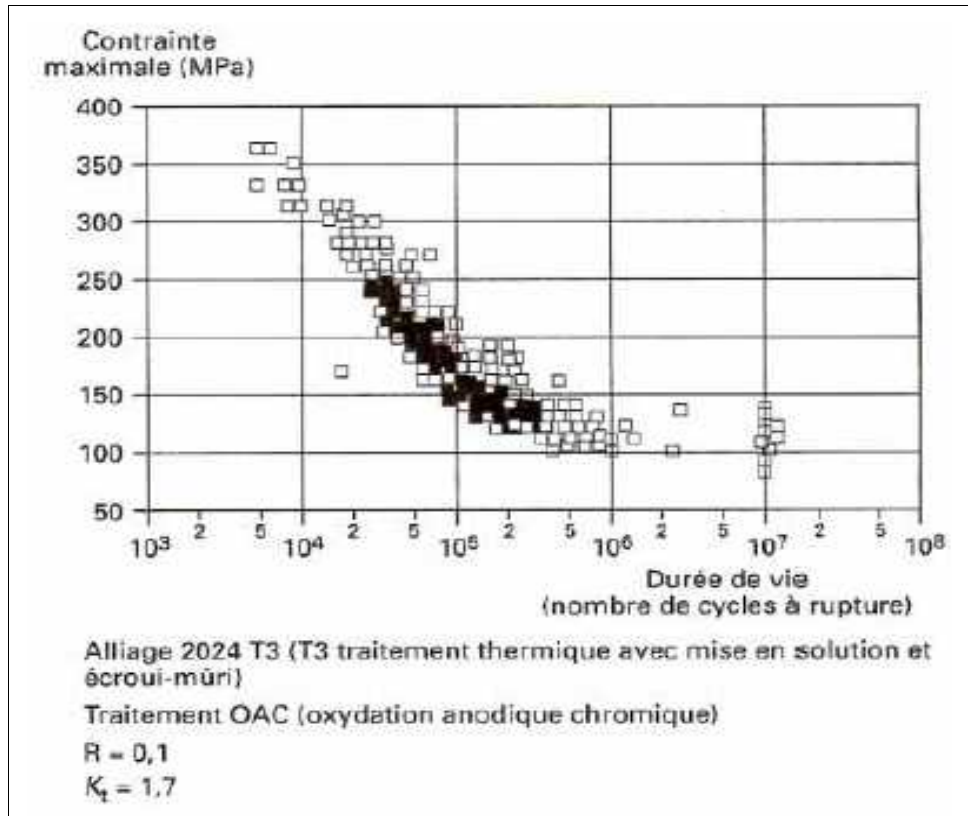


Figure (II-19) : Résultats expérimentaux d'endurance

#### II-2-2-2-2/Différents domaines d'endurance :

Nous pouvons distinguer trois domaines d'endurance (figure (II-20)) :

- le premier se caractérise par le fait que les contraintes dépassent ou avoisinent le niveau de la limite d'élasticité ; ce domaine correspond à la fatigue oligocyclique (faible nombre de cycles : inférieur à  $10^4$ ) ;
- le second traduit le domaine d'endurance limitée : la rupture qui intervient apparaît après l'application d'un nombre limité de cycles compris approximativement entre  $10^4$  et  $10^6$  ; c'est le domaine dans lequel travaillent les structures qui, pour diverses raisons, doivent avoir des masses et des volumes impérativement réduits (cas des structures aéronautiques) ;
- le troisième est le domaine d'endurance illimitée ; au-dessous d'un certain niveau de contrainte (appelé limite d'endurance) et quel que soit le nombre de cycles effectué, la structure ne rompt pas.

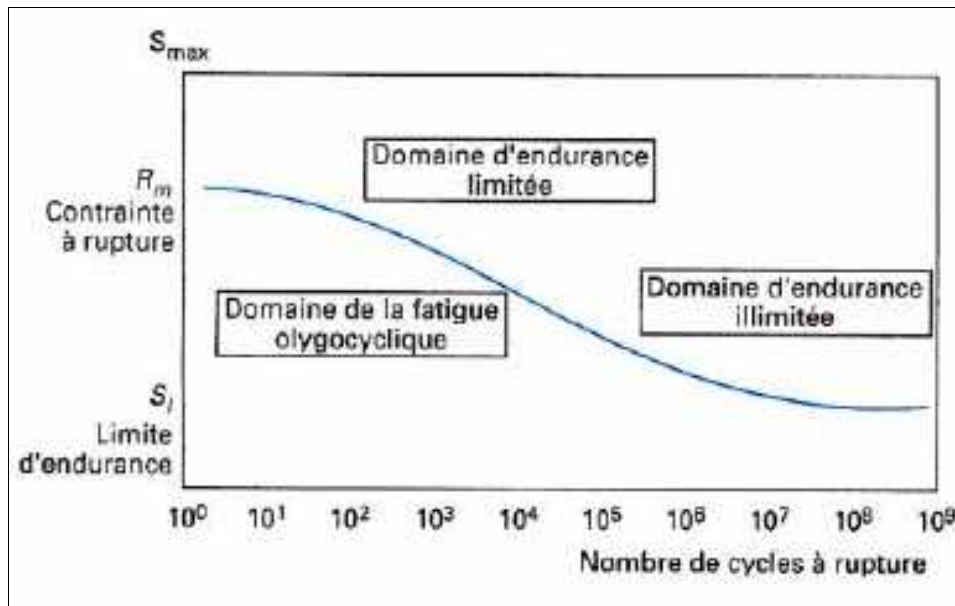


Figure (II-20) : Les trois domaines d'endurance t 2

II-2-2-3/Approche locale :

II-2-2-3-1/Calcul de la durée de vie :

Dans l'approche locale, nous exprimons la durée de vie en fatigue  $N$  à partir de paramètres locaux [27]. L'amorçage des fissures a lieu en surface dans des zones de forte concentration de contraintes (accidents de forme). Ces zones sont principalement caractérisées par :

- le coefficient  $\lambda_t$  ;
- un état local de contrainte et de déformation.

Le coefficient  $\lambda_t$  peut facilement être connu (abaques). Cependant, contrainte et déformation locales sont plus difficilement quanti- fiables (présence de plasticité due à la sur contrainte). Neuber [28] a proposé une règle simple permettant d'approximer contrainte et déformation locales à partir de la contrainte et de la déformation à l'infini ou nominale (loin de l'accident de forme) :

$$K_t^2 = K_s \cdot K_e = \frac{\sigma}{S} \times \frac{v}{e} \dots \dots \dots (II-50)$$

Avec :  $\sigma$  : contrainte locale,  
 $v$  : déformation locale,  
 $S$ : contrainte nominale,  
 $e$ : déformation nominale.

En utilisant la valeur du coefficient de sur contrainte élastique  $\lambda_t$  et le module d'élasticité  $E$  du matériau, cette relation devient :

$$\frac{\lambda_t^2 \times S^2}{v} = \sigma \times v \dots \dots \dots (II-51)$$

En appliquant cette dernière relation à la contrainte maximale  $\sigma_{max}$  et alternée  $\sigma_{alt}$ , nous obtenons :

$$\frac{\sigma_{t}^2 \times S^2_{max}}{V} = \sigma_{max} \times v_{max}, \dots\dots\dots(\text{II-52})$$

$$\frac{\sigma_{t}^2 \times S^2_{alt}}{V} = \sigma_{alt} \times v_{alt}, \dots\dots\dots(\text{II-53})$$

La loi de Ramberg Osgood apporte deux relations supplémentaires :

$$v_{max} = \frac{\sigma_{max}}{E} + \left( \frac{\sigma_{max}}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}}, \dots\dots\dots(\text{II-54})$$

$$v_{alt} = \frac{\sigma_{alt}}{E} + \left( \frac{\sigma_{alt}}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}}, \dots\dots\dots(\text{II-55})$$

$n', k'$  paramètres matériau (courbe d'érouissage cyclique).  
L'état local  $(\sigma_{max}, \sigma_{alt}, v_{max}, v_{alt})$  est parfaitement défini à partir des quatre dernières équations.

Si l'on sollicite en fatigue une éprouvette entaillée avec un niveau de charge nominal suffisant, il se crée autour de l'entaille une zone plastifiée. Cette zone est confinée par la matière environnante qui reste dans le domaine élastique.

Au cours du cycle, lorsque la contrainte nominale redevient minimale ( $S = 0$ ), la zone plastifiée atteint un état de déformation nulle. Il apparaît alors une contrainte résiduelle de compression  $\sigma_r$  (figure (II-21)).

Il est donc possible de caractériser une zone de concentration par un essai à déformation imposée.

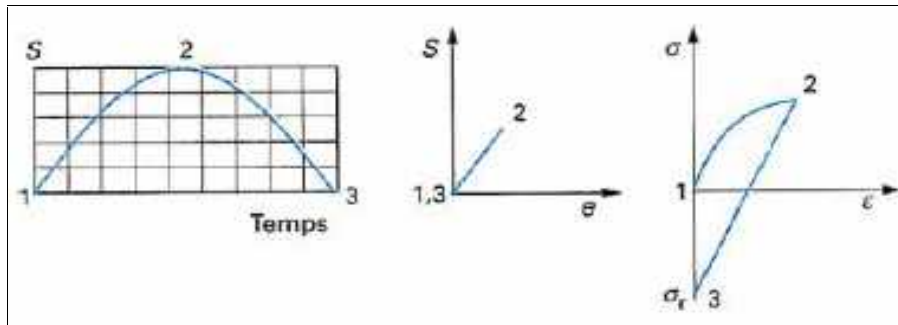
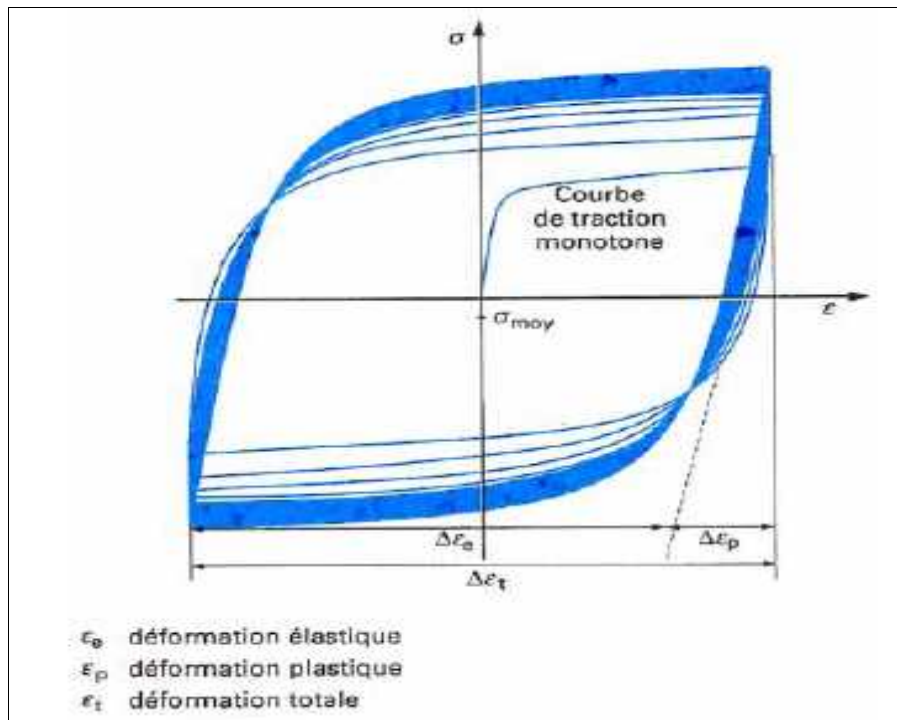


Figure (II-21) : Confinement de la zone plastifiée au niveau de l'entaille

Lors de cet essai à déformation imposée (déformation moyenne nulle), le relevé des couples  $\sigma, \epsilon$  met en évidence, après quelques cycles, une boucle d'hystérésis stabilisée (figure (II-22)).

La déformation totale imposée  $\epsilon_t$  se décompose en une partie plastique  $v_p$  et une partie élastique  $v_e$ . Le début de la montée ou de la descente en contrainte est linéaire et de pente égale au module d'élasticité. Le premier quart de cycle correspond à la courbe de traction monotone. La contrainte moyenne  $\sigma_{moy}$  est généralement différente de zéro.



**Figure (II-22) : Boucles d'hystérésis**

En outre, il est possible de définir une déformation alternée par :

$$v_{alt} = \frac{I}{2} (\max - \min), \dots \dots \dots (II-56)$$

Par analogie avec la courbe de traction monotone, la courbe de traction cyclique s'écrit :

$$\frac{\Delta v_t}{2} = \frac{\Delta \dagger}{2E} + \left( \frac{\Delta \dagger}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}}, \dots \dots \dots (II-57)$$

$$v = \frac{\dagger}{E} + \left( \frac{\dagger}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}}, \dots \dots \dots (II-58)$$

avec  $n'$  et  $K'$  : paramètres matériau correspondant à la pente et à l'ordonnée à l'origine de la courbe d'érouissage [26].



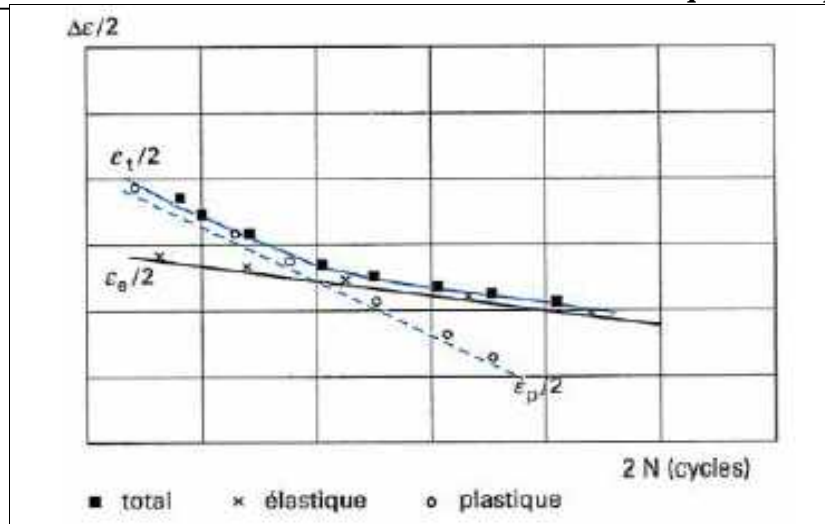


Figure (II-23) : Relation entre la déformation locale et la durée de vie

Dans le domaine des faibles déformations plastiques, il existe une relation entre la durée de vie de l'éprouvette N et la déformation élastique  $\epsilon_e$  (loi de Basquin) :

$$\frac{Uv_e}{2} = \frac{\dagger'_f}{V} (2N)^b, \dots\dots\dots (II-59)$$

avec  $\dagger'_f$  paramètre matériau (coefficient de ductilité).

De plus, dans le domaine des fortes déformations plastiques, Manson et Coffin [29] [30] donnent la relation suivante entre N et  $Uv_p$

$$\frac{Uv_p}{2} = v'_f (2N)^c, \dots\dots\dots (II-60)$$

En associant les deux dernières expressions, nous obtenons une expression liant N et la déformation totale (figure (II-23)) :

$$\frac{Uv_t}{2} = \frac{Uv_e}{2} + \frac{Uv_p}{2} = \frac{\dagger'_f}{V} (2N)^b + v'_f (2N)^c, \dots\dots\dots (II-61)$$

Cette dernière relation est valable pour  $R = -1$  ( min / max). Plusieurs auteurs ont proposé de modifier la formulation afin de prendre en compte l'effet de contrainte moyenne ( $R \neq -1$ ).

La formulation la plus simple est celle de Morrow [31] :

$$\frac{\Delta v_t}{2} = \frac{\dagger'_f - \dagger_{moy}}{E} (2N)^b + v'_f (2N)^c, \dots\dots\dots (II-62)$$

$$\dagger_{moy} = \frac{\dagger_{max} + \dagger_{min}}{2}, \dots\dots\dots (II-63)$$

II-2-2-4/La méthode de décomposition du spectre : le Rainflow

Le spectre ne peut être utilisé directement. En effet, considérons une éprouvette entaillée et appliquons « à l'infini » des cycles de contrainte  $S$  (figure (II-24)). Le relevé de la déformation locale (en fond d'entaille) et de la contrainte locale met en évidence, dans un graphe ( , ) des boucles plus ou moins étroites traduisant le phénomène d'hystérésis du matériau.

L'endommagement en fatigue est proportionnel à l'aire de ces boucles (§ II-2-2-3).

La méthode du *Rainflow* permet de faire ressortir les boucles d'hystérésis d'un spectre. Cette méthode de décomposition fait apparaître les cycles prépondérants pour l'endommagement [32] [33].

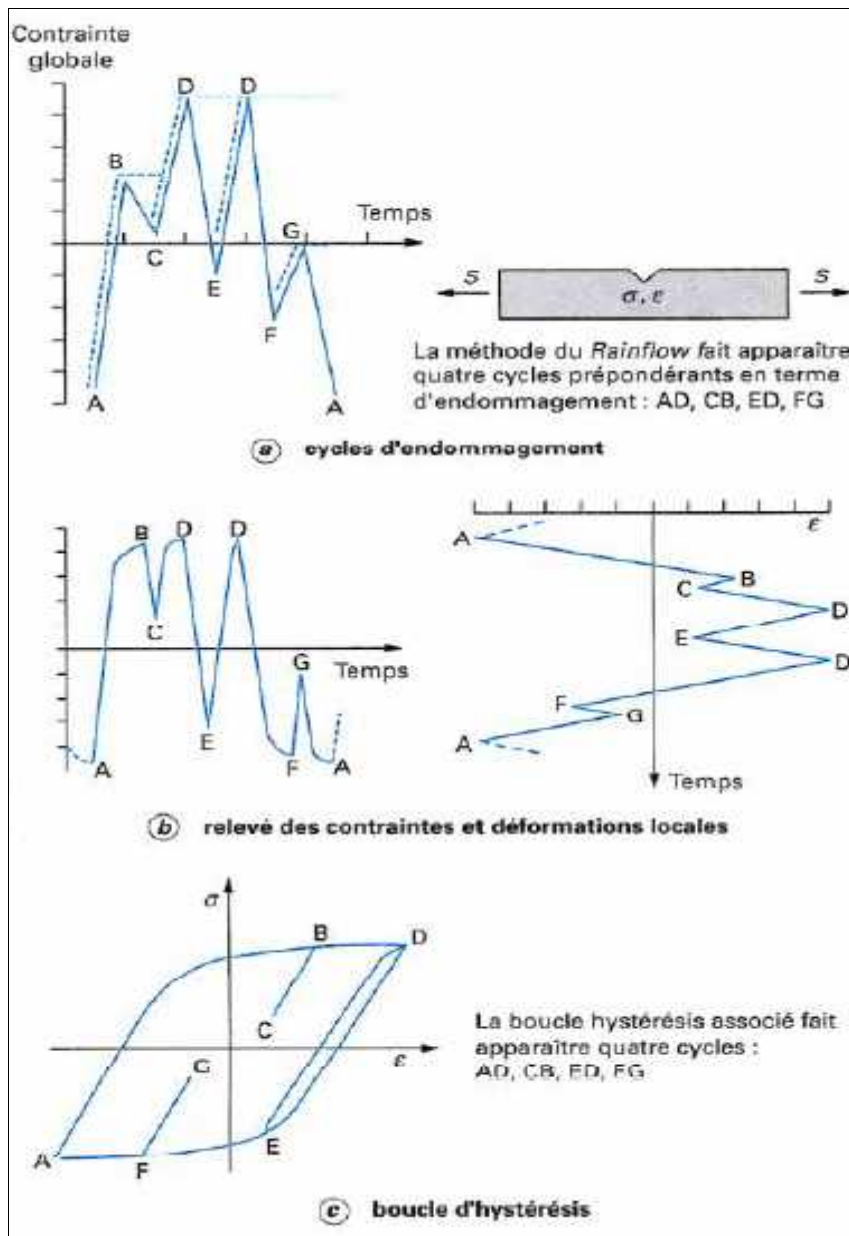


Figure (II-24) : Le Rainflow

II-2-2-5/Mise en œuvre du *Rainflow* simplifié :

La méthode la plus simple est la suivante (figure (II-25)) : nous commençons par éliminer le plus petit cycle du profil, ce qui donne un nouveau profil (un cycle sous spectre est défini par une valeur minimale et une valeur maximale : un pic bas et un pic haut).

Dans le nouveau profil obtenu, nous isolons de nouveau le plus petit cycle et ainsi de suite, jusqu'à ce qu'il ne reste que le cycle qui relie les extrêmes. C'est le cycle majeur qui traduit généralement l'effet « sol-air-sol ».

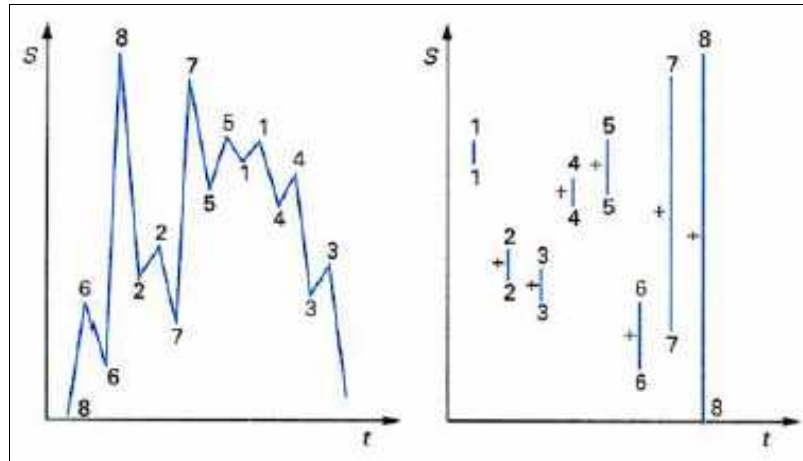


Figure (II-25) : Mise en œuvre du *Rainflow*

Le terme *Rainflow* provient de la méthode de décomposition qui s'apparente au parcours d'une goutte d'eau sur un toit en pente. Le nombre total de cycles du spectre est inchangé.

II-2-2-6/Utilisation d'une modélisation simplifiée des courbes de Wöhler :

La méthode du Rainflow nous permet de définir les cycles significatifs pour l'endommagement. Nous devons maintenant calculer l'endommagement correspondant. Ce calcul repose sur une modélisation simplifiée des courbes de Wöhler.

Lorsque nous représentons des courbes de Wöhler pour différents rapports R dans un diagramme bilogarithmique, nous constatons que les courbes forment quasiment un réseau de droites parallèles de pente (-1/P) pour des durées de vie comprises entre 10<sup>4</sup> et 10<sup>6</sup> cycles (figure (II-26)). Si nous considérons un couple de points (N<sub>1</sub>, S<sub>2</sub>) et (N<sub>2</sub>, S<sub>2</sub>) porté par la même droite, nous pouvons écrire :

$$\left(\frac{S_1}{S_2}\right)^P = \frac{N_1}{N_2} \dots\dots\dots(II-64)$$

Un point particulier sert de référence : ce point est défini sur la courbe R = 0,1 et correspond à une durée de vie moyenne de 10<sup>5</sup> cycles. Une fonction f(R) peut ainsi relier S max (R = 0,1) et Smax (R) (figure (II-27)) :

$$S_{max} = \frac{S_{max}(R = 0,1)}{f(R)} \dots\dots\dots(II-65)$$

Avec  $f(R) = 1,065 - 0,65 R$  si  $-1 < R < 0,5$ ,  
 $f(R) = 1,48 - 1,48 R$  si  $0,5 < R < 1$ .

$$N = 10^5 \left( \frac{S_{max}(R=0,1)}{S_{max}(R) f(R)} \right)^P, \dots\dots\dots (II-66)$$

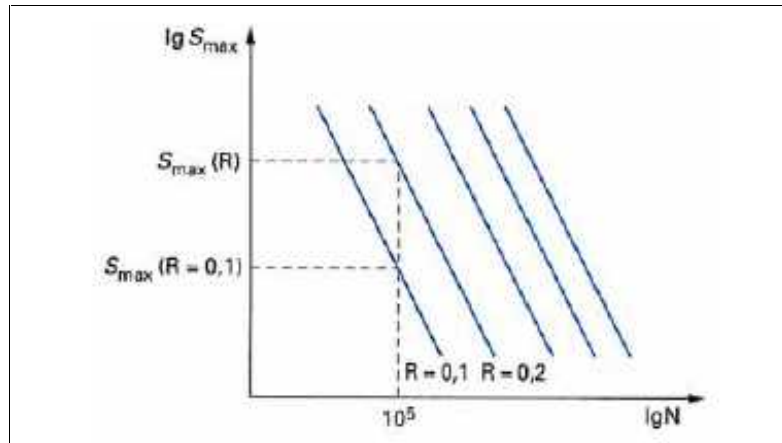


Figure (II-26) : Modélisation simplifiée des courbes d'endurance

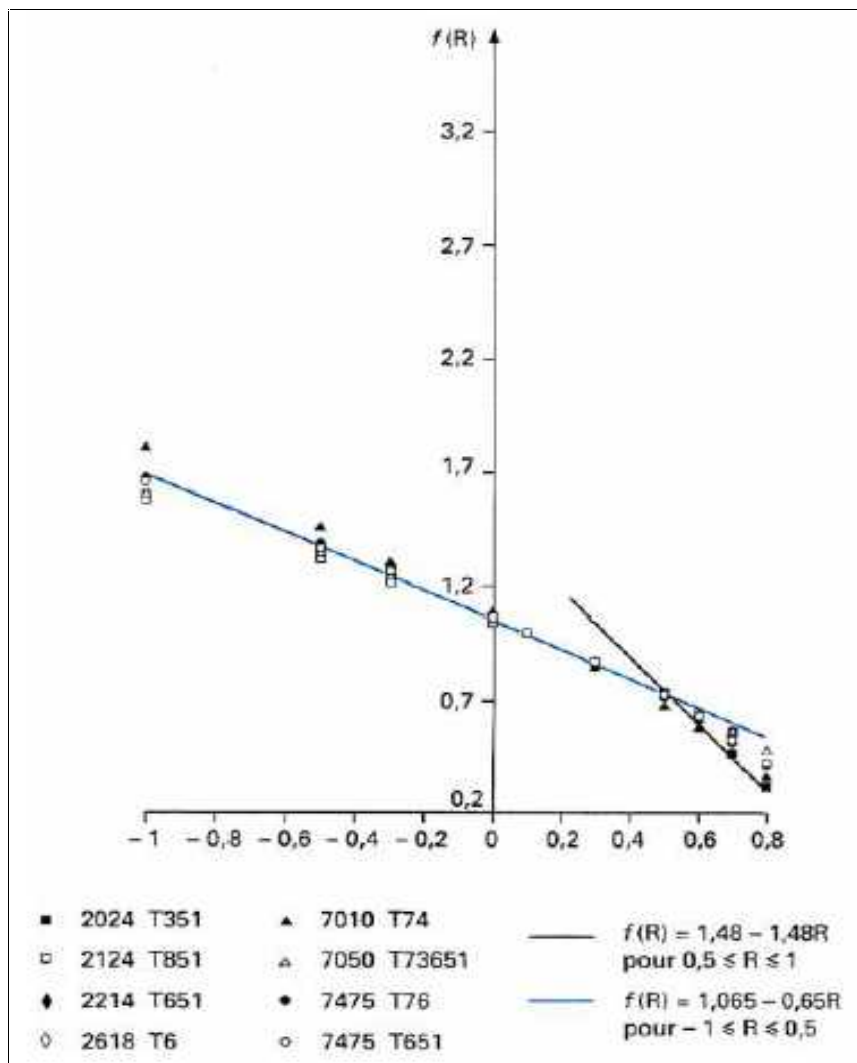


Figure (II-27) : Rapport  $S_{max}(R = 0,1) / S_{max}(R)$

L'endommagement s'écrit :

$$\frac{I}{N} = 10^{-5} \left( \frac{S_{\max}(R) \cdot f(R)}{S_{\max}(R=0,1)} \right)^p, \dots \dots \dots (\text{II-67})$$

Le calcul en fatigue ne nécessite donc que la connaissance d'un point étalon, en particulier  $S_{\max}$  ( $R = 0,1$ ). Pour les alliages légers, la valeur de  $p$  est très proche de 4,5.

La durée de vie de  $10^5$  cycles a été choisie parce qu'elle est proche des objectifs de vie des différents avions. De plus, elle constitue une valeur moyenne des durées de vie correspondant au domaine de la fatigue à endurance limitée.

Le rapport  $R$  de référence est égal à 0,1 pour les raisons suivantes :

- il est représentatif des chargements avion : la fatigue du fuselage due à la pression cabine est à  $R$  égal à 0, et la majeure partie de l'endommagement de l'intrados de voilure, celle du cycle sol-air-sol, présente un rapport  $R$  voisin de 0 ;
- pour faciliter les essais, on évite de descendre à charge nulle pour ne pas avoir à utiliser des montages sans jeu, et l'on préfère s'arrêter à 10 % de la charge maximale.

Pour ces deux raisons, on fait depuis longtemps les évaluations en fatigue des matériaux et des technologies à ( $R = 0,1$ ) (beaucoup de données sont donc disponibles pour ce rapport  $R$ ).

Le domaine de validité du modèle est limité aux gammes de durées de vie comprises entre  $10^4$  et  $10^6$  cycles. Il n'est donc pas adapté au calcul de fatigue oligocyclique (ne concerne pas a priori les structures aéronautiques civiles).

La linéarisation des courbes de Wöhler supprime la notion de limite d'endurance. Il est souvent admis que, sous spectre, les petits cycles engendrent un endommagement non négligeable.

La fonction de passage de la courbe ( $R = 0,1$ ) à une courbe  $R$  quelconque a été établie à partir de données expérimentales sur différents alliages.

**III-1/ Introduction :**

Ce chapitre est consacré à la caractérisation de la microstructure de l'AA6056 à l'état laminé développé par la société Pechiney [34] pour deux traitements thermiques : AR qui correspond à l'état à réception et HT qui correspond à un traitement thermique, appliqué à partir de l'état AR, mis au point pour étudier l'influence de l'écrouissage sur les modes de rupture. Le matériau se présente sous forme de tôles laminées dont les directions principales sont appelées dans la suite, L le sens de laminage, T le sens perpendiculaire à la direction de laminage et S le sens travers court (i.e. : l'épaisseur). Les différentes échelles d'observation sont obtenues par microscopie optique (MO), microscopie électronique à balayage (MEB) et par microscopie électronique en transmission (MET).

**III-2/Les états AR et HT de l'AA6056 :****III-2-1/AR : gamme de fabrication :**

Les différentes étapes de fabrication des matériaux laminés ont été décrites dans le ouvrage [35]. Dans le cas présent, le matériau est coulé en lingot puis laminé.

Le traitement thermique permet de modifier ses caractéristiques mécaniques (dureté, ductilité) tout en maintenant une ténacité satisfaisante, en agissant sur la microstructure : la taille de grain, la taille et la composition des précipités. La gamme générale de fabrication du matériau est la suivante :

- Coulée verticale semi-continue en plateaux (épaisseur environ 300 mm)
- Réchauffage avant laminage (autour de 500°C), homogénéisation
- Laminage à chaud jusqu'à 6 mm
- Mise en solution T >500°C
- Trempe à l'eau
- Traction contrôlée
- Laminage à froid pour obtenir des épaisseurs inférieures à 6 mm
- Revenu T7 de durcissement structural et de désensibilisation à la corrosion inter cristalline.

Le matériau AR correspond à un traitement du type mis en solution trempe revenue (T751) légèrement différent du matériau T78, Le matériau possède une très bonne résistance à la corrosion et n'a donc pas besoin de placage.

**III-2-2/HT : fabrication et mise au point du traitement thermique :**

Plusieurs traitements thermiques ont été examinés à partir du matériau AR. Le but est de comprendre pourquoi dans certains cas, et comme la bibliographie le montre, la rupture est le plus souvent en biseau et dans d'autres cas la rupture est à plat. Le matériau AR présente, le plus souvent, une rupture en biseau. Cependant, T. Pardoën [36] obtient sur un matériau de type 6082 avec un traitement thermique de type T0 (recuit), une rupture le plus souvent à plat. Il semble donc possible d'obtenir les deux modes de rupture (à plat et en biseau) sur les alliages d'aluminium : en biseau pour les alliages durcis par précipitation et à plat pour les alliages très doux présentant une bonne capacité d'écrouissage (6082 traité T0).

Un traitement thermique permettant de passer d'un type à l'autre, sur un même alliage, ici le 6056, a été défini. En partant de l'état AR, l'objectif est donc de garder les phases potentiellement endommageant (ici les phases au fer, voire les dispersoïdes et précipités solubles de taille similaire) constantes,

Pour le matériau traité : entre les géométries sévèrement entaillées et les autres (effet du taux de triaxialité des contraintes) en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette.

Pour ce faire, une géométrie "moyennement entaillée" a été choisie. Par ailleurs cette géométrie est proche de celle utilisée par T. Pardoën [36] et pour le traitement thermique AR, le mode de rupture est en biseau.

Divers traitements thermiques ont été testés, des éprouvettes traitées avant les essais mécaniques. Le traitement a été considéré comme valide dès l'obtention d'une rupture à plat.

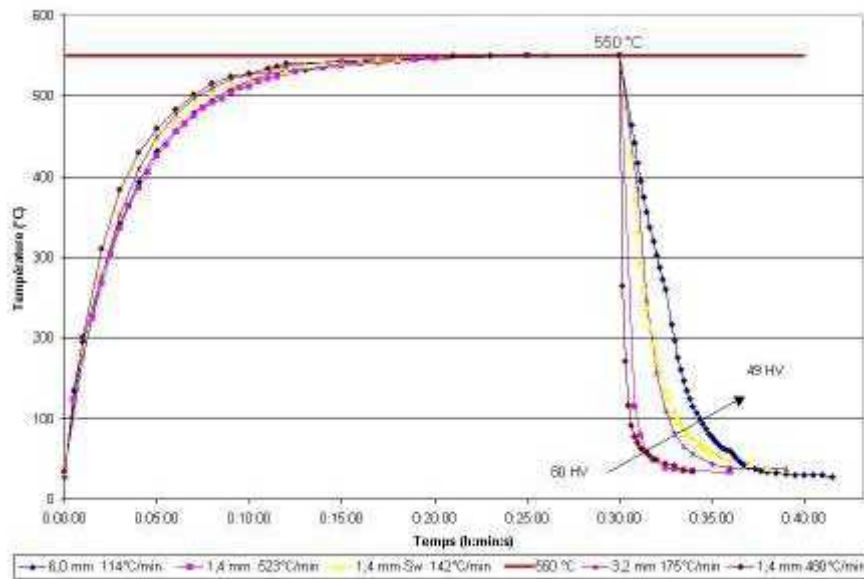
Le matériau AR a, tout d'abord, été sur-revenu pendant 20h à 250°C de façon à réduire la dureté. Ce traitement a ramené la dureté de 115 à 75 HV<sub>10</sub>. Néanmoins, l'essai de traction (à 20°C) a montré une surface de rupture en biseau. Il en va de même pour le traitement thermique du type T4 dont la dureté est de 100 HV<sub>10</sub> (mise en solution, trempe et vieillissement naturel) qui a également montré une rupture en biseau. Les trois traitements thermiques décrits (AR, sur-revenu 20h et T4), ont des valeurs de dureté assez élevées par rapport à celle de la solution solide homogène.

Un traitement de type recuit semblerait donc judicieux. Les conditions choisies sont : 30 minutes à 550°C refroidi à l'air. Les éprouvettes sont préalablement usinées et enfournées à four chaud. Les éprouvettes restent 30 minutes dans le four puis elles sont retirées pour être posées sur la table et refroidies sous air calme. L'essai mécanique sur l'éprouvette de traction EU05 de 6 mm d'épaisseur a montré une surface de rupture plate.

Ces conditions sont donc validées indépendamment de l'état de précipitation, puisque l'objectif était d'avoir une rupture à plat. Cela étant rempli, le traitement thermique est appliqué sur toutes les épaisseurs et l'analyse de la précipitation est détaillée plus loin dans ce chapitre.

Afin de connaître l'histoire thermique de ces éprouvettes et de justifier le mode de refroidissement différent appliqué aux éprouvettes d'épaisseur 1.4 mm, une série de traitements thermiques a été menée en instrumentant les éprouvettes à l'aide de thermocouples chromel-alumel (diamètre des fils 250 µm), soudés par point sur la surface supérieure de l'éprouvette. Pour l'éprouvette de 1.4 mm, il a fallu trouver un compromis entre la tenue du thermocouple et la géométrie du sandwich. Une perforation de la plaque supérieure a permis de faire passer les fils du thermocouple et un ciment a consolidé l'ensemble. Les courbes d'évolution de la température, obtenues par cette méthode sont très reproductibles. Elles sont données sur la figure (1) qui représente la température mesurée pour les épaisseurs 1.4 (doublée), 3.2 et 6.0 mm refroidies à l'air et l'épaisseur de 1.4 mm refroidie en sandwich. Elles montrent que la température de 550°C est effectivement atteinte en 20 minutes et est maintenue pendant 10 minutes. D'après les travaux de Myrth et Grong [37], le temps nécessaire pour dissoudre toutes les phases durcissantes est de quelques secondes. Les 10 minutes de maintien sont alors largement suffisantes à cette température. Le tableau (III-1) récapitule les conditions et les duretés des courbes de la figure (III-1), la légende du graphique donne également les vitesses de refroidissement (pente de la droite qui commence à partir de la 30<sup>ème</sup> minute).

Une fois refroidies, les éprouvettes de 1.4 mm d'épaisseur ont une dureté de 60 HV<sub>10</sub> contre environ 50 HV<sub>10</sub> pour les autres épaisseurs. Or une trempe (lente) à l'air sur une éprouvette de 1.4 mm d'épaisseur revient à un refroidissement plus rapide que sur une éprouvette de 6 mm ou même de 3.2 mm comme le montre la courbe (III-1). Pour les épaisseurs 3.2 et 6.0 mm, la séquence de formation des précipités ( et/ou Q) a, sans doute, le temps de se produire jusqu'au bout puisque la vitesse de refroidissement est suffisamment lente. La solution pour remédier à la dureté trop élevée de l'épaisseur de 1.4 mm est donc de mettre les éprouvettes de cette épaisseur en sandwich entre deux autres plaques de 6056 de 1.4 mm d'épaisseur. Ceci revient à traiter une épaisseur de 4.2 mm. La dureté revient alors à des valeurs comparables à celle des éprouvettes des autres épaisseurs. La dureté est donc tolérante à une gamme de refroidissement de 114 à 175°C/min, ce qui permet de garder la procédure de refroidissement à l'air calme relativement simple.



**Figure (III-1): Évolution de la température de l'échantillon (mesurée par thermocouple) pendant le traitement de recuit.**

Épaisseur (mm)	Condition	Vitesse de refroidissement (°C/min)	Dureté (HV <sub>10</sub> )
6,0	Air	114	49
3,2	Air	175	52
1,4	Sandwich	142	52
1,4	Air	523	75

**Tableau (III-1): Récapitulatif des épaisseurs et conditions**

Le constat est simple : plus l'épaisseur augmente, plus les vitesses de refroidissement diminuent, passant d'en moyenne 500°C/min pour 1.4 mm refroidi à l'air directement, à 175°C/min pour 3.2 mm et 142°C/min pour 1.4 mm en sandwich et à 114°C/min pour 6.0 mm d'épaisseur. Dans le même temps, plus les vitesses de refroidissement diminuent, plus la dureté diminue, passant de 75HV<sub>10</sub> pour 1.4 mm, à 52HV<sub>10</sub> pour 3.2 mm et 1.4 mm en sandwich, à 49HV<sub>10</sub> pour 6.0 mm d'épaisseur. Les courbes montrent que l'épaisseur de 1.4 mm refroidie en sandwich est équivalente en termes de refroidissement et dureté à l'épaisseur de 3.2 mm. Ces résultats seront confirmés par les essais mécaniques.

Pour conclure sur ce premier point, les deux traitements thermiques du matériau 6056 laminé ont donc été explicités. Le traitement AR correspond à un T751 et le traitement HT à un traitement, réalisé à partir du AR, de 30 minutes à 550°C puis refroidi à l'air sauf pour l'épaisseur de 1.4 mm qui est refroidie en sandwich.

### III-3/Analyse chimique de l'AA6056

La composition nominale du 6056 est détaillée dans le tableau (III-2).

	Al	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Zr
AA6056	base	0,7-1,3	0,6-1,2	0,5-1,1	0,4-1,0	<0,5	0,1-0,7	0,07-0,20

Afin de connaître plus précisément la composition du matériau, une micro-analyse X à la sonde de Castaing a été réalisée. La micro-analyse X permet de faire une analyse chimique qualitative et



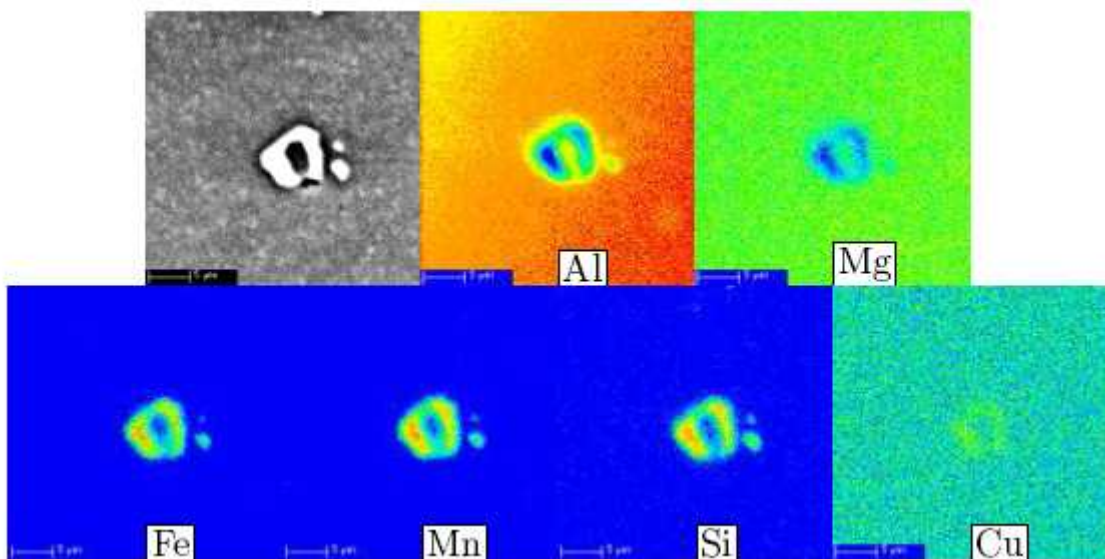
quantitative d'un matériau et met en oeuvre la spectrométrie des rayons X en dispersion d'énergie et en sélection de longueur d'onde. L'échantillon est bombardé par un faisceau d'électrons et réémet des rayons X de longueur d'onde propre à chacun des éléments chimiques constitutifs du matériau. Ces rayons X sont alors sélectionnés par un cristal monochromateur. Si le positionnement du cristal analyseur est tel que le rayonnement X émis par l'échantillon vérifie la loi de Bragg,

$$2d\sin \theta = n \dots\dots\dots(III-1)$$

Alors il est réfléchi sur un compteur puis dirigé sur la fenêtre d'entrée du détecteur et son intensité est mesurée dans la chaîne de comptage. Le tableau (III-3) présente une composition moyenne du matériau après une micro analyse X (moyenne de 10 zones de 50µm par 50µm d'analyse). Le résultat obtenu entre bien dans les spécifications du matériau 6056 à l'exception du Zirconium sur lequel l'erreur de mesure est forte (voir tableau III-2).

	Al	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Zr
AA6056 (%masse)	base	0,76	0,82	0,66	0,46	0,03	0,20	0,01

**Tableau (III-3): Composition moyenne obtenue par micro-analyse X**



**Figure (III-2): Cartographies qualitatives obtenues par analyse X pour les principaux éléments de l'alliage (plus la couleur claire plus l'élément indiqué est présent).**

Les phases grossières ont été caractérisées par la cartographie X des différents éléments (Fe, Mn et Si) observables dans ces phases. Ces précipités sont du type Al (Fe,Mn)Si et sont décrits dans [34].

**III-4/ Suivi du vieillissement par des essais de dureté :**

**III-4-1 /Dureté sur AR et sur HT :**

Le traitement thermique permet de modifier la dureté du matériau. La dureté caractérise la résistance à la déformation et permet une classification des matériaux ainsi qu'une estimation de la limite d'élasticité, pour situer notamment les propriétés des états AR et HT par rapport à l'ensemble du traitement thermique classiquement subi par le 6056. L'essai de dureté est réalisé par indentation d'un pénétrateur Vickers avec une charge de 10 kg. La dureté est mesurée pour les traitements

thermiques AR et HT dans les plans T - S, L - T et L - S. Dans le tableau (III-4), il y a cinq points de mesure par valeur obtenue dans chaque plan de prélèvement de la tôle. La dispersion des mesures est de  $\pm 5$  HV<sub>10</sub>. Les valeurs reportées dans le tableau (III-4) correspondent à la moyenne des valeurs mesurées.

Plan	T-S	L-T	L-S
Dureté moyenne (HV <sub>10</sub> )	113	116	116

**Tableau (III-4): Dureté moyenne des différents plans de la tôle de 6 mm AR**

La dureté est isotrope puisqu'elle est identique dans les trois plans de mesure et une filiation a montré l'homogénéité de la dureté dans l'épaisseur. Le matériau AR possède une dureté moyenne de  $115 \pm 5$  HV<sub>10</sub>.

Les valeurs obtenues peuvent être comparées à d'autres traitements thermiques. Par exemple, le T4 donne une dureté de 103 HV<sub>10</sub>. Le T78 donne une dureté de 135 HV<sub>10</sub> et le pic de dureté de ce traitement se situe à 140 HV<sub>10</sub>. Le traitement T78 se situe juste après le pic de durcissement comme le matériau AR. Le traitement thermique subi par le matériau AR n'est pas le T78 mais T7. Pour le traitement thermique HT, les mesures de dureté ont été réalisées lors de la validation du traitement thermique dans le plan L - S. Elle est égale en moyenne à 50 HV<sub>10</sub>.

### III-5/Caractérisation microstructurale par MO et MEB :

Cette section est consacrée à l'observation du matériau par MO (microscope optique) avant et après attaque chimique suivant les plans L - S, L - T et T - S. La taille et la morphologie des grains et des phases grossières seront étudiées.

#### II-5-1/ Structure granulaire :

Les échantillons de AR et HT ont été polis avec du papier 1200 puis à la pâte diamantée jusqu'au grade 1  $\mu\text{m}$ . Une attaque chimique à l'acide fluorhydrique a été réalisée.

Plusieurs autres types d'attaques sont possibles (Attaque Keller ou réactif de Fleck).

La composition [38] de celle utilisée ici est donnée ci-après :

Solution générale:

50 ml de réactif de Poulton

25 ml de HNO<sub>3</sub> (concentré)

40 ml de solution d'acide chromique à 3 g par 10 ml d' H<sub>2</sub> O

Réactif de Poulton :

12 ml de HCl (concentré)

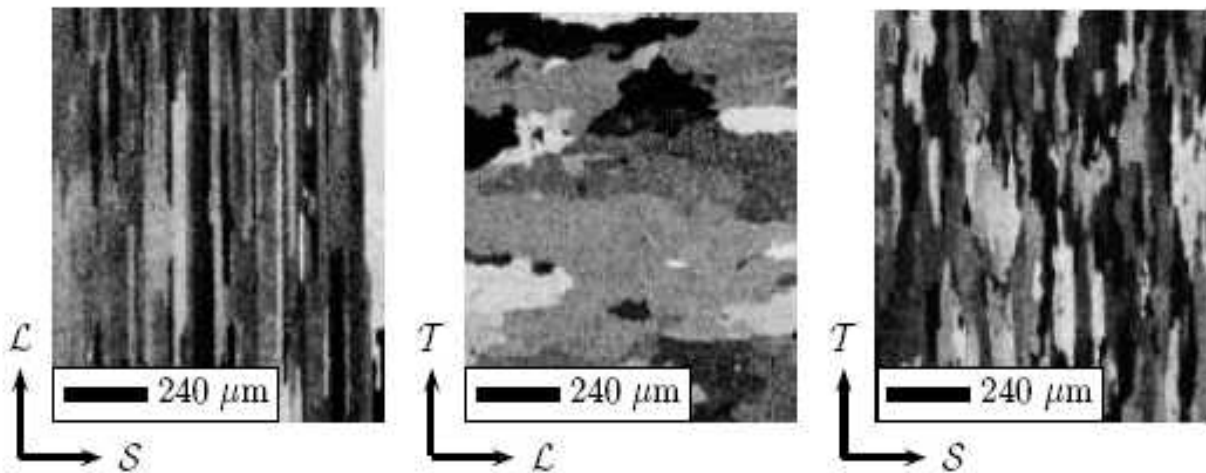
6 ml de HNO<sub>3</sub>

1 ml de HF (48%)

1 ml de H<sub>2</sub> O

Les échantillons sont plongés 20 secondes dans la solution. Des micrographies sont présentées dans la figure (III-3). Dans le plan L - T, les grains ont une taille moyenne quasi demi-millimétrique. Il y a quelques petits grains situés à l'intersection des plus grandes qui indiquent un état légèrement recristallisé. Comme le montre la figure (III-3), le rapport de forme des grains dans les trois plans de prélèvement de la tôle est équivalent à 18 pour L/S, à 3 pour L/T et à 6 pour T /S. Les grains ont une taille moyenne de 720x240x40  $\mu\text{m}$  (L par T par S) et sont aplatis. La taille des

grains du matériau HT n'est pas modifiée par le traitement thermique de recuit. Elle est identique à celle observée sur le matériau AR.

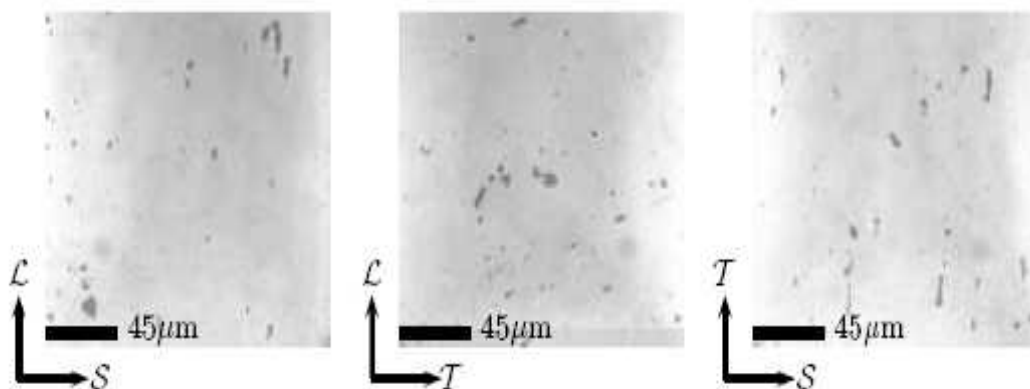


**Figure (III-3): Micrographies du traitement thermique AR obtenues, après attaque, par MO.**

Les échantillons ont également été observés sans attaque chimique afin d'avoir plus d'informations sur les secondes phases en présence. Les résultats sont reportés dans la section ci-dessous.

### III-5-2/ Analyse des précipités :

Les échantillons sont observés sans attaque chimique après polissage. Les précipités sont représentés par les phases en gris foncé sur la figure (III-4).

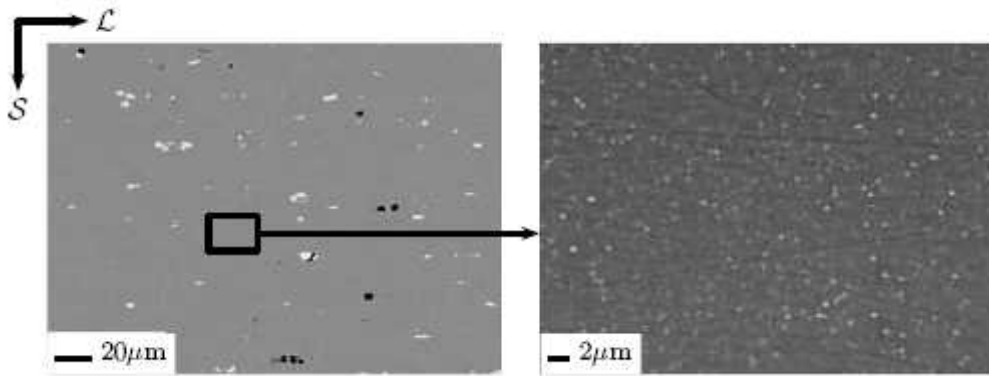


**Figure (III-4): Micrographies, obtenues par MO, des précipités selon les trois plans de prélèvement.**

Les trois coupes de la figure 1.4 ne sont pas très différentes. Cependant, un léger allongement des précipités est remarqué dans le plan T - S. Ce point marque l'aplatissement lié au laminage dans le plan de la tôle.

Par ailleurs une analyse par MEB a été réalisée. Cette méthode a permis de mettre en évidence, par contraste de couleurs, les porosités. F. Bron [39] a montré, grâce à la tomographie X, qu'il existe des cavités et que celles-ci ne sont pas le résultat du polissage.

Le résultat obtenu sur la figure (III-5) peut être comparé avec celui obtenu précédemment sur la figure (III-4).



**Figure (III-5): Microstructure du matériau AR dans le plan L - S (MEB) : Al (Fe,Mn)Si (15  $\mu\text{m}$ ), dispersoïdes (200 nm). Les précipités sont en blanc, les porosités sont en noir et la matrice est en gris.**

Les observations faites montrent que le matériau contient plusieurs types d'hétérogénéités :

- Des précipités allongés dans la direction de laminage dont la taille moyenne est égale à 10  $\mu\text{m}$  (figure III-5a) qui sembleraient être les Al (Fe,Mn)Si analysés par avant et déjà observés dans [34].
- Des précipités appelés dispersoïdes répartis de façon homogène d'une taille moyenne 200 nm.
- Des porosités qui apparaissent en noir sur la figure (III-5a).

Une analyse d'images a été réalisée sur 10 micrographies MEB à différents grossissements : x250 (figure 1.5-a) pour les phases grossières Al (Fe,Mn)Si et pour les porosités et x2000 (figure (III-5b)) pour les dispersoïdes. Le tableau (III-5) donne les résultats obtenus pour les précipités, les dispersoïdes et les porosités. Au total, le pourcentage d'éléments microstructuraux (précipités, dispersoïdes et porosités) pouvant intervenir dans la germination des cavités est de 1.65% surfacique.

e(mm)	Précipités	Dispersoïdes	Porosités
L-S (%)	0,49	0,90	0,29

**Tableau (III-5): Fraction volumique des hétérogénéités présentes dans le matériau AR.**

Avec les techniques présentées ci-dessus, les deux traitements thermiques étudiés AR et HT, sont équivalents en termes de taille de grains et de précipités, de fraction volumique de précipités et de fraction volumique de porosités mais pas en termes de dureté. La seule différence de microstructure observée, associée à la dureté, est décrite ci-après.

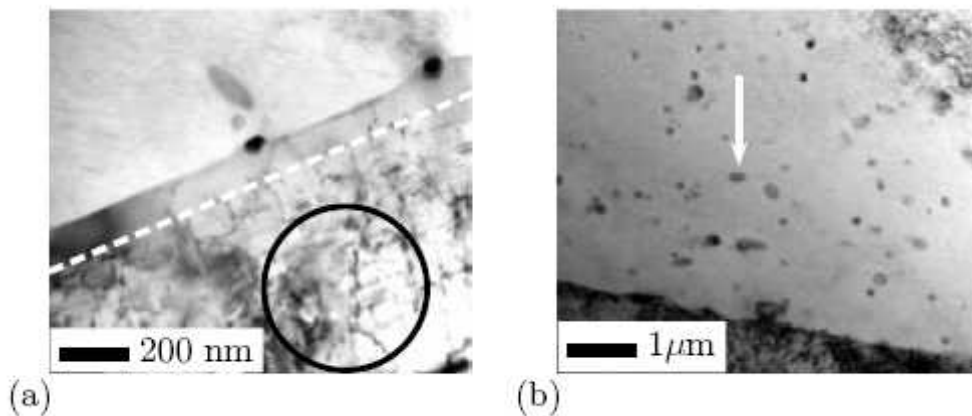
### III-6/ Caractérisation des phases plus fines par MET :

Ces carottes sont en suite découpées à la microtrancheuse suivant des lames de 150 à 200  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. Ces lames sont ramenées à 120  $\mu\text{m}$  par polissage manuel au papier abrasif à grain de plus en plus fin. Un polissage électrochimique est réalisé à l'aide d'un amincisseur électrolytique par jet de type Tenupol a  $-30^{\circ}\text{C}$ . Les observations au MET ont été réalisées en imagerie conventionnelle en champ clair, en champ sombre et en diffraction des électrons en sélection d'aire avec un porte objet à double inclinaison.

Les figures (III-6) et (III-7) montrent les différents types de précipités observés dans les deux matériaux dans de bonnes conditions à cette échelle.

Sur la figure (III-6), plusieurs types de précipités sont observables. Les dispersoïdes (fléchés sur la figure (III-6) mesurent en moyenne 200 nm et sont de forme polygonale.

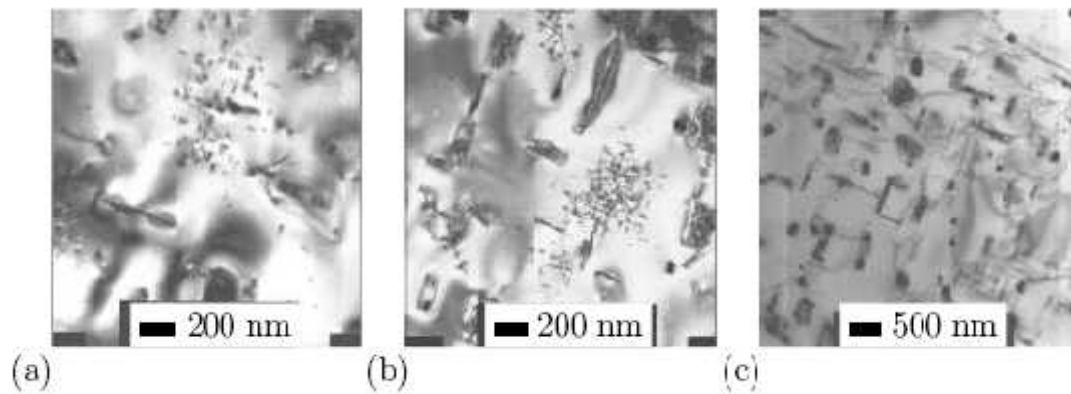
Des précipités se sont également formés aux joints de grains. Ils mesurent entre 50 et 100 nm. Des précipités en forme d'aiguilles sont orientés dans les directions  $\langle 100 \rangle$  du réseau cristallin et mesurent  $10 \times 10 \times 100$  nm (cercle fig. (III-6a)). Ces derniers n'ont pas été analysés chimiquement mais ils pourraient être d'après leurs caractéristiques de la  $\beta''$ /Q. Il y a aussi une zone dénudée de précipités (PFZ) qui mesure entre 50 et 100 nm.



**Figure (III-6):** Micrographies obtenues par MET pour le matériau AR (axe de zone  $\langle 100 \rangle$ CFC). La PFZ est indiquée par la ligne pointillée et les dispersoïdes par la flèche.

Sur la figure (III-7), diverses familles de précipités sont reconnaissables sur le matériau HT. Une population, de l'ordre de 100 nm de diamètre, qui est très probablement (en l'absence de microanalyse, non disponible sur ce microscope) la famille des dispersoïdes, déjà présente dans le matériau AR et non modifiée par le traitement thermique est observée. Cependant, la taille apparente de ces particules est plus élevée sur le matériau AR du fait de la présence d'une phase accolée (probablement dissoute lors du traitement thermique HT). Le faible nombre de particules analysées ne permet cependant pas de conclure sur ce point. En plus des dispersoïdes, d'autres précipités de taille équivalente sont observés, ils possèdent une partie parallélépipédique et une partie sphérique. Ces derniers pourraient être des précipités de phases  $\beta''$  ou de phase  $\beta'$  ou bien à la structure biphasée QP/QC.

Des précipités en forme de bâtonnets, également orientés dans les directions  $\langle 100 \rangle$  du réseau cristallin mesurent  $5 \times 5 \times 25$  nm. Ces derniers se sont formés avec ce qui restait d'éléments d'alliage en solution à la fin du refroidissement. Ces précipités semblent être, dans la séquence de précipitation, les  $\beta''$  ou Q dans un état moins avancé que ceux du matériau AR étant donné leur taille plus petite. Cela est probablement dû à la quantité d'éléments d'alliage restante pour continuer la transformation. La faible dureté du matériau est alors associée à leur faible taille et leur faible nombre.



**Figure (III-7):** Micrographies obtenues par MET pour le matériau HT (axe de zone  $\langle 100 \rangle$  CFC)

Le tableau (III-6) récapitule les différents types de précipités observables au MET, notamment : les dispersoïdes, les autres précipités de taille équivalente et les bâtonnets ou aiguilles.

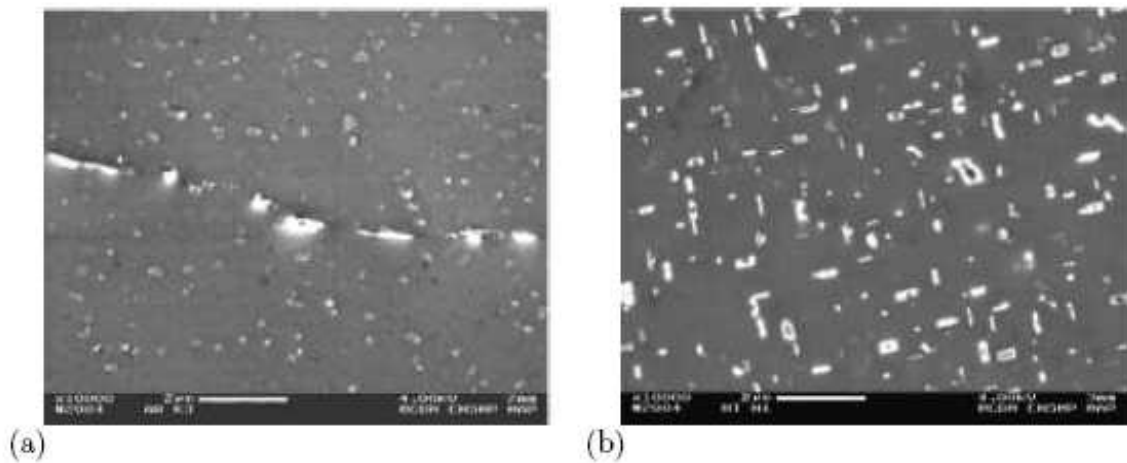
phases / taille	dispersoïdes	autres précipités de taille comparable à celle des dispersoïdes	bâtonnets aiguilles $\langle 100 \rangle$
AR	polygones 200 nm dispersoïdes + phase accolée	aux joints de grains 100 nm	répartition homogène 10x10x100 nm
HT	sphères 100 nm	pavés biphasés 100 nm	petits amas 5x5x25 nm

**Tableau (III-6):** Tableau récapitulatif des précipités observables au MET

Afin d'avoir un peu plus de détails sur ces précipités et à l'aide des informations morphologiques et cristallographiques obtenues au MET, les lames minces ont ensuite été observées au MEB équipé d'un canon à émission de champ (Zeiss DSM 982 Gemini, canon de type Shottky) et des microanalyses chimiques ont été réalisées par spectrométrie en dispersion d'énergie. Les résultats sont exposés ci-après.

### III-7/ Analyse des lames minces par EDX au MEB :

L'attaque utilisée pour préparer les lames minces est très efficace pour révéler les précipités. Néanmoins, les micrographies obtenues ne peuvent être l'objet d'une analyse d'images dans la mesure où une certaine épaisseur de matrice a été enlevée laissant apparaître des précipités qui ne seraient pas apparus par un simple polissage. La figure (III-8) montre deux micrographies au même grandissement du matériau AR à gauche avec un joint de grains et HT à droite.



**Figure (III-8): Micrographies obtenues par MEB (Gemini), (a) AR et (b) HT**

L'analyse réalisée ici est semi-quantitative car il n'y a pas de témoin et les corrections en numéro atomique, absorption et fluorescence sont celles appliquées sur matériau massif, même en bord de lame. La composition chimique de ces précipités pour les deux matériaux

AR et HT est reportée dans le tableau (III-7) qui donne les principaux types de précipités analysés.

Tous les précipités identifiés ici contiennent du Si, du Mg et de Cu en plus ou moins petite quantité. Dans les deux matériaux, les précipités qui contiennent du Mn sont par définition des dispersoïdes. Dans le matériau AR, les précipités contiennent tous principalement, des éléments d'alliage du type Si, Mg, Cu et Mn. Les proportions sont différentes lorsque le précipité est analysé en bord de lame (BL) car la quantité de matrice analysée est plus faible.

Type	Al	Si	Mg	Cu	Mn
AR-Précipités (200 nm)	72.57	7.39	1.41	11.62	7.48
AR-Précipités (200 nm)	74.10	7.40	0.53	9.53	7.73
AR-Précipités (200 nm)	77.22	5.87	0.47	11.11	4.98
AR-Précipités (200 nm - BL)	51.02	12.05	0.40	17.21	19.53
AR-Précipités (200 nm - BL)	45.10	18.03	4.18	17.43	15.22
HT-Précipités (100 nm)	80.45	5.30	2.01	12.48	-
HT-Précipités (100 nm)	78.89	5.61	1.92	13.76	-
HT-Précipités (100 nm - BL)	41.29	24.13	3.02	25.33	-
HT-Précipités (100 nm - BL)	12.43	59.73	2.25	27.68	-
HT-Précipités (100 nm)	55.05	13.52	3.05	17.26	12.52
HT-Précipités (100 nm - BL)	11.58	40.12	4.21	38.20	8.73

**Tableau (III-7): Composition obtenue par analyse X des précipités de taille équivalente à celle des dispersoïdes (BL: bords de lame).**

Par contre, dans le matériau HT, les précipités sont de plusieurs types. Il y a des précipités qui contiennent du Mn et d'autres qui n'en contiennent pas. Dans ce cas, la proportion de Cu dans le précipité est plus importante. Dans tous les cas, le Mg est en petite quantité. Les précipités qui ne contiennent pas de Mn sembleraient plutôt correspondre aux phases quaternaires du type Q qu'aux phases de type Mg<sub>2</sub>Si.

**III-8/Conclusion :**

Cette première étape permet d'avoir des informations métallurgiques et microstructurales sur le matériau et les deux traitements thermiques sélectionnés.

- Il s'agit d'une tôle d'aluminium AA6056 laminée à chaud jusqu'à 6 mm d'épaisseur
- Les principaux éléments d'alliage sont : Al, Si, Mg, Cu et Mn
- Deux traitements thermiques sont étudiés : AR et HT conduisant à des matériaux de dureté très différente et des modes de rupture différents sur éprouvettes moyennement entaillée (6mm d'épaisseur)
- La dureté du AR est de 115 HV<sub>10</sub> et celle du HT est de 50 HV<sub>10</sub>
- Les principales phases présentes sont :
  - Al (Fe,Mn)Si phases grossières
  - Dispersoïdes au Si, Cu, Mg et Mn pour AR et HT
  - Des phases intermédiaires au Si, Mg et Cu pour HT
  - Précipités durcissants : en aiguilles pour AR répartis de manière homogène et en bâtonnets plus rares et plus petits pour HT

Effet du laminage :

- La dureté dans les trois plans L - S, L - T et T - S est identique
- Les grains font 720x240x40 µm selon les directions L, T et S et sont aplatis dans le plan de la tôle
- Les précipités de phases grossières font en moyenne 10 µm

Une porosité initiale de  $f(0) = 0.29\%$ , identique pour les deux traitements sera un paramètre d'entrée du modèle de rupture

La principale différence entre les deux traitements thermiques se situe en termes métallurgiques au niveau des phases de taille 100-200 nm dispersoïdes (dispersoïdes ou  $\gamma_2/Q$ ,  $\gamma_1/Q$ ) et des précipités durcissants (aiguilles dans AR, bâtonnets pour le HT).

Parmi les informations métallurgiques recueillies, certaines sont des données d'entrée du modèle (notamment la porosité et la fraction de particules grossières pouvant casser), d'autres sont simplement prises en compte via une loi de comportement qui reste phénoménologique : précipités durcissants et structure granulaire (via le critère d'écoulement et la loi d'écrouissage), seconde population de particules donnant lieu à coalescence des cavités par cisaillement (via une accélération de la porosité en fin d'endommagement pour le matériau AR).



**IV-1/Introduction :**

Ce chapitre traite des résultats des essais mécaniques sur des éprouvettes comportant un joint soudé bout a bout. L'épaisseur testée est de 6 mm et les têtes de cordon sont arasées de part et d'autre pour réaliser les essais mécaniques. Cette opération ne modifie l'épaisseur que de 3%.

Ce chapitre se répartit en 5 points. Un premier point explique le prélèvement des éprouvettes par rapport au cordon de soudure. Les 4 points suivants traitent des résultats des essais mécaniques portant sur les éprouvettes de traction lisses puis sur les éprouvettes de traction entaillées en U et en V puis sur les éprouvettes de fissuration de type Kahn et enfin sur les éprouvettes de type CCT (Centered Crack Tension) dont le dispositif sera préalablement décrit.

**IV-2/Prélèvement des éprouvettes :**

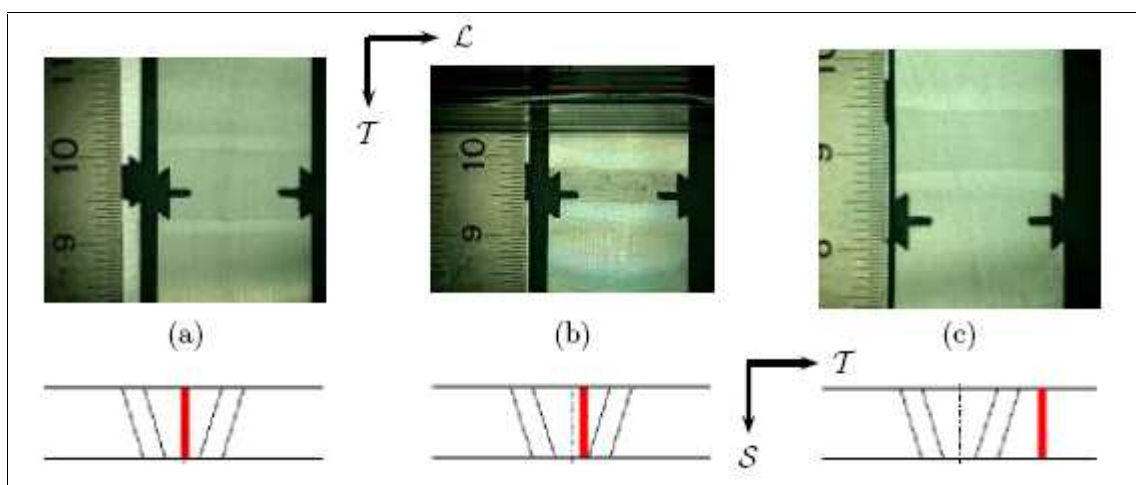
Les géométries des éprouvettes prélevées dans le joint soudé sont de type TR12, TR6, EV60, EU05, EU1, EU2 et KA60, ils sont perpendiculaires au cordon de soudure. Certaines géométries des éprouvettes ont été également prélevées dans le MB, dans la direction L, afin d'avoir les principales caractéristiques mécaniques de celui-ci et de pouvoir les comparer aux résultats des essais comportant un joint soudé.

De manière à ne pas tester la résistance d'un défaut, les éprouvettes comportant un cordon de soudure sont prélevées en tenant compte de l'emplacement des défauts repérés grâce aux radiographies. Les éprouvettes de traction lisses ont été prélevées de façon systématique avec la soudure centrée dans la zone utile.

Les éprouvettes de traction entaillées ont été prélevées suivant un placement précis de la pointe de l'entaille par rapport au centre de la soudure et au bord supérieur de la soudure. En effet, une partie des éprouvettes entaillées a été centrée par rapport à la soudure. Une autre partie a été décalée par rapport à la ligne centrale de la soudure de 1 mm avec la pointe de l'entaille toujours en ZF. Et enfin pour la dernière partie, la pointe de l'entaille a été placée à 8.5 mm du centre de la soudure (la pointe de l'entaille est située en ZAT II).

La figure (IV-1) montre les photographies des éprouvettes de traction entaillées EU05, représentatives du placement des éprouvettes entaillées en U et en V, toujours par rapport à la ligne centrale et au bord supérieur de la soudure. Un polissage unidirectionnel permet de mettre en évidence les différentes zones de la soudure, notamment la ZF, la ZAT I, la ZAT II et le MB.

Les schémas situés respectivement en dessous de chaque photographie expliquent le placement de la pointe de l'entaille par rapport à la ligne centrale de la soudure dans le plan T- S.

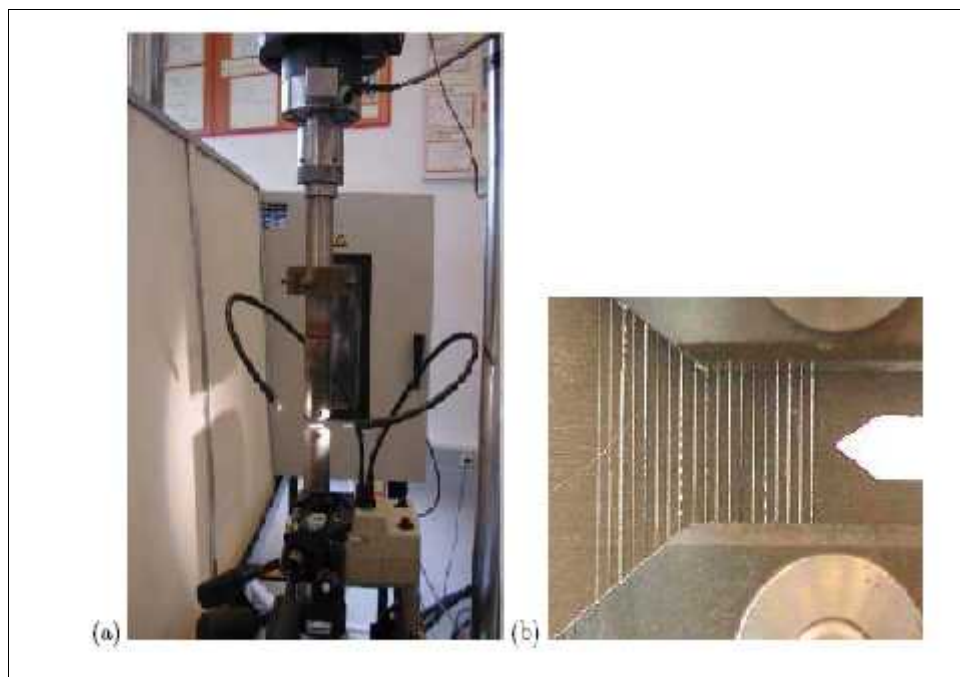


**Figure (IV-1): Prélèvement des éprouvettes EU05 par rapport au centre de la soudure, (a) et (c) vue du dessus et (b) vue de dessous du cordon.**

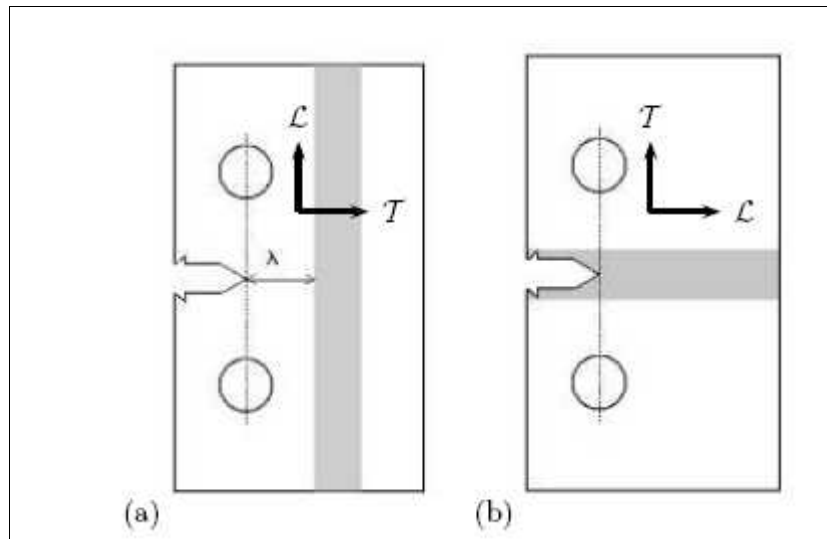
**IV-3/Les essais de traction sur éprouvettes lisses :**

Les éprouvettes de fissuration de type Kahn ont été prélevées suivant deux directions : L et T. Pour la direction L, la fissure se propage perpendiculairement au cordon de soudure et pour la direction T, la fissure se propage parallèlement au cordon de soudure.

La figure (IV-3) représente le prélèvement des éprouvettes Kahn dans le sens L et T. Pour les éprouvettes Kahn prélevées dans le sens L, le cordon est parallèle à la direction de traction et la pointe de l'entaille est placée à une distance égale à 0, 1, 2 et 3 mm du bord supérieur du cordon de soudure. Pour les éprouvettes Kahn prélevées dans le sens T, la pointe de l'entaille a été placée au centre du cordon ainsi que, de la même manière que pour les éprouvettes entaillées en U et V, en ZAT II à 8.5 mm de la ligne centrale du cordon de soudure. Tous les essais ont été réalisés trois fois afin d'évaluer la reproductibilité des résultats.



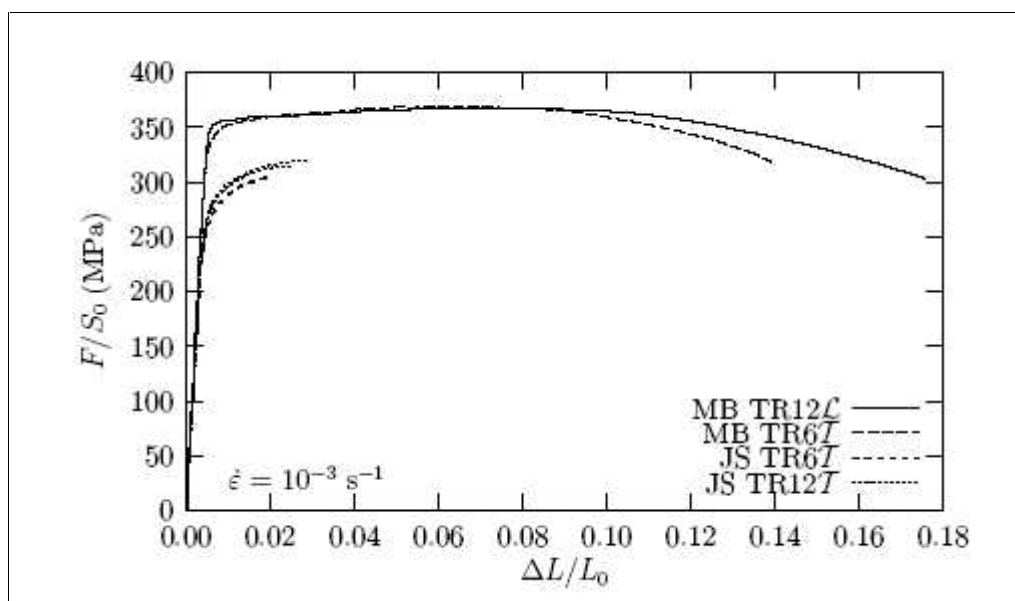
**Figure (IV-2): Montage pour les essais Kahn : (a) vue générale, (b) zoom de l'éprouvette avec les traits de trusquin tous les millimètres.**



**Figure (IV-3): Prélèvement des éprouvettes Kahn par rapport au cordon de soudure : (a) Sens L avec  $\lambda = 0, 1, 2$  et  $3$  mm et (b) Sens T avec entaille centrée en ZF ou en ZAT II (à  $8.5$  mm du centre de la soudure)**

Les résultats des essais sur les éprouvettes de traction lisses sont reportés sur la figure (IV-4). Les courbes représentent la contrainte nominale en fonction de la déformation pour les éprouvettes TR12L dans le métal de base, TR12T et TR6T avec le cordon de soudure.

L'étude de l'influence du sens de prélèvement sur le comportement est montrée sur les tôles de  $1.4$  mm d'épaisseur du matériau T78. Comme il n'y a pas figure (IV-3): Prélèvement des éprouvettes Kahn par rapport au cordon de soudure : (a) Sens L avec  $\lambda = 0, 1, 2$  et  $3$  mm et (b) Sens T avec entaille centrée en ZF ou en ZAT II (à  $8.5$  mm du centre de la soudure)



**Figure (IV-4): Courbes contrainte nominale-déformation pour les essais sur éprouvette lisses, MB et structure soudée.**

Les caractéristiques mécaniques ainsi obtenues sont reportées dans le tableau (IV-1). Le MB possède un  $R_{p0.2}$  de 348 MPa, un  $R_m$  de 368 MPa et  $A_r$  de 6.5 % (valeurs moyennes). Ces valeurs sont supérieures (en contraintes) à celles du matériau AR mais cohérentes avec les spécifications du traitement T78. L'écroutissage du matériau T78 est comparable à celui de matériau AR, on s'attend donc à des modes de rupture similaires. Une différence de stabilité peut être également observée entre les éprouvettes TR6 et TR12 5 d'après Asserin-libert [40].

Les caractéristiques mécaniques de la structure comportant un cordon de soudure diffèrent selon la géométrie utilisée sachant que l'extensomètre utilisé est le même dans tous les cas, c'est le même  $L_0$  pour toutes les éprouvettes de traction lisses. Une éprouvette TR12T donne en moyenne un  $R_{p0.2}$  de 282 MPa, un  $R_m$  de 317 MPa et  $A_r$  de 2.6 % alors qu'une éprouvette TR6T donne un  $R_{p0.2}$  de 268 MPa, un  $R_m$  de 304 MPa et  $A_r$  de 2.0 %. Le pourcentage de la hauteur moyenne de la ZF par rapport à la longueur utile de l'extensomètre est 20% et la ZF s'est déformée davantage. Il y a une légère augmentation de la contrainte et de la déformation sur une TR12T. Cette augmentation est notable car elle est de 4%, ce qui par rapport à la reproductibilité des essais en contrainte, qui est de 2%, est significatif. De même, la différence entre les déformations des deux types d'essais est de 23% alors que la dispersion est de 10%.

De plus, l'absence d'une décroissance de la contrainte nominale avant rupture traduit un caractère brutal de la rupture. Le module d'Young montre une variation notable probablement associée aux propriétés microstructurales et mécaniques de la ZF, néanmoins ce n'est pas l'essai idéal pour le déterminer précisément.

Type	$E$ (GPa)	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A_r$ ( $L_0=26$ mm) %
TR12 $\mathcal{L}$ _MB	71	353	367	6.8
TR6T_MB	69	343	369	6.2
TR12T1/2_JS	65/59	278/285	315/317	2.5/2.7
TR6T1/2_JS	68/62	267/270	305/303	2.1/1.9

**Tableau (IV-1): Tableau reportant les caractéristiques mécaniques des courbes de traction obtenues sur la figure IV-4.**

Les caractéristiques mécaniques d'une structure comportant un cordon de soudure sont différentes de celles obtenues sur le MB. En effet, la limite d'élasticité est en moyenne de 275 MPa, la limite maximale est en moyenne de 310 MPa et l'allongement à rupture est en moyenne de 2 à 3% sur un  $L_0$  de 26 mm, comparativement à celles du MB qui sont en contrainte supérieures de 50 à 60 MPa et en déformation supérieure de 4% jusqu'à striction.

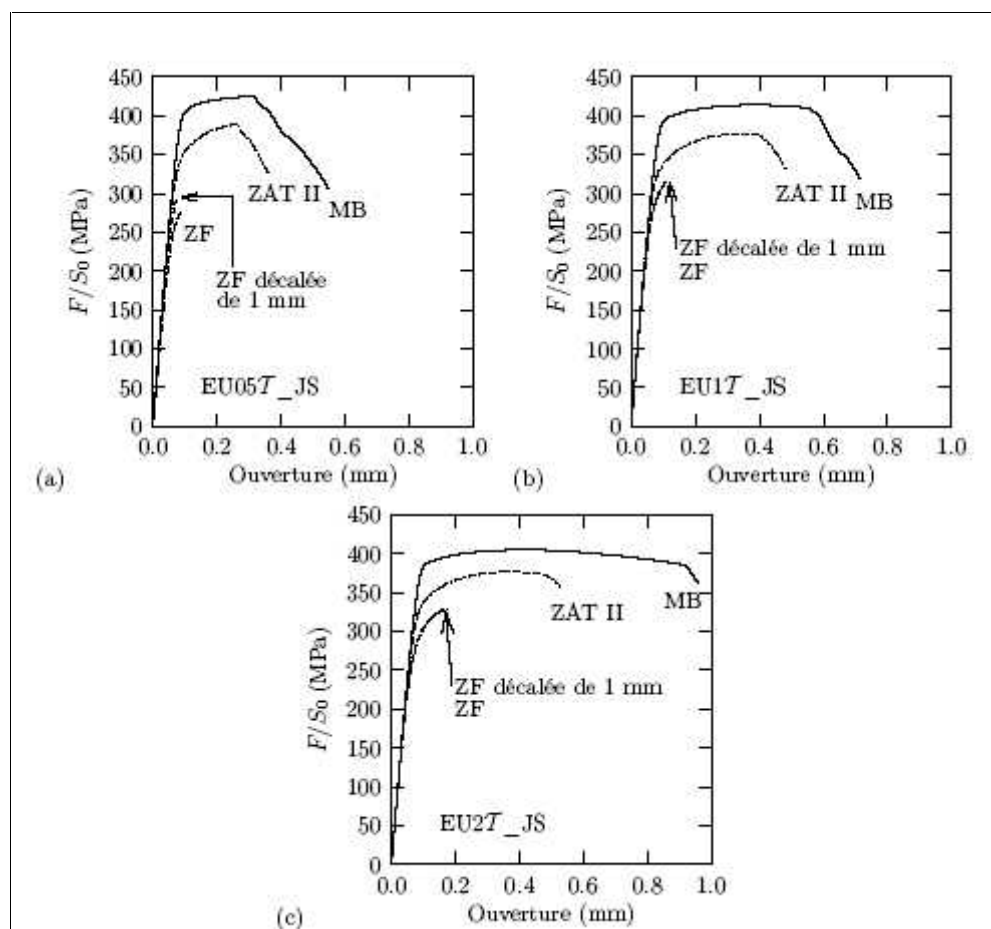
#### IV-4/ Les essais sur éprouvettes entaillées :

Dans cette section les résultats sur les éprouvettes entaillées en U et V sont exposés. L'influence du prélèvement des éprouvettes par rapport au cordon de soudure et ensuite l'influence de la géométrie seront détaillées.

## IV-4-1/ Influence de la position de l'entaille sur la rupture :

La figure (IV-5) représente les courbes obtenues sur les éprouvettes entaillées en U avec les pointes des entailles placées suivant la figure (IV-1). Le résultat qui se dégage ici est que, plus la pointe de l'entaille s'éloigne de la ligne centrale du cordon de soudure, plus la structure se comporte comme le métal de base. Ce résultat peut sembler évident mais la présence de la ZAT II de dureté plus faible justifiait ces essais puisqu'une rupture dans cette zone pouvait éventuellement s'y produire. Ce qui n'est pas le cas.

De plus, il y a une différence entre les éprouvettes de type EU05T et les éprouvettes à rayon en fond d'entaille plus doux. Sur la figure (IV-5a), pour des éprouvettes de type EU05T, lorsque l'entaille est décalée en ZF de 1 mm par rapport au centre du cordon, la contrainte est supérieure mais la ductilité inférieure à celle de l'éprouvette avec l'entaille centrée en ZF. Ce qui est significatif puisque chaque type d'essais est réalisé 3 fois et que les 3 courbes se superposent parfaitement [40].

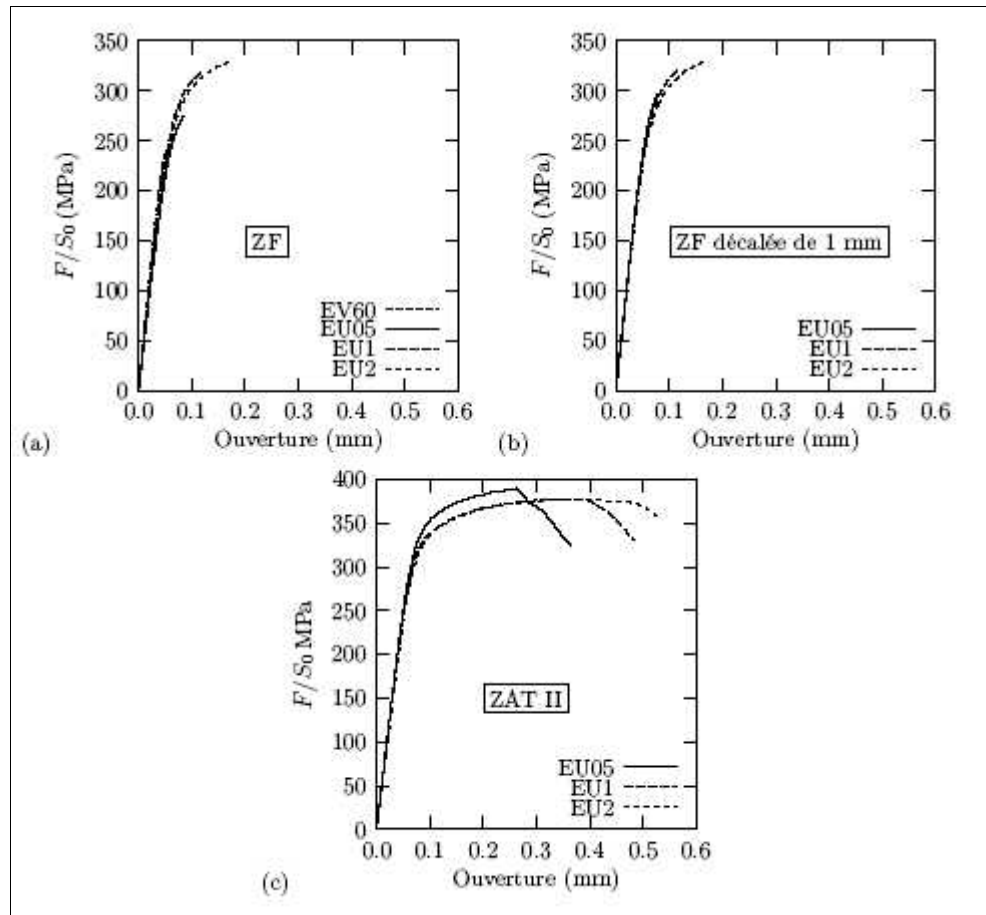


**Figure (IV-5): Effet de la position de l'entaille par rapport au centre de la soudure pour chaque géométrie entaillée en U : (a) EU05T, (b) EU1T et (c) EU2T.**

## IV-4-2 /Influence du rayon à fond d'entaille :

La figure (IV-6) représente les courbes obtenues pour chaque position d'entaille par rapport au centre du cordon de soudure suivant les différents rayons en fond d'entaille.

Il apparaît globalement sur ces trois graphiques que l'effet d'entaille est le même que celui observé sur le métal de base, c'est à dire, plus la sévérité de l'entaille diminue plus la charge maximale diminue et la ductilité augmente pour une même ouverture. Ceci peut être associé au renforcement par effet d'entaille ou à l'hétérogénéité du cordon.



**Figure (IV-6): Effet du rayon à fond d'entaille pour chaque position d'entaille par rapport au centre du cordon de soudure en : (a) ZF, (b) ZF décalée de 1 mm et (c) ZAT II.**

Cependant, sur la figure (IV-6a), lorsque l'entaille est située en ZF, la courbe de l'essai sur l'éprouvette EU05T semble avoir un comportement différent. En effet, la courbe se situe en dessous des autres pour une même ouverture. Ce résultat vient s'ajouter à celui obtenu précédemment sur les courbes de la figure (IV-5a) où la courbe de l'éprouvette EU05T est en dessous de la courbe EU05T avec l'entaille décalée de 1 mm.

Sur la figure (IV-6b), lorsque l'entaille est dans la ZF décalée de 1 mm, les trois courbes s'arrangent dans le bon ordre. Sur la figure (IV-6c), lorsque l'entaille est en ZAT II, les courbes s'arrangent également dans le bon ordre, néanmoins l'entaille EU05T diffère en contrainte des deux autres. Cet effet peut être associé à l'hétérogénéité du cordon de soudure. Dans les deux cas, lorsque l'entaille est centrée en ZF ou en ZAT II, la zone où se situe l'entaille est encadrée par deux autres zones plus dures. Un effet de confinement de zone plastique ajouté au renforcement par effet d'entaille peut alors être mis en jeu.

En conclusion, les résultats sur éprouvettes entaillées montrent deux points : plus la pointe de l'entaille est placée loin du centre de la soudure, plus l'influence de la présence du cordon sur la rupture est faible. Pour ce point, la résistance et la ductilité augmentent en s'éloignant de la ZF. Des essais avec l'entaille en ZAT I pourraient être réalisés en plus car les résultats des essais CCT (plus loin dans ce chapitre) montrent également cet effet pour une entaille placée en ZAT I et II. Par ailleurs, le deuxième point porte sur le fait que pour des entailles de plus en plus sévères, la contrainte augmente et dans le même temps la ductilité diminue, à l'exception de la géométrie EU05T centrée en ZF. Ce dernier résultat est probablement dû à l'effet prépondérant du renforcement par effet d'entaille, tel que celui observé sur le métal de base [40].

### IV-5/ Essais sur éprouvettes de type Kahn :

Dans cette section les résultats portent essentiellement sur l'influence de la position de l'entaille et du sens de prélèvement sur la fissuration lors d'un essai de type Kahn. Les courbes présentées sur les figures (IV-7) et (IV-8) représentent les essais sur les éprouvettes Kahn dépouillés en contrainte nominale et en ouverture de l'entaille.

#### IV-5-1/ Kahn sens L :

La figure (IV-7) représente les courbes obtenues sur les éprouvettes avec le cordon de soudure dans le sens L parallèle à l'axe de traction et la fissure se propage perpendiculairement au cordon (figure (IV-3a)). La pointe de l'entaille est placée à une distance  $x$  du bord supérieur de la soudure.  $x=0$  correspond à une fissure qui démarre directement dans la ZF. Un  $x=1$  correspond à une fissure qui démarre en ZAT I, un  $x=2$  correspond à une fissure qui démarre entre la ZAT I et la ZAT II et un  $x=3$  correspond à une fissure qui démarre en ZAT II. La référence pour le placement de la pointe de l'entaille est constituée par les courbes de dureté. De la même manière que précédemment, plus la pointe de l'entaille s'éloigne du bord du cordon, plus la résistance à la fissuration augmente, avec un maximum de la courbe à 120 MPa pour l'entaille la plus lointaine. De plus, ces courbes montrent que la fissure est détectée légèrement avant le moment où la contrainte chute. Des essais interrompus pourraient confirmer l'une des deux hypothèses ci après : la première est que le triangle d'amorçage se forme jusqu'à atteindre la ZF, la fissure se propage alors rapidement dans la ZF pour former à nouveau un triangle d'amorçage en ZAT I de l'autre côté de la ZF, la deuxième est que l'état de contrainte en avant de la pointe de fissure provoque une rupture précoce de la ZF sans que le triangle d'amorçage ne se soit complètement formé. Ce qui a été observé pendant l'essai tend à favoriser la première hypothèse. Dans ce cas, lorsque la fissure a déjà traversé le cordon, une deuxième montée en charge pourrait être attendue, mais d'une part la longueur de ligament restant est plus petite et d'autre part au delà d'une certaine longueur de fissure l'essai Kahn se transforme en un essai de flexion .

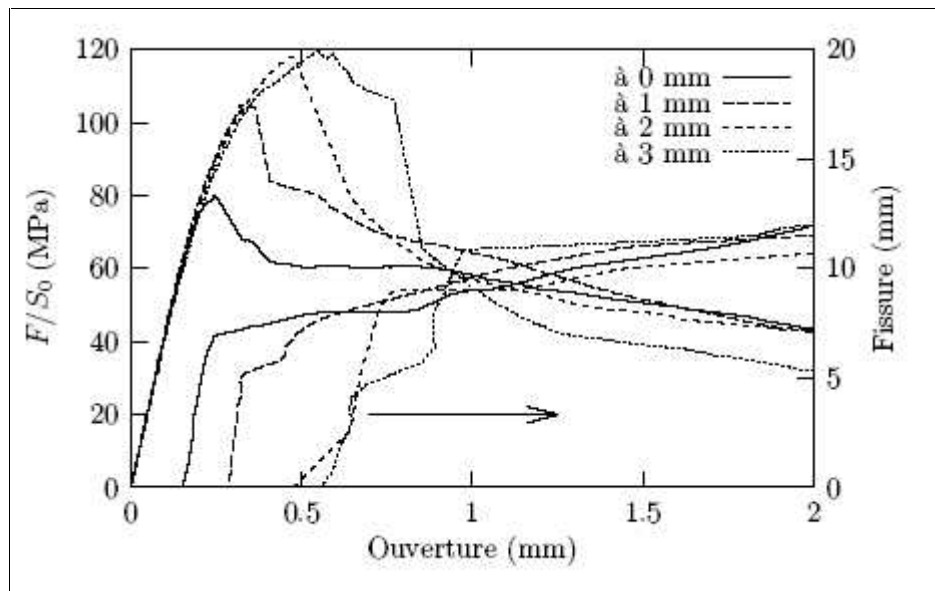


Figure (IV-7): Essais sur éprouvettes Kahn sens L, l'axe de traction est parallèle au cordon

## IV-5-2/Kahn sens T :

Par ailleurs, la figure (IV-8) montre les essais Kahn réalisés avec d'une part la pointe de l'entaille placée à 8.5 mm du centre de la soudure (i.e. : en ZAT II) et d'autre part avec la pointe de l'entaille centrée en ZF. Dans les deux cas la fissure se propage parallèlement au cordon, dans un cas elle est dans la ZF dans l'autre elle démarre en ZAT II pour bifurquer après 1.5 cm au milieu de la ZF. Les courbes des essais sur les éprouvettes avec l'entaille placée en ZAT II montrent un léger décrochement à 100 MPa alors que la contrainte continue d'augmenter. Ce décrochement, qui n'a pas été observé sur le matériau AR, semble correspondre à l'initiation du triangle d'amorçage qui se situe au même niveau de charge et, comme l'ont montré les essais interrompus réalisés pour la partie précédente mais non détaillés, le triangle d'amorçage est totalement formé au maximum de la courbe [39].

De plus, les essais avec l'entaille centrée en ZF montrent l'existence de l'effet d'épaisseur en présence d'un cordon de soudure. En effet, plus l'épaisseur diminue et plus la contrainte maximale augmente. Cet effet est à l'inverse de ce qui est observé dans la partie précédente sur le matériau AR. Les essais dans le sens L donnent la même contrainte maximale de 120 MPa que les essais sens T avec l'entaille en ZAT II. Le suivi de fissure a été réalisé uniquement pour les éprouvettes de 6.0 mm d'épaisseur avec l'entaille en ZF. Il montre que la fissure est détectée au maximum de la courbe.

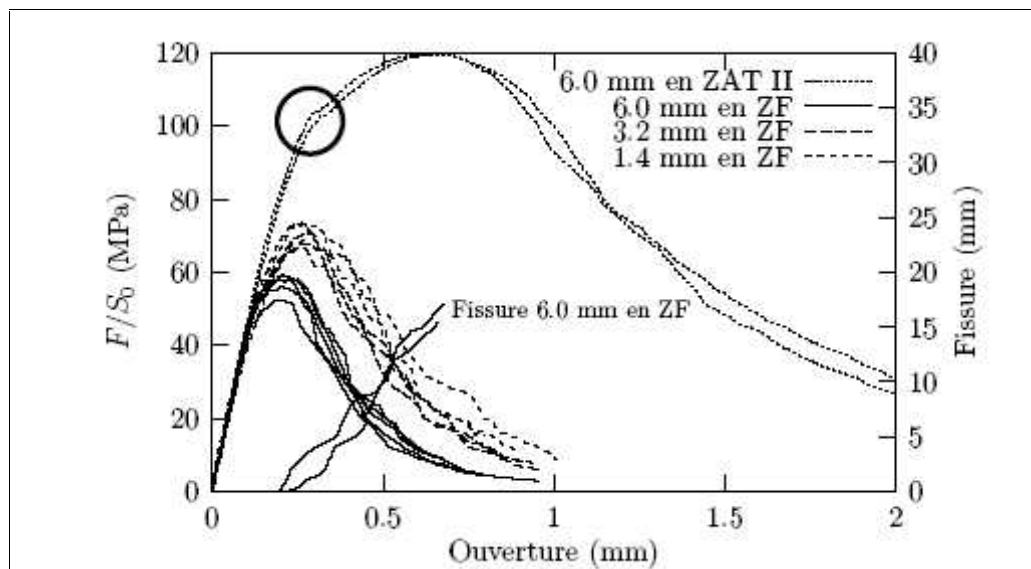


Figure (IV-8): Essais sur éprouvettes Kahn sens T, l'axe de traction est perpendiculaire au cordon.

Les essais Kahn dans le sens L montrent que plus la pointe de l'entaille est loin du bord supérieur du cordon et plus le triangle d'amorçage se forme avant la traversée du cordon. Les essais Kahn dans le sens T montrent une propagation rapide, certes. Par ailleurs, une tentative de dépouillement de ces essais suivant la norme E561-98 CCT200 en termes de facteur d'intensité de contrainte et de variation de fissure effective a été réalisée mais n'est pas détaillée ici car elle n'est pas exploitable de la sorte.

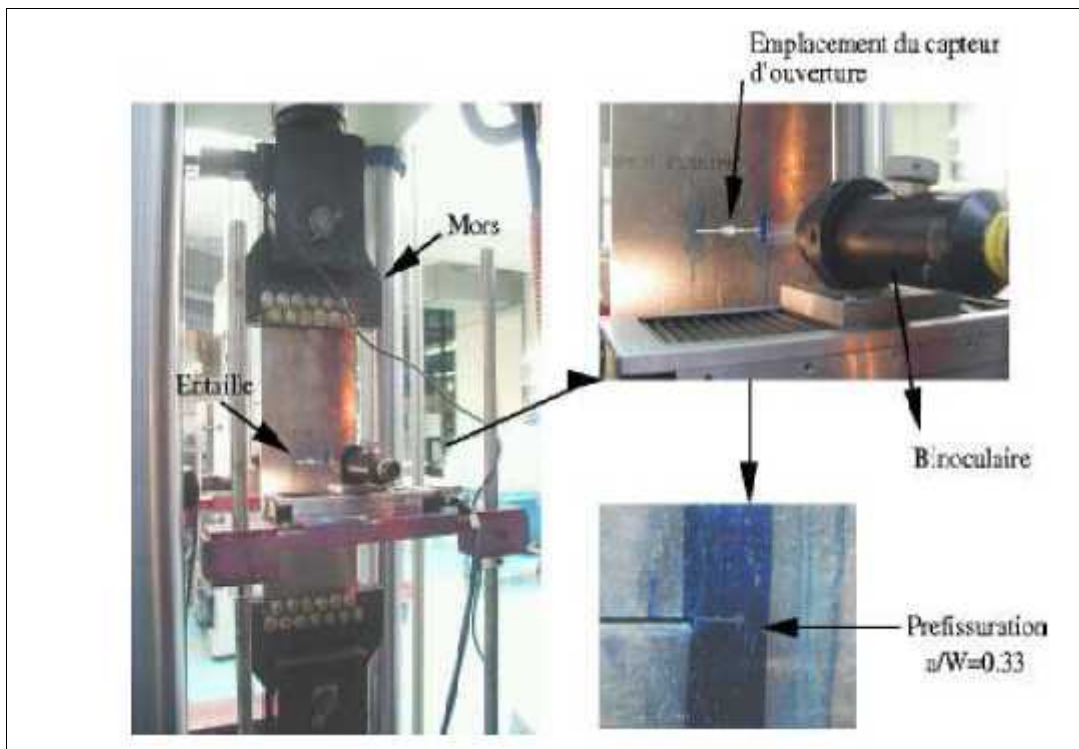
Il faudrait modifier cette norme pour l'adapter aux matériaux hétérogènes [40].



## IV-6/ Essais CCT :

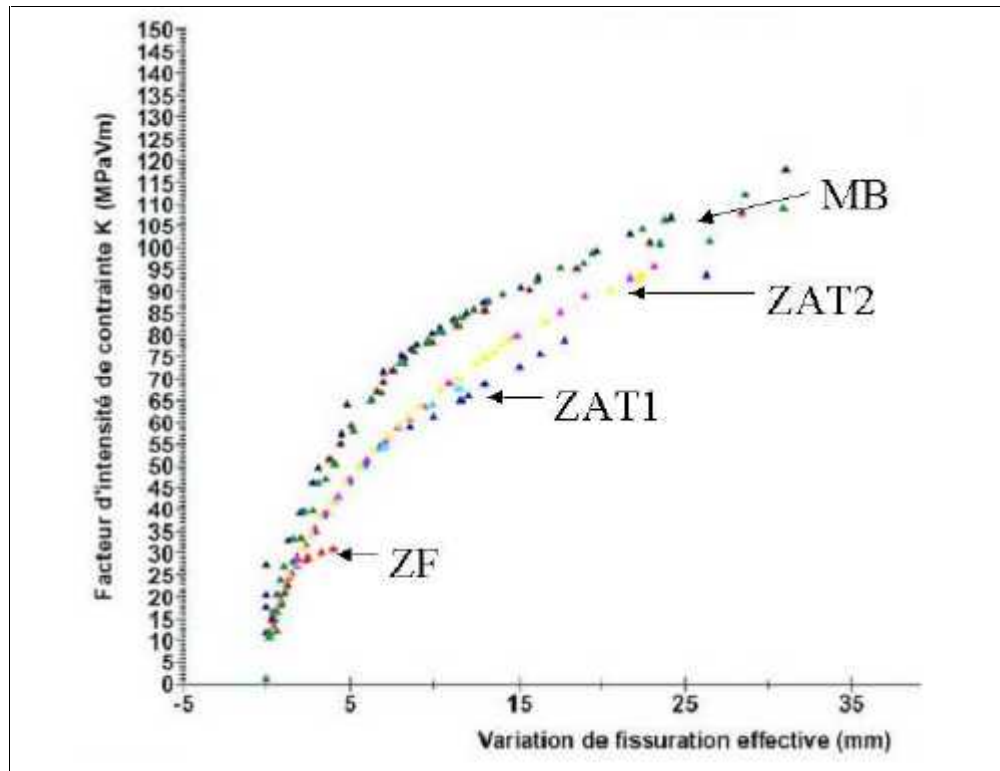
Les essais CCT ont été réalisés à température ambiante sur une machine MTS 500kN. Des mors boulonnés maintiennent l'éprouvette en place. La taille de l'éprouvette ne nécessite pas de dispositif anti-flambement. La mesure des fissures de part et d'autre de l'entaille se fait par un suivi optique à l'aide de deux binoculaires. Par ailleurs, un extensomètre d'ouverture de type MTS (utilisé pour les éprouvettes entaillées). Cette mesure permet le dépouillement de ces essais suivant la même méthode que celle utilisée pour dépouiller les essais sur les éprouvettes de type Kahn. La figure (IV-9) montre le montage utilisé. Ces essais ont été réalisés uniquement pour des fissures qui se propagent parallèlement au cordon.

Figure (IV-9): Photographie du montage utilisé pour réaliser les essais de type CCT  
La figure (IV-10) représente les essais de courbe R dépouillés suivant la norme E561



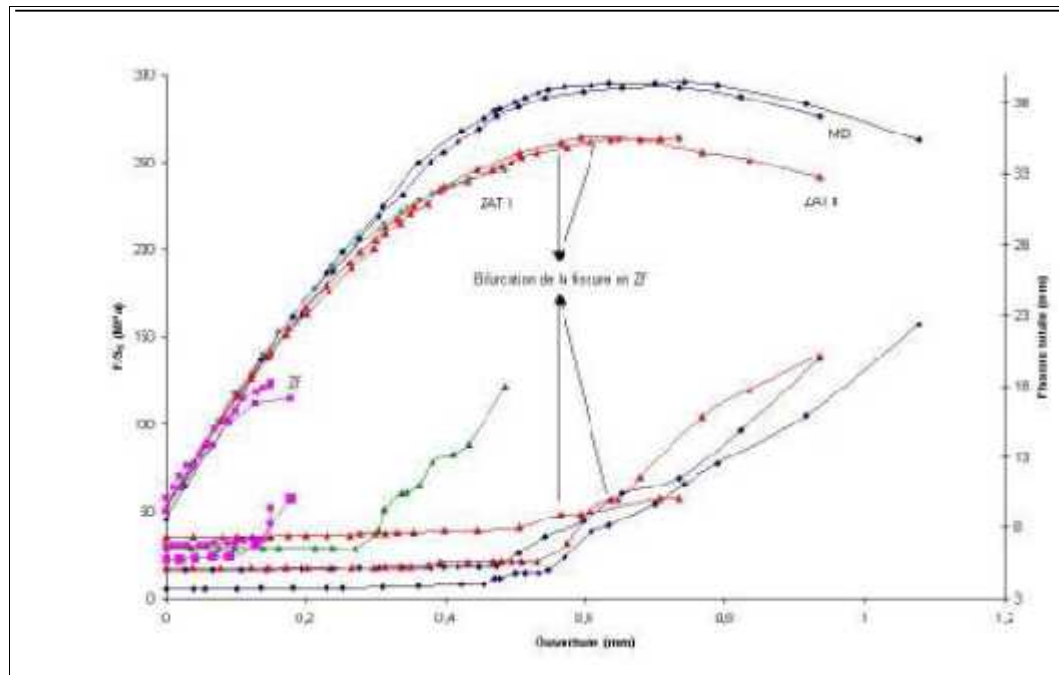
**Figure (IV-9): Photographie du montage utilisé pour réaliser les essais de type CCT**

La figure (IV-10) représente les essais de courbe R dépouillés suivant la norme E561 habituellement utilisée pour ce type d'essais. Tous les essais sont doublés. Seule une éprouvette entaillée en ZAT II n'a pas été munie du capteur d'ouverture. Ces résultats montrent un  $K_{max}$  de  $115 \text{ MPa}\sqrt{m}$  pour le MB, de  $95 \text{ MPa}\sqrt{m}$  lorsque l'entaille est placée en ZAT II, de  $65 \text{ MPa}\sqrt{m}$  lorsque l'entaille est placée en ZAT I et de  $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$  lorsque l'entaille est placée en ZF. Le joint soudé possède une ténacité nettement plus faible que celle du MB.



**Figure (IV-10): Résultat des essais CCT, dépeuillement selon la norme ASTM E561.**

La figure (IV-11) montre les essais CCT dépeuillés en contrainte ouverture. Il s'agit donc de diviser la charge par la surface  $S_0$  pour obtenir la contrainte.  $S_0$  est égale à 200 mm moins la longueur de l'entaille préfissurée multiplié par l'épaisseur. L'ouverture étant donnée par le capteur et la longueur de fissure étant mesuré à chaque palier une fois stabilisé, la courbe peut alors être représentée. Sur ces courbes, le MB a une contrainte maximale de 300 MPa. Pour une entaille placée en ZAT II, la contrainte maximale est de 270 MPa. Pour une entaille placée en ZAT I, la contrainte maximale est de 250 MPa et pour une entaille placée en ZF, la contrainte maximale est de 120 MPa. A la différence des essais sur éprouvette de type Kahn, les éprouvettes CCT sont préfissurées, il n'y a donc pas d'amorçage de fissure.



**Figure (IV-11): Déploiement des essais CCT en contrainte ouverture**

Le dépouillement des essais CCT en contrainte-ouverture semble être plus cohérent quant à l'analyse du comportement dans la mesure où cette norme est déjà plus adaptée aux matériaux hétérogènes tels qu'un joint soudé. Ces essais sont réalisés uniquement dans le sens T. Il s'agit donc d'une propagation de fissure parallèle au cordon et non pas d'un amorçage suivi d'une propagation comme c'est le cas pour les éprouvettes Kahn. Il n'y a pas eu d'essai CCT réalisé dans le sens L (avec ) comme pour les essais Kahn.

Lors des essais avec l'entaille placée en ZAT I (respectivement en ZAT II), après une propagation de la fissure sur environ 1.5 cm en ZAT I (respectivement en ZAT II), une bifurcation vers le milieu de la ZF est observée sur un seul côté de l'éprouvette. Cette bifurcation a également été observée sur les éprouvettes Kahn avec l'entaille en ZAT II.

#### **IV-7/ Influence des défauts de soudage et de la géométrie sur le comportement :**

Plusieurs explications peuvent être apportées quant aux résultats obtenus pour l'influence de la position de l'entaille par rapport au centre de la soudure. En effet, l'éprouvette EU05T avec l'entaille centrée en ZF se situe en dessous de toutes les autres courbes sur les figures (IV-5a) et (IV-6a).

Les essais ayant été réalisés dans les mêmes conditions pour toutes les géométries, la première hypothèse consiste à dire qu'il y a plus de défauts au centre de la ZF et que pour cette géométrie, les contraintes locales en pointe d'entaille étant plus élevée, cela favorise ainsi une rupture précoce pour un même niveau de déformation. La contrainte macroscopique atteinte est alors plus faible. Les observations microscopiques ont montré une répartition homogène des défauts de soudage. Cependant, ces défauts n'apparaissent peut être pas avec les différentes techniques d'observation utilisée ici car, ils peuvent s'agir d'un alignement de joints de grains ou d'un alignement de précipités eutectique.

Cette première hypothèse permet d'expliquer le fait qu'une éprouvette EU05T centrée en ZF a une contrainte macroscopique plus faible que l'EU05T décalée de 1 mm, toujours dans la ZF, par rapport au centre de la soudure (figure (IV-5a)). Cependant, elle n'explique pas le fait que l'éprouvette EU05T avec l'entaille centrée en ZF est en dessous des autres types de géométries (figure VI-5a) alors qu'elle devrait être entre l'éprouvette EV60T et EU1T.

La deuxième hypothèse consiste à mettre en cause la géométrie, en U pour les différents rayons à fond d'entaille et en V, qui induit des formes de zone plastique différentes. Les entailles les plus douces donnant lieu à une zone plastique étendue contrairement aux entailles sévères donnant lieu à des concentrations de contraintes localisées en pointes d'entaille. Cette hypothèse n'explique pas pourquoi l'éprouvette EU05T avec l'entaille centrée en ZF ne s'arrangerait pas de la même manière que l'EV60T avec l'entaille centrée en ZF qui elle aussi rencontre ces mêmes défauts. Une tentative d'explication peut être faite sur l'influence de la taille de la zone plastique puisque une entaille en V impose des états de contraintes élevées sur une plus petite zone, dendritiques qui plus est, que sur une éprouvette entaillée en U. La zone plastique plus étendue sur cette dernière géométrie provoquerait ainsi une redistribution des contraintes locales ce qui adoucirait la zone par un pré endommagement. Maintenant, le fait que les deux autres géométries EU1T et EU2T centrées en ZF soient au dessus de l'éprouvette EU05T centrée en ZF permet ajouter un point à cette explication. En effet, la présence de la ZAT I, plus dure, qui encadre de part et d'autre la ZF peut induire un effet de confinement (par une réflexion) de la zone plastique dans la ZF permettant de pré écrouir le matériau par endommagement et d'augmenter la contrainte macroscopique. La taille de la zone plastique induite par une entaille EU05T est alors trop petite pour se réfléchir sur les bords de la ZF mais trop grande pour compenser par des contraintes locales plus élevées.

Ceci est confirmé par la figure (IV-6c) qui représente les essais sur éprouvettes entaillées avec l'entaille placée en ZAT II. En effet, sur ce graphique, les courbes s'arrangent dans le bon ordre mais c'est l'éprouvette EU1T en ZAT II qui devrait avoir une contrainte macroscopique plus élevée. Comme le montre les courbes de dureté, la ZAT II est elle aussi encadrée par deux zones plus dures ; la ZAT I et le MB. Les résultats des simulations numériques sur les éprouvettes entaillées en ZF.

Dans tous les cas, la ZF semble être homogène et un effet combiné de la géométrie de l'entaille et de la structure soudée induisant des zones de duretés différentes peut expliquer le comportement de l'éprouvette EU05T en ZF ou de l'éprouvette EU1T en ZAT II.

#### **IV-7-1/Effet d'épaisseur sur les essais de type Kahn**

Sur les éprouvettes Kahn, l'effet d'épaisseur sur la ténacité est opposé à celui observé sur les deux matériaux, alors que l'effet sur les surfaces de rupture semble être le même. Ce paradoxe pourrait, sans doute, être levé en calculant les champs de contraintes dans une éprouvette Kahn du joint soudé (sens T). Dans la mesure où le matériau de la ZF possède un coefficient de Lankford égal à 1, une augmentation de l'épaisseur devrait augmenter le taux de tri axialité. La contrainte axiale serait alors plus élevée (accélérant la rupture des phases fragiles) et une contrainte hydrostatique élevée serait également attendue (favorisant la croissance de cavités). Il ne faut cependant pas oublier que la zone voisine de la ZF n'est pas le MB, mais la ZAT I dont l'anisotropie plastique n'est pas connue. L'effet "de structure" lié à une hétérogénéité d'anisotropie plastique ne pourra donc pas être pris en compte dans la modélisation. L'effet "de structure" produit par les différences de limite d'élasticité entre ces matériaux (ZF, ZAT I, ZAT II et MB).

#### **IV-7-2/Mécanismes de rupture microscopique**

Trois mécanismes de rupture sont observés sur les surfaces de rupture obtenues lorsque la rupture est située en ZF. 30% de la surface de rupture est liée aux microretassures. Le deuxième est un mécanisme qui se fait par percolation de fissures le long du réseau de précipités inter dendritiques.

Les précipités eutectiques inters dendritiques, étant plus durs et fragiles, constituent des sites privilégiés pour permettre la coalescence des microretassures comme le montre la figure (VI-9). Le troisième est la déchirure par striction des bras de dendrites.

Ces trois mécanismes peuvent intervenir dans un certain ordre ou par combinaison de plusieurs de ces mécanismes. En effet, l'analyse des surfaces de rupture permet de proposer trois enchaînements de ces mécanismes.

La première solution proposée est que la striction des bras de dendrites se produit dans le même temps que la croissance des microretassures et la rupture se termine par la percolation du réseau des précipités eutectiques inter dendritiques.

La deuxième solution proposée est que la coalescence des microretassures se fait par la percolation de fissures le long du réseau de précipités eutectique inter-dendritique et la rupture se termine par la striction interne des bras de dendrites.

Et enfin, la troisième solution est que la coalescence des microretassures se fait par une combinaison de la percolation le long du réseau de précipités eutectique inter-dendritique et de la rupture par la striction interne des bras de dendrites pour se terminer par la percolation le long du réseau de précipités eutectiques inter-dendritiques. Cette dernière hypothèse est privilégiée par l'étude de l'endommagement et des surfaces de rupture (figure VI-10). Elle oriente plus vers une rupture brutale comme le montrent les essais mécaniques.

**IV-8/ Conclusion :**

Ce chapitre traite des résultats des essais mécaniques réalisés sur les éprouvettes dites de laboratoire et sur des éprouvettes de type CCT200 associées à l'approche globale de la rupture. Plusieurs effets sont montrés dans ce chapitre. Le premier porte sur l'influence de la position de la pointe de l'entaille par rapport au centre du cordon sur la rupture.

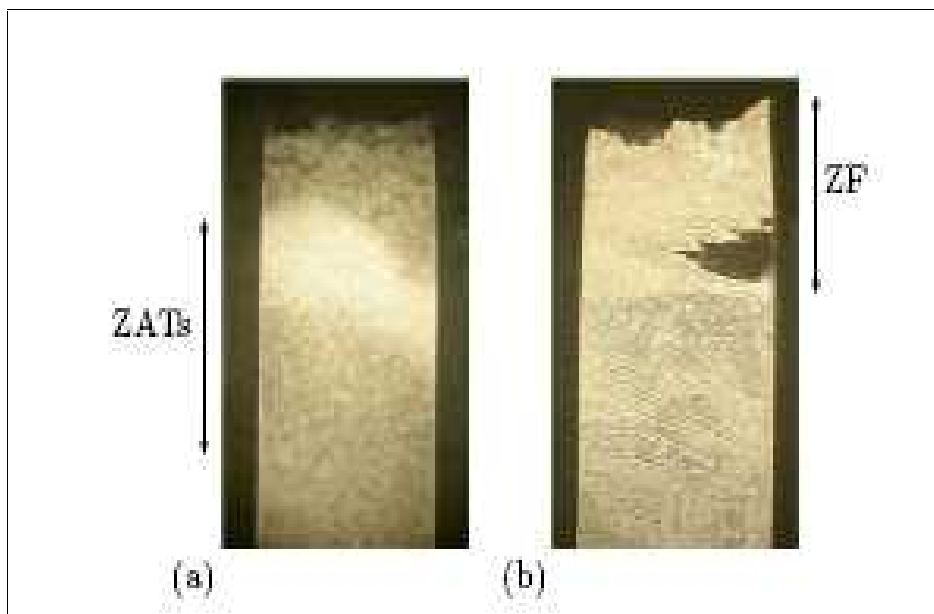
Que ce soit pour les essais sur les éprouvettes entaillées ou sur les éprouvettes CCT200, lorsque le cordon est loin de la fissure celui-ci a peu d'effet sur la contrainte. Lorsqu'il est proche de la fissure, la contrainte et l'allongement globaux diminuent mais la rupture reste déterministe, à savoir, pour un allongement reproductible d'un essai à l'autre. Le deuxième porte sur l'effet d'entaille et l'effet d'épaisseur inversé, trouvés sur une structure soudée, à l'exception de l'éprouvette EU05T. Ces effets résultent de l'hétérogénéité du joint soudé en termes de limite d'élasticité, d'écroutissage et d'anisotropie. Comportement mécanique du joint soudé en termes de limite d'élasticité, d'écroutissage et d'anisotropie.

**V-1/Introduction :**

Ce chapitre traite de l'analyse des surfaces de rupture obtenues à l'échelle macroscopique puis à l'échelle microscopique. En suite, une analyse de l'endommagement a été réalisée afin d'avoir des informations quant aux mécanismes de rupture mis en jeu.

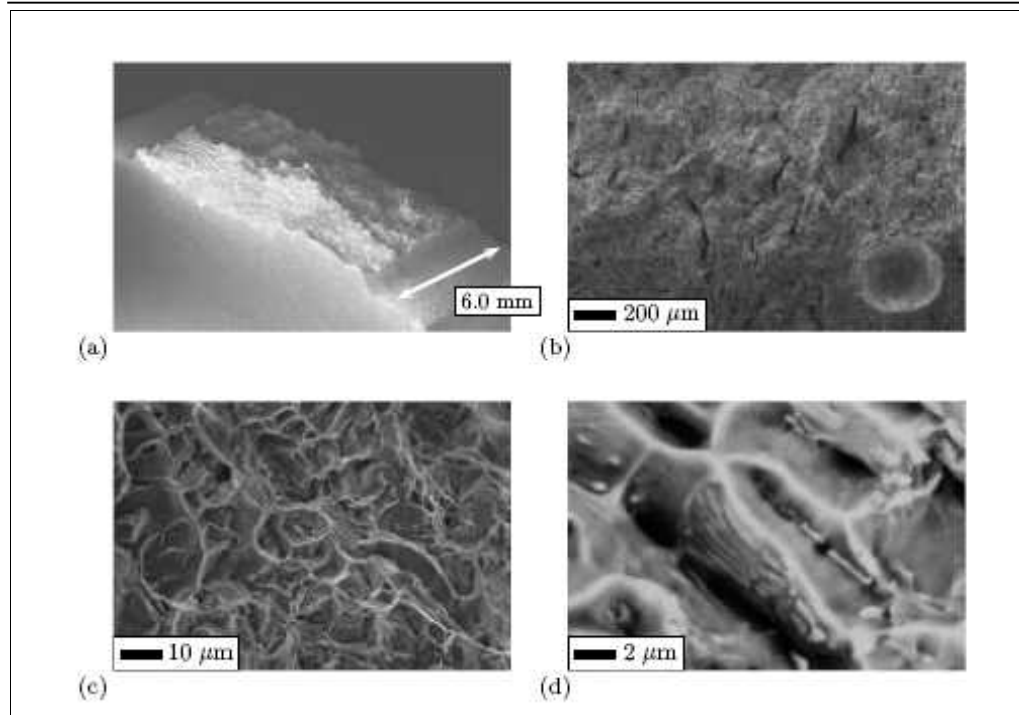
**V-2/Étude macro/microscopique des mécanismes de rupture :**

Les surfaces de rupture obtenues sur les éprouvettes de 6 mm d'épaisseur de traction lisses et sur les éprouvettes de traction entaillées centrées en ZF montrent, dans tous les cas, une rupture à plat dans la ZF. La figure (V-1) montre une éprouvette de traction cassée où la ZF et les ZATs sont repérées (flèches).



**Figure (V-1): Surface de rupture sur éprouvette de traction lisse : (a) vue sur la tranche, épaisseur et (b) vue à plat, largeur (plan L-T).**

La figure (V-2) montre les surfaces de rupture à l'échelle macroscopique et microscopiques typiques des éprouvettes avec la pointe de l'entaille centrée en ZF. De manière générale, lorsque l'entaille est placée en ZF, la rupture est plate et rugueuse pour toutes les géométries du type des éprouvettes entaillées en U de 0.5 à 2 mm et en V dont la rupture finale se produit en ZF (figure (V-2a)). La figure V-2b montre la présence d'une soufflure qui fait 400  $\mu\text{m}$ . D'après les résultats des essais mécaniques celle-ci n'a pas joué sur la courbe macroscopique, étant donnée la très bonne reproductibilité de ces essais. Par ailleurs sur cette microfractographie, la répartition des microretassures est homogène sur tout le faciès de rupture. Les microfractographies (V-2c) et (V-2d) montre, à un plus fort agrandissement, la rupture causée par les précipités eutectiques interdendritiques (plus clairement sur la microfractographie (V-2d) et celle causée par une déchirure ductile avec la présence de quelques cupules

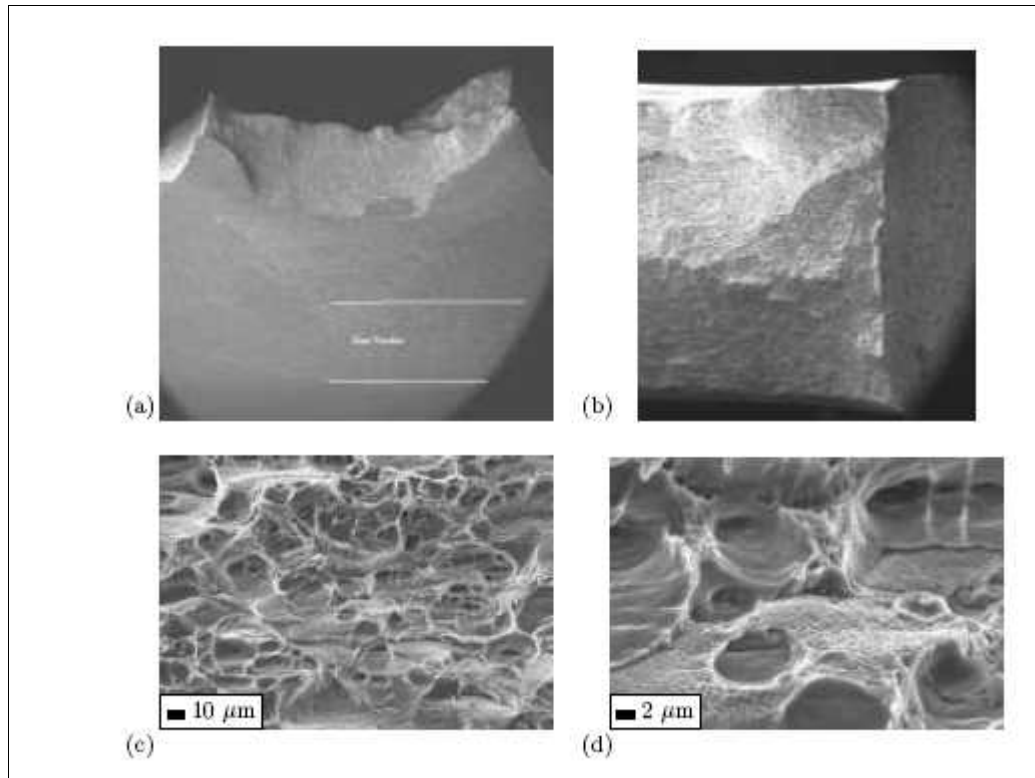


**Figure (V-2): Surface de rupture sur éprouvette de traction entaillée en U avec un rayon de 0.5 mm placée en ZF : (a) Macrofractographie, (b), (c) et (d) Microfractographies, la (d) est en mode rétro diffusé.**

Lorsque l'entaille est décalée en ZAT II, la rupture est du même type que celle observée sur le MB et celle étudiée sur le matériau AR dans la partie précédente. Comme la montre la figure (V-3), la surface de rupture est en biseau et il y a un triangle d'amorçage. Elle correspond à un type T+S.

La figure (V-3a) est une macrofractographie d'une éprouvette dont l'entaille est située en ZAT II. La ZF est repérée par deux traits, dont la distance qui les sépare n'est pas représentative de la largeur réelle de la ZF étant donnée l'inclinaison de l'éprouvette. Sur cette macrofractographie V-3a, l'influence de la présence du cordon sur la surface de rupture est remarquée par la courbure de la surface. Il semble qu'elle soit en quelque sorte attirée par la zone plus molle que représente la ZF malgré la présence de la ZAT I de dureté plus élevée. Cet effet est observé sur toutes les géométries d'entaille.

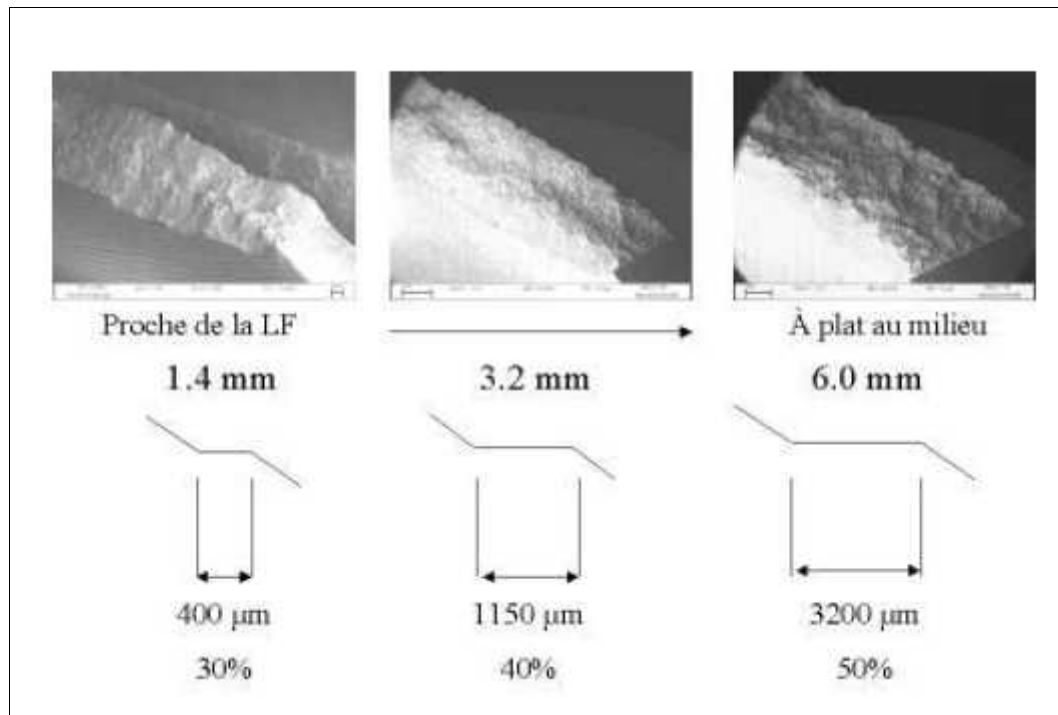




**Figure (V-3): Surface de rupture sur éprouvette de traction entaillée en U avec un rayon de 0.5 mm placée en ZAT II : (a) Macrographie, (b), (c) et (d) Vue de dessus (zone type T+S).**

Les surfaces de rupture obtenues à partir des essais mécaniques sur les éprouvettes de type Kahn montrent également une rupture à plat dans la ZF (voir figure V-4c). Sur cette figure, les macrofractographies obtenues pour les trois épaisseurs des essais Kahn sont reportées. L'influence de l'épaisseur est notable. En effet, de la même manière que ce qui a été montré dans la partie précédente, plus l'épaisseur augmente et plus la surface de rupture tend à devenir plate. La proportion de surface occupée par la zone de rupture plate tend à augmenter avec l'épaisseur, passant de 30% pour une éprouvette de 1.4 mm à 50% pour une éprouvette de 6 mm.

Les surfaces de rupture sur les éprouvettes CCT montrent, quant à elles, une rupture identique à celle observée sur les éprouvettes Kahn. Pour les éprouvettes CCT dont la pointe de l'entaille est placée en ZAT II ou en ZAT I, la fissure bifurque, après une propagation dans la ZAT II, respectivement en ZAT I, sur maximum 1.5 cm, pour se propager ensuite, à plat au milieu de la ZF et lorsque la propagation devient instable, la fissure tend à former un biseau avec le bord de la ZF. Sur les éprouvettes Kahn avec l'entaille placée en ZAT II, il est également observé une bifurcation de la fissure en bords de ZF sur la fin de l'essai, là où les niveaux de contraintes sont faibles et où l'éprouvette est en flexion. L'instabilité de l'éprouvette CCT est également observée sur la macrofractographie de la figure (V-4a) de l'éprouvette 1.4 mm d'épaisseur où le biseau s'est formé.

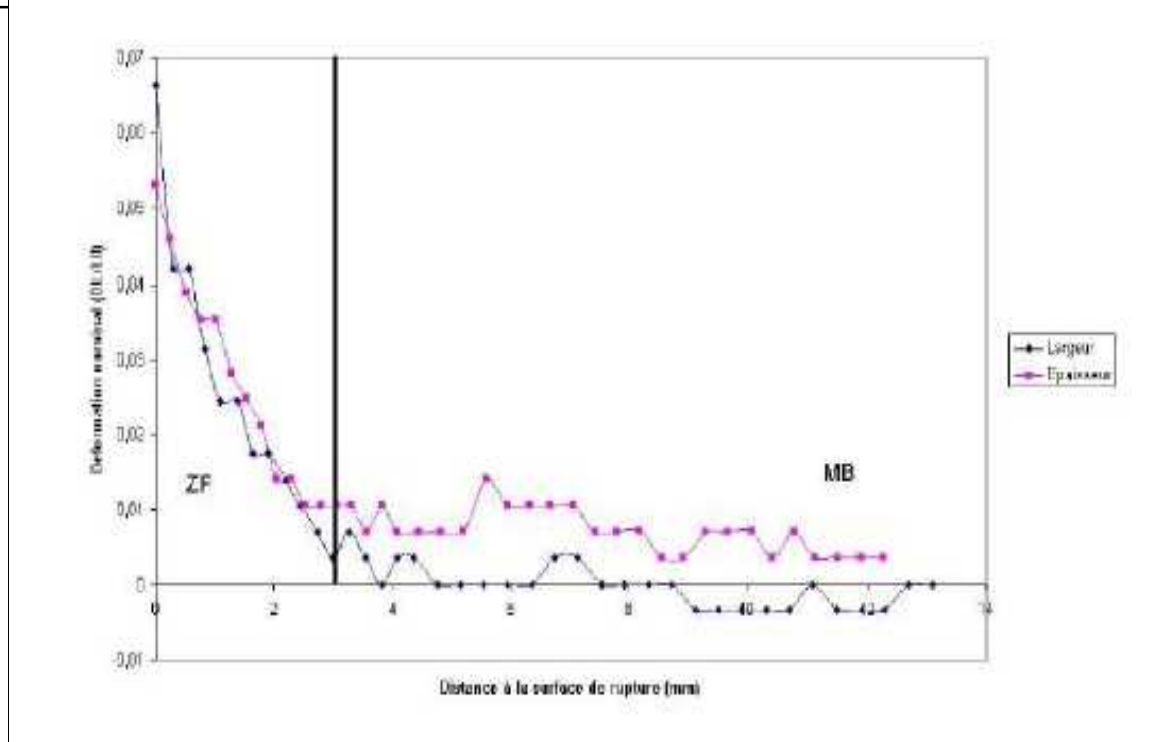


**Figure (V-4): Effet d'épaisseur sur les éprouvettes Kahn pour les trois épaisseurs. LF : ligne de fusion pour les parties en biseau.**

En conclusion, sur une éprouvette de traction et sur les éprouvettes dont l'entaille est centrée en ZF, la rupture se produit en ZF à plat. Par contre, pour les éprouvettes Kahn la rupture est de type F/S (plate au centre avec des lèvres de cisaillement sur les bords) et lorsque l'entaille est placée en dehors de la ZF, une rupture identique à celle observée sur le MB (i.e. : T+S) est observée avec, tout de même, une attraction de la courbure de la surface de rupture par la présence de la ZF reproductible, comme le montre la figure (V-4a)

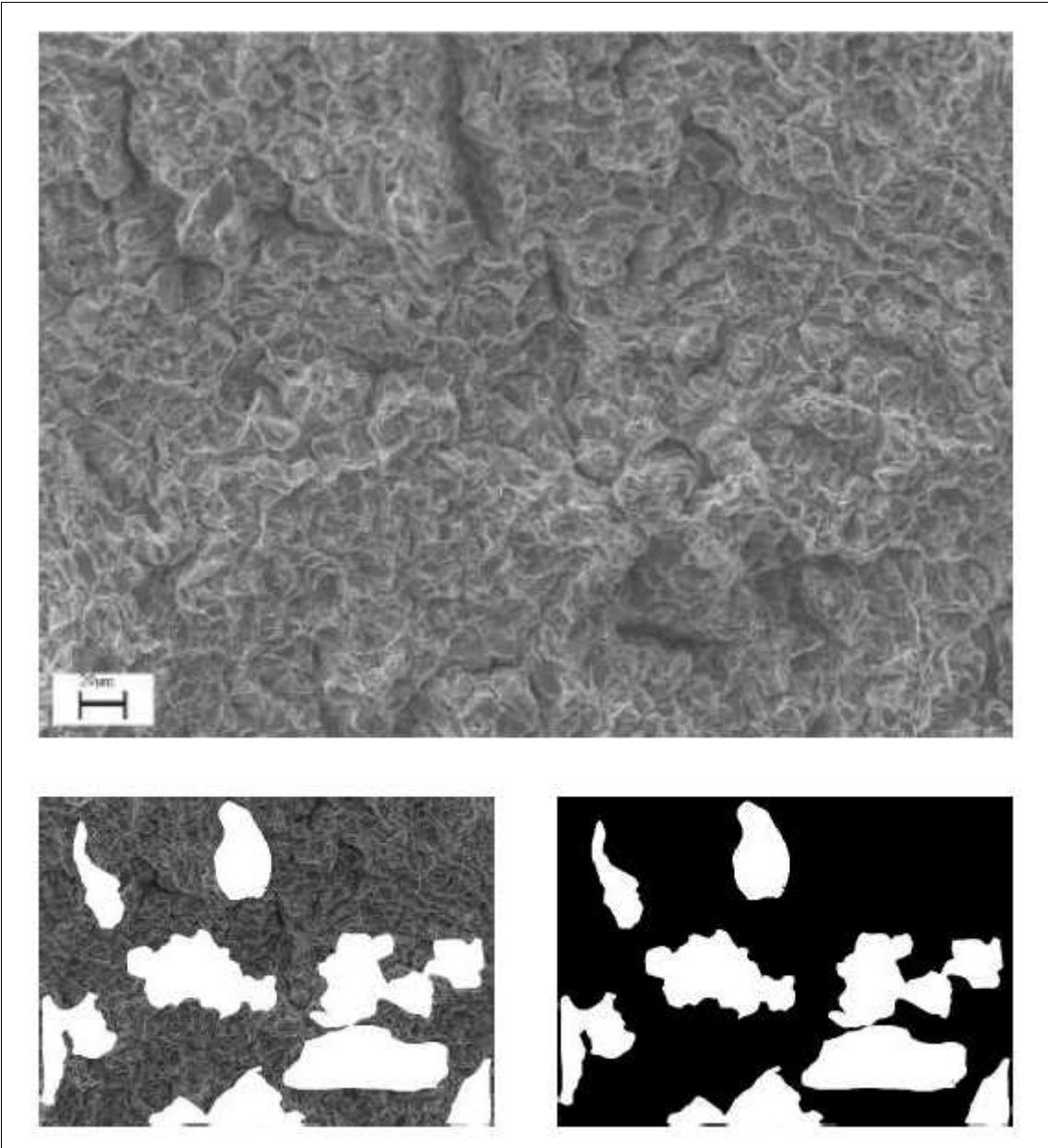
### **V-3/Étude de l'anisotropie et de l'endommagement :**

Les bords de l'éprouvette de traction représentée sur la figure (V-1) ont été digitalisés et la déformation nominale dans l'épaisseur et dans la largeur a été reportée sur le graphique de la figure (V-5). La ZF, située à gauche, est délimitée par la droite qui marque la distance moyenne entre la partie supérieure et la partie inférieure du cordon de soudure, étant donné sa forme de clou. Il est intéressant de noter ici la valeur de la déformation nominale dans la ZF. En effet, elle atteint presque 6.5% à rupture. Par ailleurs, l'isotropie de la ZF peut également être remarquée. Dans cette zone, les deux courbes se superposent ce qui n'est pas le cas au-delà, où l'anisotropie est comparable à celle obtenue sur le MB pour les niveaux de déformation obtenus. Il semble que toute la déformation se localise dans la ZF.

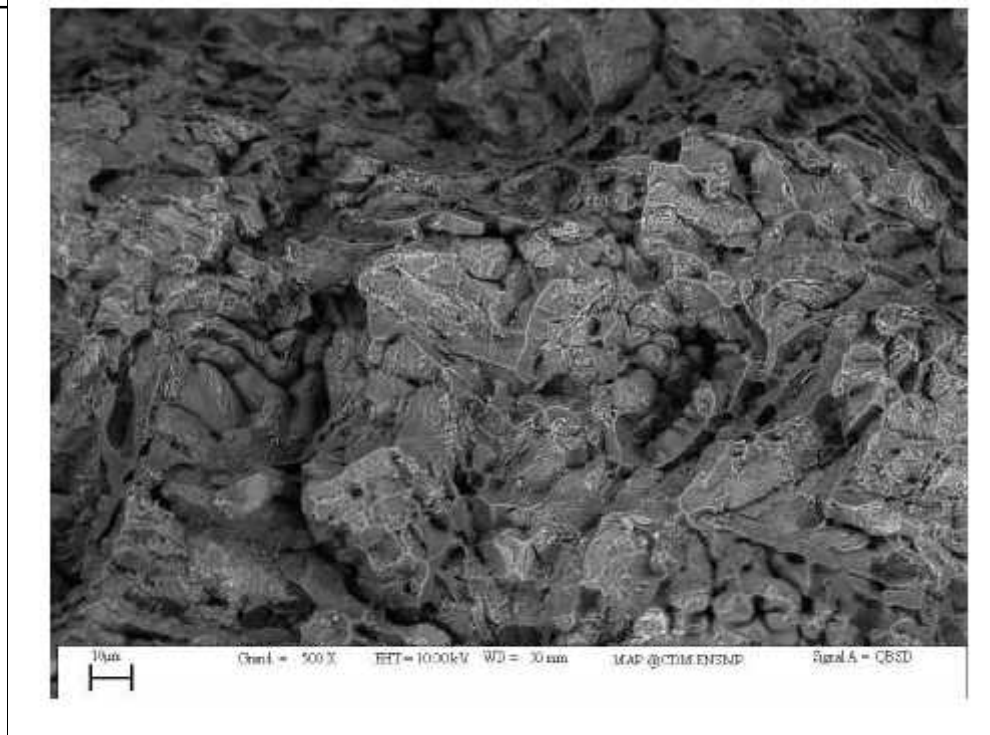


**Figure (V-5): Courbes de déformation nominale en fonction de la distance à la surface de rupture d'une éprouvette de traction lisse.**

Une analyse d'image a été réalisée sur 10 fractographies prises en ZF. Les zones, correspondant aux microretassures facilement reconnaissables à leur aspect lisse et bombé des bras de dendrite (voir la figure (V-7), sur laquelle les précipités inter-dendritiques n'apparaissent en plus clair, ont été numériquement colorés en blanc. L'image a en suite été seuillée et un pourcentage a été ainsi obtenu. Cette analyse d'image a montré que, en moyenne, 30% de la surface de rupture est due aux microretassures. La figure 4.6 présente les étapes de cette analyse. De la même manière, mais à un grandissement plus fort, cette analyse a été réalisée sur les microfractographies du type de celle de la figure (V-2b). Les zones, où des précipités inter dendritiques sont visibles, sont quantifiées. Le résultat donne 33% de surface associée à cette rupture. Les 37% restants sont donc associés à de la rupture ductile, laquelle est observable facilement à plus fort agrandissement [40].

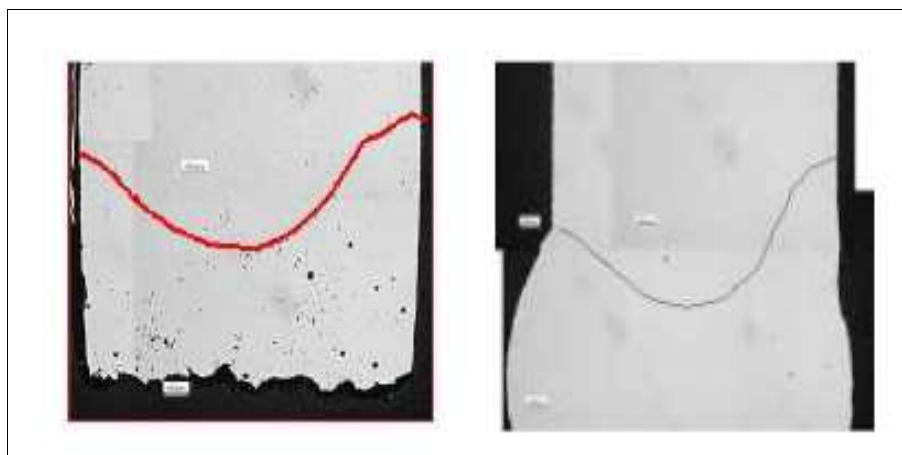


**Figure (V-6): Exemple d'une analyse d'images réalisée sur une fractographie obtenues sur les surfaces de rupture obtenues en ZF.**



**Figure (V-7): Exemple d'une fractographie en électrons rétro diffusés réalisée sur les surfaces de rupture obtenues en ZF.**

Des coupes réalisées dans le sens L - S montre un endommagement présent sous la surface de rupture. En effet, la figure (V-8) montre des macrographies obtenues par MO de ces coupes et compare une éprouvette cassée au matériau non déformé. La ligne de fusion est repérée par la ligne. Une analyse au MEB permet de voir, à une échelle plus fine, les précipités eutectiques interdendritiques cassés, indiqués par les ellipses sur la figure (V-9a). La figure (V-9b) montre, quant à elle, la percolation des microretassures ayant comme vecteur le réseau de précipités interdendritiques [40].



**Figure (V-8): Coupe transversales MO. A gauche, une TR6T**

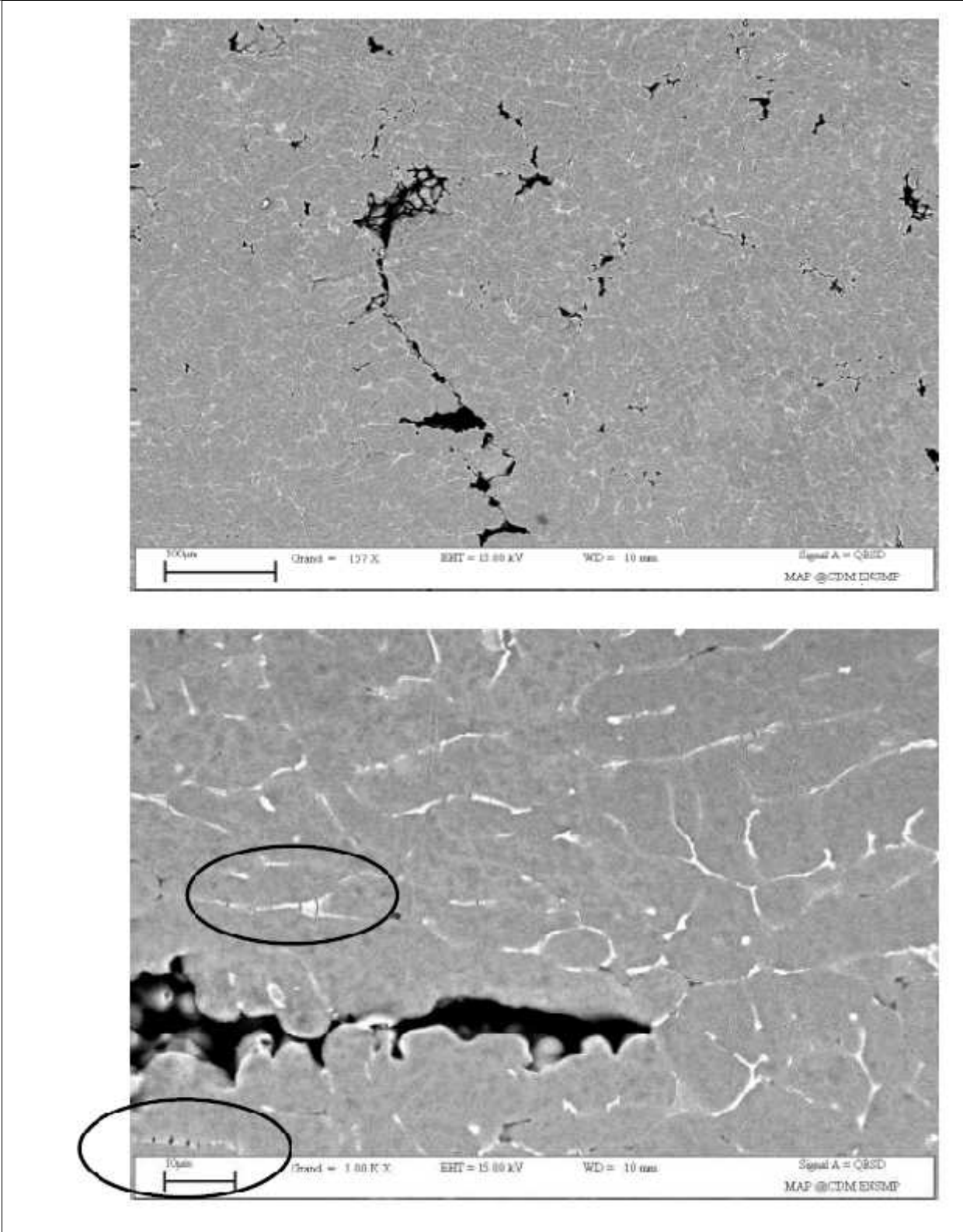


Figure (V-9): Coupe transversales d’une TR6T observée au MEB. En haut la percolation du réseau inter dendritique et en bas, entourés par des ellipses, les précipités eutectiques inter dendritiques cassés.

**V-4/Conclusion :**

Dans ce chapitre, l'aspect macroscopique des surfaces de rupture a tout d'abord été traité. Cette analyse a montré une surface de rupture plate en ZF pour les essais de traction et pour les essais sur les éprouvettes entaillées lorsque la pointe de l'entaille est centrée en ZF.

Une très petite zone en biseau peut être notée sur les éprouvettes Kahn les plus épaisses. L'étude de l'effet d'épaisseur a montré que plus l'épaisseur augmente et plus la proportion de rupture plate augmente. La surface de rupture de l'épaisseur de 1.4 mm est quasi en biseau. L'analyse des surfaces de rupture et de l'endommagement a montré 3 mécanismes s'enchaînant ou se combinant : la croissance des micro retassures, la percolation du réseau de précipités interdendritiques et une déchirure ductile par la présence de cupules. Les deux premiers mécanismes étant majoritaires et constituant ainsi l'aspect brutal de la rupture, le choix du modèle seront fait après une discussion de ces résultats. L'anisotropie de comportement ne sera pas prise en compte en dépit des observations (coefficients de Lankford égaux à 1 pour la ZF et à environ 0.5 pour le MB).

## CONCLUSION GENERALE

Ce travail a été l'étude du comportement des tôles et des joints soudés en alliage d'aluminium 6056 des structures aéronautiques pour les fuselages des avions. Le but a été de mettre en évidence, les mécanismes de rupture mis en jeu dans un joint soudé bout a bout. Cela nécessitait la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques des tôles et du joint soudé au niveau des différentes zones (ZF : zone fondue, ZAT : zone affectée thermiquement et MB : métal de base). Différents types d'essais mécaniques ont été menés sur des éprouvettes lisses, entaillées et des éprouvettes Kahn. L'étude expérimentale de la résistance et des mécanismes de rupture sur l'alliage d'aluminium 6056 a conduit à plusieurs résultats :

- En utilisant les traitements thermiques appropriés, deux matériaux ayant la même distribution des phases endommageant mais les limites d'élasticité ont montré des modes de rupture différents.
- L'augmentation d'épaisseur et l'adoucissement de l'entaille favorisent la rupture à plat.
- Les principales caractéristiques mécaniques, l'épaisseur et la sévérité d'entaille jouent un rôle clef dans la compétition entre une rupture plate et rupture en biseau.
- Plusieurs mécanismes d'endommagement ductile peuvent être activés selon l'état de déformation et de contrainte locales. Ils peuvent alors conduire à différentes formes de surfaces macroscopiques qui peuvent être observées simultanément sur une même éprouvette.
- Pour le matériau AR (T751), il y a une valeur critique d'épaisseur, à partir de laquelle le taux de dissipation d'énergie décroît en fonction de l'épaisseur. Cette valeur critique dépend du comportement puisqu'elle n'est pas atteinte pour le matériau HT (remis en solution et refroidi lentement) dans l'intervalle d'épaisseur étudié (1.4 à 6 mm).

L'étude expérimentale de la résistance des joints soudés en alliage d'aluminium 6056 traité T78 a conduit à plusieurs résultats :

- La structure du cordon de soudure se compose de plusieurs zones : une ZF dendritique de 100 HV<sub>0,3</sub>, une ZAT I de 135 HV<sub>0,3</sub>, une ZAT II de 100 HV<sub>0,3</sub> et le MB de 135 HV<sub>0,3</sub>
- Les essais mécaniques réalisés sur des éprouvettes prélevées dans l'assemblage soudé selon différents sens (L et T) ont montré une ZF avec des caractéristiques mécaniques plus faibles que les autres zones du cordon.
- Un effet de structure est observé sur les essais Kahn puisque dans le sens T, la fissure se propage de façon stable contrairement au sens L pour lequel la fissure traverse brutalement le cordon.
- L'analyse des surfaces de rupture et de l'endommagement a montré 3 mécanismes pouvant s'enchaîner ou se combiner. La croissance des microretassures, la percolation du réseau interdendritique par le clivage des précipités eutectiques sont majoritaires dans l'amorçage de la rupture et conduisent à une forte réduction des propriétés mécaniques. Une déchirure ductile est également mise en évidence par la présence de cupules.
- Un post traitement de la déformation plastique (critère de déformation critique ou de Rice et Tracey) permet de prédire le point de rupture mais ne donne pas des valeurs satisfaisantes pour ces critères.

A plus long terme, il faudrait davantage tenir compte des mécanismes de rupture en ZF pour le critère de rupture de l'assemblage soudé. Une approche par la mécanique des milieux multifissurés paraîtrait plus adaptée au problème que les critères utilisés lors de notre étude. Elle nécessiterait une étude quantitative de l'endommagement, pour laquelle les éprouvettes de la base expérimentale fourniraient des données abondantes pour une grande variété de conditions de sollicitation mécanique.



**Tableau 1 – Correspondance entre les désignations normalisées en France et à l'étranger**

Désignation AFNOR		Désignation internationale		Désignation étrangère (*)										
NF A (2004) (1977) (2)	NF A 03 100 (1980)	AA (Aluminium association)	ISO	États-Unis (ASTM) (3)	Grande-Bretagne		République fédérale d'Allemagne (DIN 1712-1715) numérisées		Italie (UNI)	Espagne (UNE)	Suisse (VDM)	Suède (SIS)	URSS (GOST)	
				anciennes		nouvelle								
A 8	1080 A	1080 A	Al 99,8	-	1 A	1080 A	Al 99,8	3 0285	4539	L 9381	Al 99,8	3004	A 8	
A 8T	6004	1070 A	Al 99,7	-	-	-	Al 99,7	3 0275	4538	L 9371	Al 99,7	3003	A 7	
A 7	1070 A	1050 A	Al 99,5	-	1 B	1050 A	Al 99,5	3 0255	4537	L 9351	Al 99,5	4007	A 5 (ACC)	
A 5	1050 A	1200	Al 99,0	-	1 C	1200	Al 99	3 226	-	L 9301	Al 99	4002	A	
A 4	1200	1100	Al 99,0 Cu	1100	-	-	Al 99,0 Cu	3 0015	-	L 9002	-	-	-	
A 15	1100	3003	Al Mg 1 Cu	-	-	-	Al Mg 1 Cu	3 0617	4568	L 9301	-	-	-	
A-15-01	8001	3005	Al Mn 1 Mg 0,5	3003	M3	3003 (4)	Al Mn 1 Mg 0,5	3 0675	-	-	-	-	-	
A-M1	3003	3004	Al Mg 1	3004	M2	3004 (4)	Al Mg 1	3 0626	4561	L 9322	-	-	-	
A-V 0,5	3005	3105	Al Mn 0,5 Mg 0,5	3105	M1	3105 (4)	Al Mn 0,5 Mg 0,5	3 0405	-	-	-	-	-	
A-ME	3004	5005	Al Mg 1	5005	M11	5005	Al Mg 1 (4)	3 3315	4574	L 9352	Al Mg 1 (4)	4103 (4)	A V g 1	
A-V 0,5 G	3105	5150	Al Mg 1	5150	-	-	Al Mg 1	3 3316	4575	-	-	-	-	
A-3 26	5005	5050	Al Mg 2	5050	M4	5050	Al Mg 2 (4)	3 3323	4511	L 9361	-	-	-	
A-35-GT	5150	5052	Al Mg 2,5	5052	M5	5052	Al Mg 2,5 (4)	3 3327	4511	L 9361	-	-	-	
A-3 15	5050	5052	Al Mg 2	5052	M4	5051	Al Mg 2 (4)	3 3323	4511	L 9361	-	-	-	
A 6 2 M	5251	5052	Al Mg 2	5052	M4	5051	Al Mg 2 (4)	3 3323	4511	L 9361	-	-	-	
A-3 25C	5052	5052	Al Mg 2,5	5052	M5	5052	Al Mg 2,5 (4)	3 3327	4511	L 9361	-	-	-	
A-6 27 M 0,7	5454	5454	Al Mg 2,7 Mn	5454	M5	5454	Al Mg 2,7 Mn	3 3327	4511	L 9361	-	-	-	
A 3 3 M	5754	5754	Al Mg 3	5754	M5	5754	Al Mg 3	3 3328	4511	L 9361	-	-	-	
A-6 3 C	5154	5154	Al Mg 3	5154	M5	5154	Al Mg 3	3 3328	4511	L 9361	-	-	-	
A-3 35 M	5003	5003	Al Mg 3	5003	M5	5003	Al Mg 3	3 3328	4511	L 9361	-	-	-	
A-6 35 MC	5354	5354	Al Mg 3	5354	M5	5354	Al Mg 3	3 3328	4511	L 9361	-	-	-	
A-3 4 MC	5080	5080	Al Mg 4	5080	M5	5080	Al Mg 4	3 3345	4572	L 9362	Al Mg 4 Mn	4104 (4)	A V g 4	
A 6 42	5280	5280	Al Mg 4	5280	M5	5280	Al Mg 4	3 3345	4572	L 9362	Al Mg 4 Mn	4104 (4)	A V g 4	
A-3 15	5082	5082	Al Mg 4	5082	M5	5082	Al Mg 4	3 3345	4572	L 9362	Al Mg 4 Mn	4104 (4)	A V g 4	
A-6 45 M	5182	5182	Al Mg 4	5182	M5	5182	Al Mg 4	3 3345	4572	L 9362	Al Mg 4 Mn	4104 (4)	A V g 4	
A-6 45 M	5182	5182	Al Mg 4	5182	M5	5182	Al Mg 4	3 3345	4572	L 9362	Al Mg 4 Mn	4104 (4)	A V g 4	
A 3 45 MC	5083	5083	Al Mg 4,5 Vn	5083	M8	5083	Al Mg 4,5 Mn	3 3347	4573	L 9321	Al Mg 4,5 Mn	4105 (4)	A V g 4	
A-6 5 MC	5356	5356	Al Mg 4,5 Vn	5356	M8	5356 (4)	Al Mg 4,5 Mn	3 3355	4576 (4)	L 9320	Al Mg 4,5 Mn	4105 (4)	A V g 4	
A-3 40 M 1	5283	5283	Al Mg 4,5 Vn	5283	M8	5283	Al Mg 4,5 Mn	3 3355	4576 (4)	L 9320	Al Mg 4,5 Mn	4105 (4)	A V g 4	
A-3 1 E	4001	4001	Al 99,9	-	-	-	Al 99,9	3 2245	-	-	-	-	-	
A 6 5	4043	4043	Al 99,9	-	-	-	Al 99,9	3 2366	-	-	-	-	-	
A-3 12	4047	4047	Al 99,9	-	-	-	Al 99,9	3 2366	-	-	-	-	-	
A-3 1 04	4145	4145	Al 99,9	-	-	-	Al 99,9	3 2366	-	-	-	-	-	
A-1 25	2117	2117	Al Cu 2 Mg	2117	M1	2117	Al Cu 2,5 Mg 0,5	3 1305	3577	L 9183	-	-	-	
A-07 60	2618 A	2618 A	Al Cu 2 Mg	2618 A	M1	2618 A	Al Cu 2,5 Mg 0,5	3 1305	3577	L 9183	-	-	-	
A 146	2077 A	2077 A	Al Cu 4 Mg Si	2077 A	M2	2077 A	Al Cu Mg	3 1325	3578	L 9171	-	-	-	
A-02 61	2024	2024	Al Cu 4 Mg Si	2024	M2	2024	Al Cu Mg	3 1325	3578	L 9171	-	-	-	
A-10 5	2014	2014	Al Cu 4 Mg	2014	M2	2014	Al Cu Mg	3 1325	3578	L 9171	-	-	-	
A-10 Ph	2030	2030	Al Cu 4 Mg	2030	M2	2030	Al Cu Mg	3 1325	3578	L 9171	-	-	-	
A-10 Ph	2030	2030	Al Cu 4 Mg	2030	M2	2030	Al Cu Mg	3 1325	3578	L 9171	-	-	-	
A 15 P B	2011	2011	Al Cu 6 Pb 3i	2011	M3	2011	Al Cu 6 Pb 3i	3 1355	3582	L 9192	Al Cu 6 Pb 3i	4305	-	
A-06 M 6	2001	2001	Al Cu 6 Pb 3i	2001	M3	2001	Al Cu 6 Pb 3i	3 1355	3582	L 9192	Al Cu 6 Pb 3i	4305	-	
A 55	6050	6050	Al Mg Si	6050	M4	6050	Al Mg Si 0,5	3 3206	3536 (4)	L 9441 (4)	Al Mg Si 0,5	4103	-	
A-65 UC	6061	6061	Al Mg Si Cu	6061	M4	6061	Al Mg Si Cu	3 3211	3537	L 9422	Al Mg Si 0,5	-	1330	

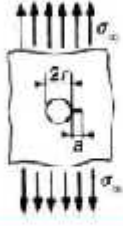

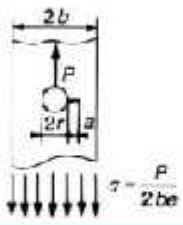
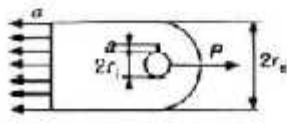
(1) Japon : Canada ont adopté la désignation internationale AA.  
 (2) La norme NF-A-20-004 est plus récente que celle-ci.  
 (3) La désignation AA1014 (MS) (Metallic Manufacturing System) est une désignation internationale.  
 (4) Alliage sans la lettre française mais avec figurement identique.

**Tableau 3 – Composition chimique des principaux alliages d'aluminium de transformation (% en masse) (1)**

Désignation	Références AFNOR (2)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	V	Ti	Divers	Autres		Al
													Chacun	Total	
1100	EC011	S + Fe ≤ 0,10	≤ 0,05	0,15 à 0,20	0,05				0,10		0,05	(3)	0,05	0,15	99,00
1200	3CJEFHM	S + Fe ≤ 0,10	≤ 1,00	0,05	0,05				0,10		0,05	B : 0,015	0,05	0,15	99,00
1310	(4)	0,0	C, 5C à 0,30	0,04	0,01	0,08 à 0,25	0,007		0,05	0,007	0,02		0,03	0,10	reste
1040		0,30	0,50	1,1	0,05	0,05			0,10	0,05	0,03		0,03	0,10	99,40
1340	(4)	0,25	C, 5C à 0,30	0,04	0,01	0,02	0,007		0,05	0,007	0,02		0,03	0,10	reste
1145		S + Fe ≤ 0,25	≤ 0,55	0,05	0,05	0,05			0,05	0,05	0,03		0,03	0,10	99,45
1050		0,25	0,40	0,05	0,05	0,05			0,05	0,05	0,03		0,03	0,10	99,50
1050 A	B, D, E, F, H, J, M	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	0,01		0,05		0,05	6a : 0,03; B : 0,05; V + Ti : 0,02	0,03	0,10	99,50
1350		0,0	0,05	0,02	0,01	0,05	0,01		0,05		0,05	Cr - Mn - Ti - V : 0,03	0,03	0,10	99,50
1350 A		0,25	0,40	0,02	0,03	0,03			0,05	0,05	0,03		0,03	0,10	99,50
1060		0,25	0,35	0,05	0,03	0,03			0,05	0,05	0,03		0,03	0,10	99,60
1070		0,25	0,25	0,04	0,02	0,03			0,04	0,05	0,03		0,03	0,10	99,70
1070 A	DH	0,20	0,25	0,03	0,03	0,03			0,07		0,03		0,03	0,10	99,70
1370		0,0	0,25	0,02	0,01	0,02	0,01		0,04		0,02	6a : 0,03; B : 0,02; V - Ti : 0,02	0,02	0,10	99,70
1030		0,5	0,15	0,03	0,02	0,02			0,03	0,05	0,03		0,02	0,15	99,80
1080 A	C, D, H, L, M	0,5	0,15	0,03	0,02	0,02			0,06		0,02		0,02	0,15	99,80
1380	(4)	0,06	0,10 à 0,15	0,01	0,01	0,01	0,003		0,06		0,02	B : 0,015 à 0,006; V + Ti : 0,003	0,2	0,15	99,80
1090		0,07	0,07	0,02	0,01	0,01			0,03	0,05	0,01		0,01	0,15	99,90
1095		0,03	0,04	0,01	0,01	0,01			0,04		0,015		0,01	0,15	99,95
1098		0,03	0,006	0,03	0,01	0,01			0,010		0,003		0,003	0,15	99,98
1199		0,01	0,006	0,06	0,002	0,006			0,006	0,005	0,002	6a : 0,005	0,002	0,15	99,99
2001	A	0,20	0,20	5,2 à 6,0	0,15 à 0,50	0,20 à 0,45	0,10	0,05	0,10		0,20		0,05	0,15	reste
2002		0,35 à 0,6	0,30	1,5 à 2,5	0,20	0,50 à 1,0	0,20		0,20		0,20		0,05	0,15	reste
2003		0,30	0,30	4,5 à 5,0	0,30 à 0,8	0,02			0,10	0,05 à 0,20	0,15	Ca : 0,05 à 0,20; Zr : 0,01 à 0,25	0,05	0,15	reste
2004		0,20	0,20	5,5 à 6,5	0,10	0,50			0,10		0,05	Zr : 0,03 à 0,50	0,05	0,15	reste
2007		0,80	0,8	3,3 à 4,6	0,50 à 1,0	0,40 à 1,8	0,10	0,20	0,20		0,30	3 : C, 2C, P; 0,08 à 0,5; Sn : 0,20	0,05	0,15	reste
2011	CK	0,40	0,7	5,0 à 6,0	0,40 à 1,0	0,40 à 1,8			0,30		0,15	3i : C, 2C à 0,6; Pb : 0,20 à 0,6	0,05	0,15	reste
2011 A		0,40	0,50	4,5 à 6,0	0,40 à 1,2	0,20 à 0,8			0,30		0,15	3 : C, 2C à 0,6; Pb : 0,20 à 0,6	0,05	0,15	reste
2014	CUK	0,50 à 1,2	0,70	3,9 à 5,0	0,40 à 1,2	0,20 à 0,8	0,10	0,10	0,25		0,15	Zr - Ti : 0,20 (5)	0,05	0,15	reste
2014 A		0,50 à 0,9	0,50	3,9 à 5,0	0,40 à 1,2	0,20 à 0,8	0,10		0,25		0,15	Zr + Ti : 0,20	0,05	0,15	reste
2214	K	0,50 à 1,2	0,30	3,9 à 5,0	0,40 à 1,2	0,20 à 0,8	0,10		0,25		0,15	Zr - Ti : 0,20 (5)	0,05	0,15	reste

Tableau 4 – Propriétés physiques des principaux alliages d'aluminium de transformation (suite)

Alliage	Masse volumique (kg/cm <sup>3</sup> )	Intervalle de fusion (°C)	Coefficient de dilatation linéique				Capacité thermique massique (J/(kg · K))	Etat	Conductivité thermique (W/(m · K))	Résistivité (en 10 <sup>-8</sup> Ω · m)
			- 50 à + 20 °C (en 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	+ 20 à + 100 °C (en 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	+ 20 à + 200 °C (en 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	+ 20 à + 300 °C (en 10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )				
5252	2,67	607 à 649	22,0	23,8	24,7	25,8	900	tous états	138	5,0
5652	2,69	607 à 649		23,8				tous états	138	5,0
5154	2,66	593 à 643	22,1	23,9	24,9	25,9	900	tous états	126	5,3
5254	2,66	593 à 643	22,1	24,0	24,9	25,9	900	tous états	126	5,3
5454	2,68	602 à 646	21,9	23,7	24,6	25,6	900	tous états	134	5,0
5754	2,67	590 à 645		23,8			900	tous états	132	5,3
5056	2,64	568 à 608	22,5	24,1	25,2	26,1	904	O H38	117 109	5,9 6,2
5356	2,64	574 à 630	22,3	24,2	25,1	26,1	904	O	117	5,9
5456	2,66	571 à 638	22,1	23,9	24,8	25,9	900	O	117	5,9
5457	2,69	609 à 654	21,9	23,7	24,6	25,6	900	tous états	176	3,7
5657	2,69	638 à 657	21,9	23,7	24,5	25,6	900	tous états	205	3,2
5182	2,65	577 à 638	22,2	24,1	25,0	26,0	904	O	123	5,56
5083	2,66	574 à 638	22,3	24,2	25,0	26,0	900	O	117	5,9
5086	2,66	585 à 640	22,0	23,8	24,7	25,8	900	tous états	126	5,6
6101	2,69	621 à 654	21,7	23,5	24,4	25,4	895	T6 T61	218 222	3,02 2,92
6201	2,69	607 à 654	21,6	23,4	24,3	25,2	895	T8	205	3,2
6005 A	2,70	607 à 654		23,5				T1 T5	180 188	3,7 3,6
6205	2,70	613 à 645		23,0				T5	188	3,5
6106	2,70	610 à 655		23,5				T5	180	3,5
6009	2,71	560 à 650	21,6	23,1	24,3	25,2	897	T6	180	3,7
6010	2,70	585 à 649	21,5	23,2	24,1	25,1	897	O T4 T6	202 151 180	3,25 4,42 3,92
6151	2,70	588 à 649	21,8	23,0	24,1	25,0	895	O T4 T6	205 163 175	3,2 4,1 3,6
6351	2,71	593 à 650		23,4					213	3,8
6060	2,70	615 à 655		23,1				T5	200	3,3
6061	2,70	582 à 652		23,5			896	O T4 T6	180 153 167	3,7 4,3 4,0
6262	2,71	582 à 652		23,1				T9	172	3,8
6063	2,69	615 à 655	21,8	23,4	24,5	25,6	900	O T1 T5 T6-T8	218 193 209 201	2,9 3,4 3,1 3,2
6463	2,69	621 à 654		23,1				T1 T5 T6	193 209 201	3,4 3,1 3,2
6066	2,71	583 à 648		23,2				O T6	155 146	4,3 4,8
6070	2,71	586 à 649					891	T6	172	3,8
6082	2,71	570 à 645		23,5				T6	174	4,2
7001		475 à 625		23,4				T6	126	5,6

Tableau 4 – Exemples de formules de facteurs d'intensité de contraintes (fissures traversantes)		
Type de fissure	Description	Expression de $K$
	Fissure au bord d'un trou dans un milieu infini uniformément chargé	$K = \alpha \sigma_0 \sqrt{\pi a}$ avec $\alpha\left(\frac{a}{r}\right) = \frac{0,8734}{0,3216 + \frac{a}{r}} + 0,6762$ (formule de Grant)
	Fissures diamétralement opposées dans un milieu uniformément chargé	$K = \alpha \sigma_0 \sqrt{\pi a}$ avec $\alpha\left(\frac{a}{r}\right) = \frac{0,6366}{0,2772 + \frac{a}{r}} + 0,9139$ (formule de Grant)
	Fissure au bord d'un trou chargé (effort $P$ )	$K = \alpha \sigma_m \sqrt{\pi a}$ avec $\sigma_m = \frac{P}{2re}$ contrainte de matage, épaisseur de la pièce, $e$ $\alpha$ facteur donné sous forme de courbe (tableau 5).
	Fissure sur un bord d'alésage d'une chape droite concentrique	$K = \alpha \sigma_m \sqrt{\pi a}$ avec $\sigma_m = \frac{P}{2er}$ contrainte de matage, épaisseur de la chape, $e$ $\alpha$ facteur donné sous forme de courbe (tableau 5).