

UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE
U.F.R. DE MATHEMATIQUES APPLIQUEES

THESE

présentée pour obtenir le grade de

DOCTEUR D'UNIVERSITE

Spécialité : MECANIQUE

par

Christophe BUIRETTE

Ingénieur EUDIL

Influence de la microstructure bainitique en pied de cordon sur l'amorçage et la croissance des fissures courtes de joints soudés en acier HLE S550.
Application à l'amélioration du comportement en fatigue par traitement thermomécanique.

Soutenue publiquement le 18 Mai 1998, devant le jury composé de :

M.	D. FRANCOIS , Professeur, Ecole Centrale de Paris	Examineur
M.	H.P. LIEURADE , Docteur d'état, Chef du département Matériaux du CETIM (Senlis)	Rapporteur
M.	J. PETIT , Professeur, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique Appliquée (Poitiers)	Rapporteur
M.	G. DEGALLAIX , Professeur, Ecole Centrale de Lille	Directeur de thèse
M.	J. CLAEYS , Responsable du service Soudage Arc, SOLLAC Dunkerque- CRDM	Examineur
M.	J. MENIGAULT , Responsable du service Fatigue-Rupture, SOLLAC - CRDM	Examineur
M.	G. MESMACQUE , Professeur, IUT de Génie Mécanique (Villeneuve d'Ascq)	Examineur
M.	J.Y. DAUPHIN , Maître de Conférences, Ecole Centrale de Lille	Examineur

Ecole Centrale de Lille, Equipe Mécanique et Matériaux
Laboratoire de Mécanique de Lille, URA CNRS 1441

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE.....	INT-1
I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	I-3
I.1. INTRODUCTION.....	I-3
I.2. FATIGUE DES ASSEMBLAGES SOUDÉS EN ACIER HLE	I-3
I.2.1. <i>Le phénomène de fatigue appliqué aux nuances HLE</i>	I-3
I.2.2. <i>La sensibilité aux effets d'entaille</i>	I-7
I.3. ETUDE DE CERTAINS FACTEURS D'INFLUENCE.....	I-11
I.3.1. <i>Influence de la géométrie de l'assemblage soudé</i>	I-11
I.3.1.1. Le type d'assemblage	I-11
I.3.1.2. L'épaisseur des éléments de l'assemblage	I-12
I.3.1.3. Les défauts d'alignement.....	I-13
I.3.1.4. La géométrie en pied de cordon	I-14
I.3.1.4.1. Définitions	I-14
I.3.1.4.2. Méthodes de détermination.....	I-15
I.3.1.4.3. Calcul de K_t	I-17
I.3.1.4.4. Conséquences en fatigue.....	I-17
I.3.1.4.5. Géométrie et procédure de soudage.....	I-19
I.3.1.4.6. Notion de contrainte au point chaud.....	I-21
I.3.2. <i>Influence des contraintes résiduelles</i>	I-24
I.3.2.1. Définition.....	I-24
I.3.2.2. Etat des contraintes résultant du soudage.....	I-26
I.3.2.3. Effet des contraintes résiduelles	I-27
I.3.2.4. Influence de la fatigue sur la relaxation des contraintes.....	I-29
I.3.3. <i>Influence de la microstructure</i>	I-30
I.3.3.1. Rappels sur la propagation des fissures longues.....	I-30
I.3.3.2. Amorçage et propagation des fissures courtes	I-31
I.3.3.2.1. Les différents stades de croissance.....	I-31
I.3.3.2.2. Le diagramme de Kitagawa et Takahashi	I-34
I.3.3.2.3. Influence de la taille et de l'orientation des grains	I-35
I.3.3.2.4. Influence de la microstructure des grains	I-38
I.3.3.2.5. Rôle des sous-structures de dislocations.....	I-39
I.3.3.3. Le stade II de propagation des fissures longues	I-41
I.3.3.4. Influence des inclusions non-métalliques	I-42
I.3.3.4.1. Rôles respectifs des inclusions et de la microstructure	I-42
I.3.3.4.2. Importance des inclusions sur éprouvettes grenillées.....	I-44
I.3.3.5. Conclusions.....	I-46
I.4. LES TRAITEMENTS DE PARACHÈVEMENT DES ASSEMBLAGES SOUDÉS	I-47
I.4.1. <i>L'optimisation de la procédure de soudage</i>	I-47
I.4.2. <i>Les traitements classiques de parachèvement</i>	I-49
I.4.2.1. Le meulage en pied de cordon	I-49
I.4.2.2. Le traitement thermique de détente.....	I-49
I.4.2.3. La refusion TIG.....	I-50
I.4.2.4. Le martelage de précontrainte.....	I-52
I.4.2.5. Le grenailage de précontrainte.....	I-55
I.4.2.5.1. Introduction.....	I-55
I.4.2.5.2. Profils de contraintes résiduelles et facteurs d'influence	I-56
I.4.2.5.3. L'effet du grenailage sur la tenue en fatigue	I-58
I.4.2.5.4. Fatigue et relaxation des contraintes introduites par grenailage.....	I-60
I.4.2.6. Conclusions.....	I-62
I.4.3. <i>Les traitements « originaux » de parachèvement</i>	I-63
I.4.3.1. Précharge et échauffement combinés	I-63
I.4.3.2. Le traitement de surface laser	I-64
I.4.3.3. La restauration	I-66
I.4.3.3.1. Description.....	I-66
I.4.3.3.2. Caractérisation	I-67
I.4.3.3.3. Premiers résultats sur le comportement en fatigue	I-70
I.4.3.4. La recristallisation.....	I-71

II. MATERIAU ET CONDITIONS EXPERIMENTALES	II-3
II.1. LE MATÉRIAU	II-3
II.1.1. <i>Processus d'obtention métallurgique</i>	II-3
II.1.2. <i>Composition chimique et microstructure</i>	II-4
II.1.3. <i>Analyse inclusionnaire du métal de base</i>	II-6
II.1.4. <i>Dureté du matériau et loi de Meyer</i>	II-6
II.2. LES ASSEMBLAGES SOUDÉS	II-7
II.2.1. <i>Mode opératoire (procédé de soudage)</i>	II-7
II.2.2. <i>Analyse et contrôle métallurgique</i>	II-8
II.2.2.1. Observations métallographiques	II-8
II.2.2.2. Filiations de dureté et de microdureté	II-9
II.3. CONDITIONS EXPÉRIMENTALES	II-10
II.3.1. <i>Les différents types d'éprouvettes de fatigue</i>	II-10
II.3.1.1. Dimensionnement des éprouvettes	II-10
II.3.1.2. Justification de la géométrie des éprouvettes arasées-rainurées	II-13
II.3.1.2.1. Identification du site d'amorçage sur éprouvette brute	II-13
II.3.1.2.2. Essais préliminaires sur éprouvettes arasées	II-14
II.3.1.2.3. Identification du site d'amorçage sur éprouvette arasée-rainurée	II-15
II.3.1.3. Conclusion	II-17
II.3.1.4. Caractérisation des assemblages soudés	II-18
II.3.1.4.1. Mesure des désalignements	II-18
II.3.1.4.2. Mesure de la géométrie locale en pied de cordon	II-19
II.3.1.4.2.1. Choix de la méthode	II-19
II.3.1.4.2.2. Mesures de r et θ des éprouvettes brutes de soudage	II-20
II.3.1.4.3. Mesure des contraintes résiduelles	II-21
II.3.1.4.3.1. Méthode de mesure et résultats	II-21
II.3.1.4.3.2. Discussion	II-23
II.3.2. <i>Conditions d'essai</i>	II-23
II.3.2.1. Cycle de contrainte	II-23
II.3.2.2. Installation expérimentale	II-24
II.3.3. <i>Méthode de détection et de suivi des fissures appliquée aux éprouvettes brutes de soudage</i>	II-24
II.3.3.1.1. Méthode du potentiel électrique	II-25
II.3.3.1.2. Méthode des jauges ou microjauge de déformation	II-26
II.3.3.1.3. Comparaison de la sensibilité des deux méthodes	II-28
II.3.3.1.3.1. Instrumentation des éprouvettes	II-28
II.3.3.1.3.2. Conditionnement des signaux	II-29
II.3.3.1.3.3. Résultats des essais de fatigue	II-30
II.3.3.1.4. Conclusion	II-33
II.3.4. <i>Technique des répliques plastiques appliquée aux éprouvettes AR</i>	II-34
III. ETUDE EXPERIMENTALE ET INTERPRETATION.....	III-3
III.1. COURBES DE WOEHLER À RUPTURE	III-3
III.1.1. <i>Condition brute de soudage</i>	III-3
III.1.2. <i>Condition arasée-rainurée</i>	III-7
III.1.3. <i>Influence de la qualité de la soudure</i>	III-9
III.1.4. <i>Comparaison des courbes de Woehler</i>	III-11
III.2. INFLUENCE DE LA MICROSTRUCTURE BAINITIQUE SUR L'AMORÇAGE ET LA PROPAGATION DES FISSURES COURTES	III-14
III.2.1. <i>Amorçage et propagation des fissures courtes</i>	III-14
III.2.1.1. Utilisation de la technique des répliques	III-14
III.2.1.2. Observations des répliques	III-15
III.2.1.2.1. Localisation du site d'amorçage	III-15
III.2.1.2.2. Exemples de suivi en propagation	III-17
III.2.1.2.3. Influence du niveau de chargement	III-20
III.2.1.2.4. Evolution de l'endommagement et des vitesses de propagation en surface	III-21
III.2.1.2.5. Propagation des fissures en surface	III-26
III.2.1.1. Analyse des coupes transverses	III-30
III.2.1.1.1. Nickelage et découpe des échantillons	III-30
III.2.1.1.2. Propagation des fissures en profondeur	III-32
III.2.2. <i>Modélisation de la cinétique de propagation des fissures en ZAT</i>	III-35
III.2.2.1. Identification des paramètres des modèles de propagation	III-35

III.2.2.2. Prédiction des courbes de Woehler à rupture et à l'amorçage.....	III-37
III.2.3. Conclusions.....	III-40
III.3. DÉFINITION D'UN CRITÈRE D'AMORÇAGE DANS LE CAS DES ÉPROUVETTES BRUTES DE SOUDAGE	III-43
III.3.1. Etalonnage de la réponse des jauges.....	III-43
III.3.1.1. Techniques de marquage.....	III-43
III.3.1.1.1. Marquage par surcharge.....	III-43
III.3.1.1.2. Marquage par fragilisation à basse température.....	III-44
III.3.1.1.3. Marquage par brunissage.....	III-45
III.3.1.1.4. Conclusion.....	III-45
III.3.1.2. Courbe d'étalonnage.....	III-45
III.3.1.3. Evolution de la forme du front de fissure.....	III-50
III.3.2. Choix d'un critère d'amorçage.....	III-53
III.3.3. Courbe de Woehler à l'amorçage.....	III-54
III.4. CONCLUSIONS.....	III-55
IV. AMELIORATION DE LA DUREE DE VIE PAR TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE.....	IV-3
IV.1. CHOIX DU TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE.....	IV-3
IV.1.1. Objectif général.....	IV-3
IV.1.2. Choix entre restauration et recristallisation.....	IV-4
IV.1.3. Choix des paramètres de grenailage.....	IV-6
IV.1.3.1. Modes de grenailage envisagés.....	IV-6
IV.1.3.2. Champs de contraintes résiduelles.....	IV-8
IV.1.3.3. Largeurs de corde et écrouissage.....	IV-10
IV.1.3.4. Filiations de microdureté.....	IV-12
IV.1.3.5. Observations métallographiques.....	IV-13
IV.1.3.6. Conclusions.....	IV-14
IV.1.4. Caractérisation du traitement thermique.....	IV-14
IV.1.4.1. Mise en évidence de la restauration par filiations de microdureté.....	IV-15
IV.1.4.2. Autres indications du phénomène de restauration.....	IV-18
IV.1.4.3. Observations métallographiques.....	IV-19
IV.1.4.4. Observations en Microscope Electronique à Transmission (MET).....	IV-21
IV.1.4.4.1. Préparation des lames minces.....	IV-21
IV.1.4.4.2. Résultats.....	IV-22
IV.1.4.5. Choix des conditions du traitement thermique.....	IV-26
IV.2. RÉSULTATS EN FATIGUE ET DISCUSSION.....	IV-29
IV.2.1. Courbes de Woehler à rupture.....	IV-29
IV.2.2. Courbes de Woehler à l'amorçage.....	IV-32
IV.2.3. Discussion et conclusions.....	IV-33
CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES.....	CONCLU-1
ANNEXE I : Analyse inclusionnaire du métal de base.....	ANN-1
ANNEXE II : Procès-verbal de soudage.....	ANN-5
ANNEXE III : Etude du faciès de rupture de trois éprouvettes.....	ANN-9
ANNEXE IV : Mesure des désalignements angulaire et axial des éprouvettes.....	ANN-13
ANNEXE V : Mesure de la géométrie locale en pied de cordon :	
Comparaison des 2 méthodes de mesure de r et θ	ANN-17
ANNEXE VI : Mesure des contraintes résiduelles sur éprouvette brute et sur éprouvette AR.....	ANN-23
ANNEXE VII : Tableaux de calcul des vitesses de propagation.....	ANN-29
ANNEXE VIII : Exploitation des essais séquentiels de fatigue pour étalonnage de la méthode des jauges.....	ANN-33
ANNEXE IX : Utilisation de la méthode des jauges sur éprouvette arasée-rainurée.....	ANN-43
ANNEXE X : Résultats des essais sur éprouvettes AR grenillées.....	ANN-45
ANNEXE XI : Mesure des contraintes résiduelles sur éprouvettes grenillées et restaurées.....	ANN-49
ANNEXE XII : Analyse calorimétrique différentielle.....	ANN-57
ANNEXE XIII : Détermination du nombre de cycles à l'amorçage par la méthode des jauges.....	ANN-61



INTRODUCTION GENERALE



INTRODUCTION GENERALE

Dans un souci d'allégement permanent des structures roulantes ou des matériels de travaux publics, on assiste à une utilisation de plus en plus répandue des aciers à Haute Limite d'Elasticité ou aciers HLE (R_e de 360 à 690, voire 990 MPa).

En effet, ces aciers présentent, à épaisseur constante, des caractéristiques mécaniques bien plus élevées que les aciers classiques de construction mécanique ou permettent, pour une sollicitation mécanique donnée, de notables réductions d'épaisseur.

Ce dernier point se révèle très intéressant dans le cas où il est nécessaire de maîtriser les coûts de production et en particulier les coûts énergétiques (effets d'inertie dans le cas des grues par exemple).

Le développement de telles nuances d'aciers (appellation SOLDUR chez SOLLAC) est effectif depuis les années 70 et correspond à l'arrivée de nouveaux processus sidérurgiques d'élaboration, tels que le laminage thermomécanique des tôles laminées à chaud qui permet d'affiner les structures métallurgiques au cours du laminage et du refroidissement (Fig. INT-1).

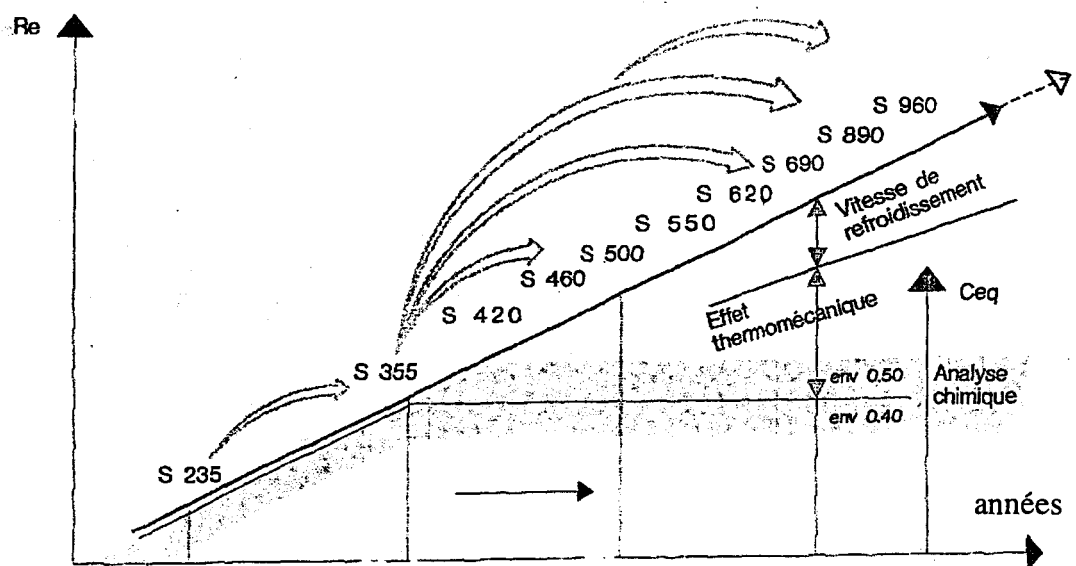


Fig. INT - 1 : Evolution du marché des aciers de construction et apparition des nuances HLE en liaison avec l'évolution des process sidérurgiques [RIG97]

Les nouveaux processus d'élaboration se traduisent par un affinement des structures métallurgiques induit par la composition chimique et les conditions thermomécaniques de laminage et de bobinage des tôles. Le gain en termes de caractéristiques mécaniques monotones est donc obtenu grâce à l'existence de microstructures plus fines allant des microstructures ferrito-perlitique à ferrito-bainitique avec une taille de grain associée relativement faible, de l'ordre de la dizaine de microns. A composition chimique identique, les aciers TMCP (Thermal-Mechanical Control Process) ainsi obtenus présentent des limites d'élasticité plus importantes que les aciers traditionnels (Fig. INT-2).

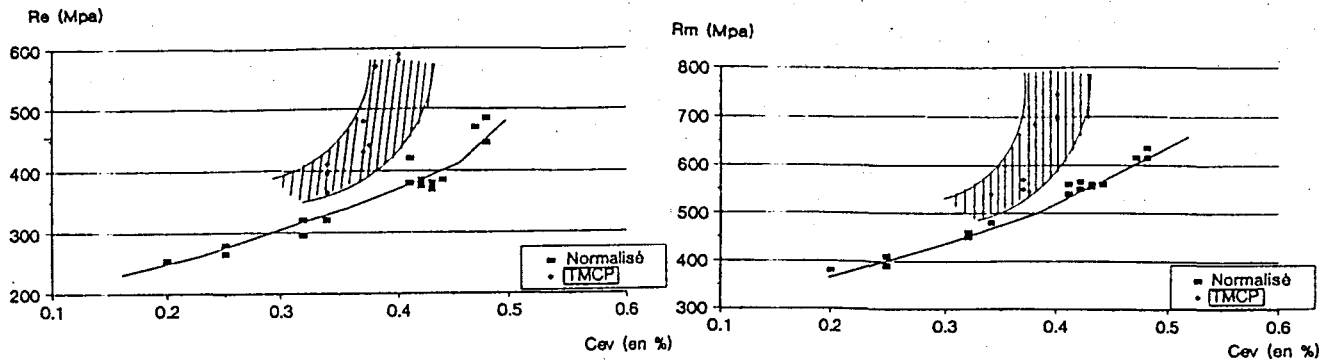


Fig. INT - 2 : Evolution de R_e et R_m avec la composition en carbone équivalent suivant le processus d'élaboration sidérurgique [VIG94]

Les aciers TMCP possèdent de plus une excellente formabilité (par pliage ou profilage) et une soudabilité meilleure que certains aciers traditionnels deux fois moins résistants, sans compter de très bonnes propriétés de résilience et une très bonne aptitude au soudage étant à relier à leur faible niveau en Carbone équivalent ($C_{ev} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{5}$) et leur faible teneur en éléments d'alliage et impuretés.

Le soudage étant l'un des procédés d'assemblage les plus répandus, la majeure partie des applications des HLE concerne les structures mécanosoudées. Ces nuances d'acier trouvent leur application idéale chaque fois que l'allégement est recherché, comme dans les équipements de transport (Fig. INT-3), dans les structures offshore, les ouvrages d'art (ponts suspendus) et les industries automobiles et ferroviaires. Citons par exemple, l'utilisation des HLE pour le train avant de la PEUGEOT 406, ou encore pour les pylônes du pont Erasmus à Rotterdam (Fig. INT-4) réalisés en S460M pour des raisons de contraintes dimensionnelles [VIG94].

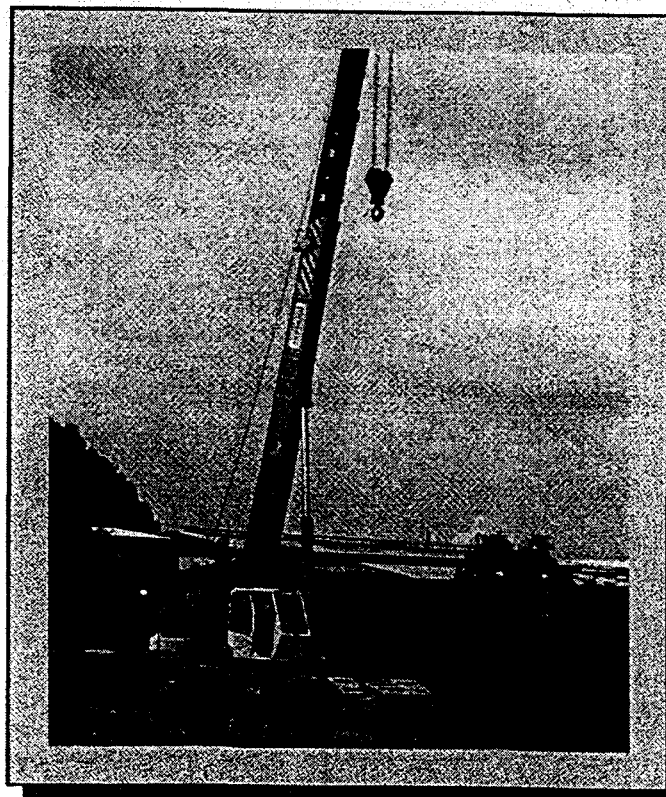


Fig. INT - 3 : Application du SOLDUR 690 dans le cas d'une flèche de grue en caisson

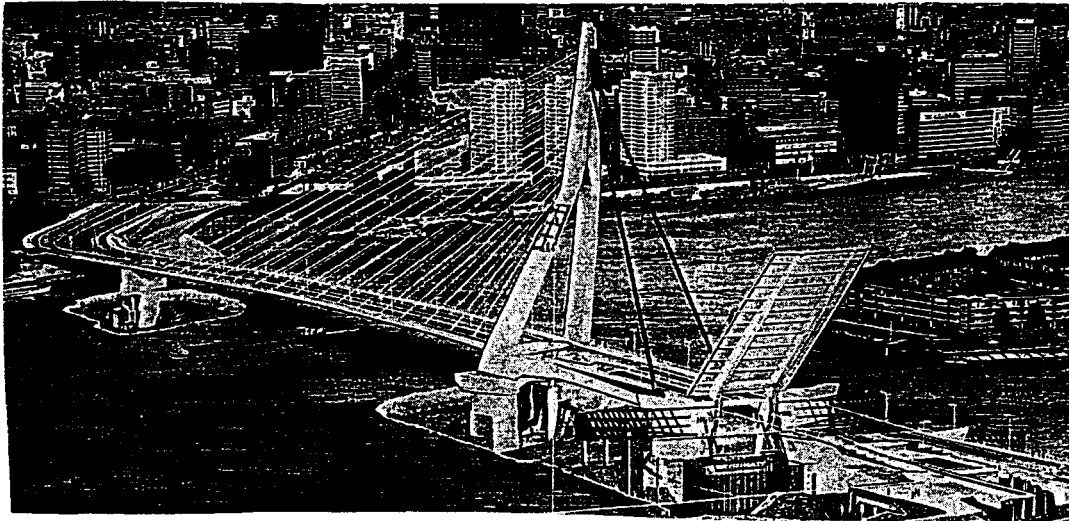


Fig. INT - 4 : Utilisation du SOLDUR 460 M pour les pylônes du pont Erasmus à Rotterdam [VIG94]

L'évolution constante de la demande en acier HLE (près de 400000 tonnes en 1997, soit 27 % de la production de tôles fortes par USINOR) traduit bien l'engouement que suscitent les qualités de ces aciers. Prenons le cas du pont de Remoulins dans le Gard réalisé entièrement en HLE S355 pour les poutres principales, les entretoises et les pièces de pont, et en HLE S460 pour les poutres au droit des pylônes de soutien (Fig. INT-5).

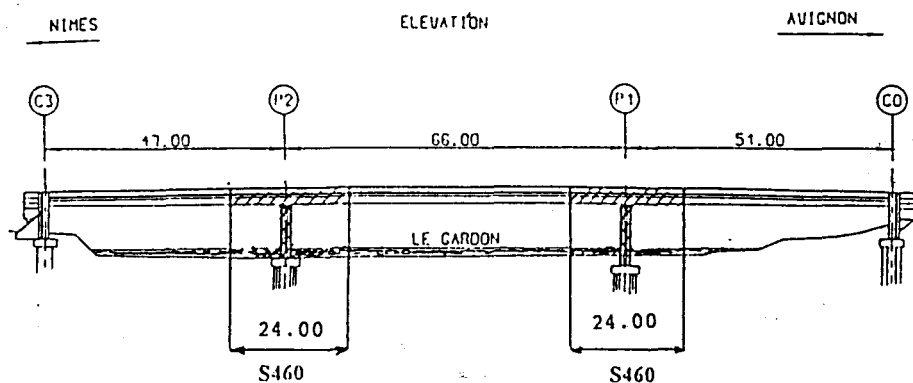


Fig. INT - 5 : Structure du pont de Remoulins, utilisation judicieuse des aciers HLE [VIG94]

L'utilisation de l'acier S460 M pour ces derniers éléments a permis de réduire l'épaisseur à 80 mm au lieu de 120 mm par rapport à une solution en S355, soit un gain de 34 tonnes. On voit donc clairement l'avantage de telles nuances d'acier ne serait-ce qu'en terme de coût de production.

Leurs très bonnes qualités de soudabilité et de dureté et surtout le gain de poids qu'ils procurent, ont aussi permis leur expansion dans le domaine des structures offshore, en particulier en Mer du Nord. Pourtant l'action répétée des vagues sur de telles structures conduit inévitablement à l'apparition de fissures de fatigue et nous verrons plus loin que le phénomène de fatigue est préjudiciable aux aciers HLE principalement à bas niveau de chargement.

Mais après avoir testé en fatigue des éléments de structures à l'échelle 1 constitués soit en acier HLE (Re de 800 à 1000 MPa), soit en acier conventionnel, certains auteurs [AGE97] ont montré l'avantage de la première nuance d'acier. Ils ont montré en effet que, dans le cas d'éléments

plaques avec attaches transversales soudées (Fig. INT-6), la limite de fatigue est alors améliorée de 40 à 120 % par l'utilisation d'aciers HLE.

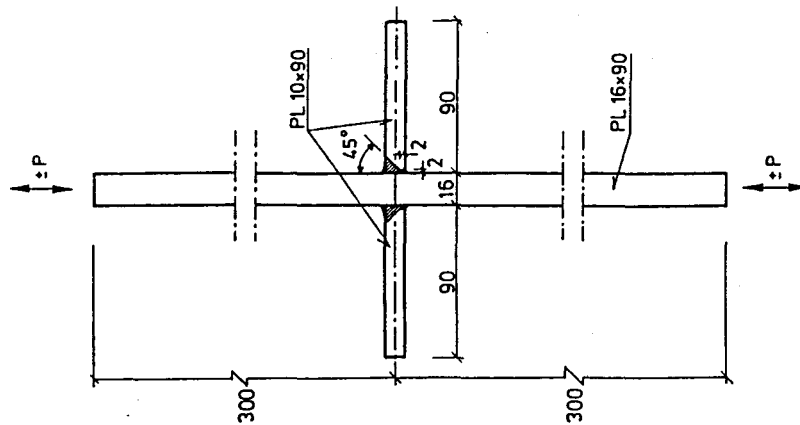


Fig. INT - 6 : Détails des éléments plaques soudés [AGE97]

Cependant si les avantages que procurent ces aciers dans le domaine de la construction mécanosoudée sont évidents en ce qui concerne la résistance aux sollicitations monotones, il n'en est pas de même en fatigue, en particulier dans le domaine de la fatigue endurance où leurs performances sont sensiblement les mêmes que les aciers de construction classiques. La figure INT-7 montre ainsi un exemple de fissuration par fatigue au niveau des cordons de soudure qui assurent la cohésion d'un châssis de camion en acier à haute résistance.

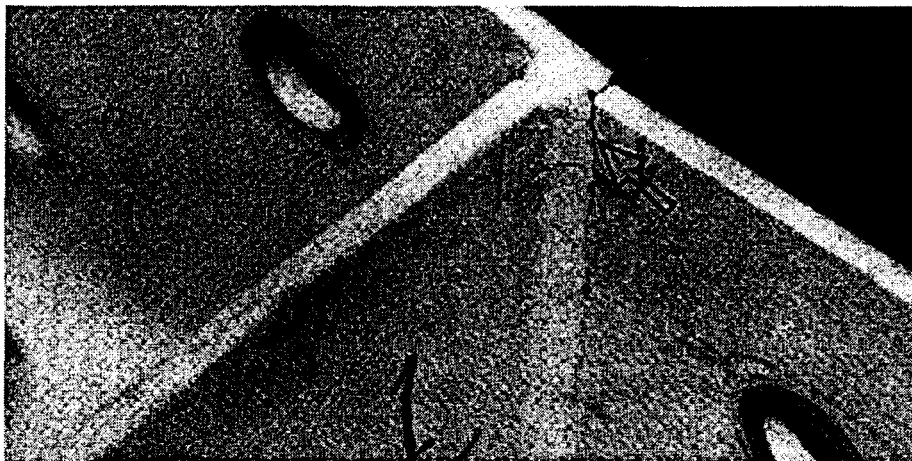


Fig. INT - 7 : Fissuration par fatigue d'un châssis de camion en acier à haute résistance [THO95]

Le phénomène de fatigue, désormais bien connu, se caractérise par le fait qu'une structure s'endommage puis se rompt lorsqu'elle est soumise à des efforts répétés dans le temps, efforts dont le niveau peut être bien inférieur à la limite d'élasticité du matériau (domaine de la fatigue endurance). L'application de grands coefficients de sécurité, en général basés sur la limite d'élasticité, n'est parfois pas suffisante pour éviter la ruine et on constate d'ailleurs que les ruptures de composants en service dues aux fissurations par fatigue représentent 70 % des cas d'avaries.

Une propriété importante d'un composant ou d'une structure mécanosoudée est donc la durée de vie en fatigue N_R qui peut en fait se décomposer en un nombre de cycles à l'amorçage N_a et un nombre de cycles en propagation N_p .

Or, il a été montré [CHA93, LAMB91, DAV92] que N_p ne dépend pratiquement pas de la limite d'élasticité du métal de base utilisé. Un gain sur N_R sera alors principalement consécutif à un gain sur N_a . Il convient ainsi de retarder l'amorçage de la fissuration et ceci d'autant plus que la phase d'amorçage représente une fraction de durée de vie plus importante dans le domaine des bas niveaux de chargement (fatigue endurance).

Le comportement des assemblages soudés en acier HLE en fatigue endurance est lié à la présence des cordons de soudure entre les différents éléments constitutifs de l'assemblage (Fig. INT - 7). Ces cordons constituent, en effet, de véritables entailles mécaniques introduisant des « effets d'entaille » à l'endroit où la géométrie locale est la plus défavorable, c'est-à-dire en général en pied de cordon. Sous l'effet d'une contrainte réelle locale qui est de ce fait bien plus importante que la contrainte nominale appliquée à l'assemblage, les phénomènes d'amorçage et de propagation de fissures peuvent se développer au niveau de ces sites d'amorçage privilégiés.

C'est pour ces raisons qu'il est important d'étudier d'abord les facteurs qui conditionnent la résistance à l'amorçage, et aussi mais dans une moindre mesure, ceux qui conditionnent la résistance à la propagation des fissures de fatigue dans un assemblage soudé.

Ensuite il convient de jouer sur ces facteurs pour améliorer effectivement la résistance finale de l'assemblage.

Le sujet de la présente étude s'inscrit dans cette démarche. En effet, son premier objectif est tout d'abord, de mettre en évidence l'influence effective de la microstructure du site d'amorçage sur la propagation des fissures de fatigue. Ce facteur d'influence n'est généralement pas pris en compte pour expliquer le comportement en fatigue des assemblages soudés étant donné que la mauvaise qualité initiale de la soudure engendre des défauts tels en pied de cordon que la phase d'amorçage est inexistante ou réduite [MAD97, NUS96].

Le second objectif est de mettre au point un traitement de type « thermomécanique » qui influencerait sur la microstructure ou la sous-structure de la bainite en pied de cordon, là où s'amorcent les fissures de fatigue, en vue d'augmenter la durée de vie à l'amorçage, et par suite d'améliorer le comportement sous sollicitations cycliques de l'assemblage en acier HLE.

Les enjeux de la thèse consistent ainsi à identifier les paramètres microstructuraux ou métallurgiques qui gouvernent la propagation des fissures courtes de fatigue, de façon à ouvrir des perspectives d'amélioration du comportement en fatigue notamment dans le domaine de l'endurance, mais aussi de proposer et d'appliquer un tel traitement thermomécanique de parachèvement adapté à notre cas d'étude.

A plus long terme, il s'agit de favoriser le développement des aciers à hautes caractéristiques mécaniques tels que les aciers HLE en améliorant leur comportement en fatigue-endurance.

Le présent mémoire s'articule en quatre chapitres. Le premier consiste en une étude bibliographique qui fait le point sur les facteurs principaux d'influence sur le comportement en

fatigue des assemblages soudés et présente une série de traitements de parachèvement, classiques ou plus originaux pour certains, susceptibles d'améliorer la résistance en fatigue.

Le second chapitre présente le matériau utilisé pour réaliser les assemblages soudés de l'étude et définit les différents types d'éprouvettes de fatigue utilisés. Deux techniques de détection et de suivi des fissures de fatigue, fonction du type d'éprouvette, sont présentées.

Le troisième chapitre décrit les résultats obtenus par les essais de fatigue pour les différents cas d'éprouvettes. En particulier, ce chapitre traite de l'influence de la microstructure bainitique du site d'amorçage sur la propagation des fissures courtes. Une autre partie est consacrée à l'étalonnage d'une méthode de détection et de suivi de fissures en continu ainsi qu'à la définition d'un critère d'amorçage en liaison avec la transition fissure courte / fissure longue.

Le dernier chapitre est axé sur la recherche d'une amélioration du comportement des assemblages soudés dans le domaine de l'endurance. Un traitement thermomécanique, associant un traitement mécanique d'écrouissage superficiel et un traitement thermique de restauration, est mis au point dans les conditions de l'étude. La résistance en fatigue à l'amorçage et à rupture des assemblages soudés est étudié en fonction des différentes conditions de traitement.

Enfin, la conclusion générale permet de souligner les principaux résultats qui émergent de la présente étude et d'ouvrir quelques perspectives d'avenir.

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

SOMMAIRE

I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	I-3
I.1. Introduction	I-3
I.2. Fatigue des assemblages soudés en acier HLE	I-3
I.2.1. Le phénomène de fatigue appliqué aux nuances HLE	I-3
I.2.2. La sensibilité aux effets d'entaille	I-7
I.3. Etude de certains facteurs d'influence	I-11
I.3.1. Influence de la géométrie de l'assemblage soudé	I-11
I.3.1.1. Le type d'assemblage	I-11
I.3.1.2. L'épaisseur des éléments de l'assemblage	I-12
I.3.1.3. Les défauts d'alignement	I-13
I.3.1.4. La géométrie en pied de cordon	I-14
I.3.1.4.1. Définitions	I-14
I.3.1.4.2. Méthodes de détermination	I-15
I.3.1.4.3. Calcul de K_t	I-17
I.3.1.4.4. Conséquences en fatigue	I-17
I.3.1.4.5. Géométrie et procédure de soudage	I-19
I.3.1.4.6. Notion de contrainte au point chaud	I-21
I.3.2. Influence des contraintes résiduelles	I-24
I.3.2.1. Définition	I-24
I.3.2.2. Etat des contraintes résultant du soudage	I-26
I.3.2.3. Effet des contraintes résiduelles	I-27
I.3.2.4. Influence de la fatigue sur la relaxation des contraintes	I-29
I.3.3. Influence de la microstructure	I-30
I.3.3.1. Rappels sur la propagation des fissures longues	I-30
I.3.3.2. Amorçage et propagation des fissures courtes	I-31
I.3.3.2.1. Les différents stades de croissance	I-31
I.3.3.2.2. Le diagramme de Kitagawa et Takahashi	I-34
I.3.3.2.3. Influence de la taille et de l'orientation des grains	I-35
I.3.3.2.4. Influence de la microstructure des grains	I-38
I.3.3.2.5. Rôle des sous-structures de dislocations	I-39
I.3.3.3. Le stade II de propagation des fissures longues	I-41
I.3.3.4. Influence des inclusions non-métalliques	I-42
I.3.3.4.1. Rôles respectifs des inclusions et de la microstructure	I-42
I.3.3.4.2. Importance des inclusions sur éprouvettes grenailées	I-44
I.3.3.5. Conclusions	I-46
I.4. Les Traitements de parachèvement des assemblages soudés	I-47
I.4.1. L'optimisation de la procédure de soudage	I-47
I.4.2. Les traitements classiques de parachèvement	I-49
I.4.2.1. Le meulage en pied de cordon	I-49
I.4.2.2. Le traitement thermique de détente	I-49
I.4.2.3. La refusion TIG	I-50
I.4.2.4. Le martelage de précontrainte	I-52
I.4.2.5. Le grenailage de précontrainte	I-55
I.4.2.5.1. Introduction	I-55
I.4.2.5.2. Profils de contraintes résiduelles et facteurs d'influence	I-56
I.4.2.5.3. L'effet du grenailage sur la tenue en fatigue	I-58
I.4.2.5.4. Fatigue et relaxation des contraintes introduites par grenailage	I-60
I.4.2.6. Conclusions	I-62
I.4.3. Les traitements « originaux » de parachèvement	I-63

I.4.3.1. Précharge et échauffement combinés	I-63
I.4.3.2. Le traitement de surface laser	I-64
I.4.3.3. La restauration	I-66
I.4.3.3.1. Description	I-66
I.4.3.3.2. Caractérisation	I-67
I.4.3.3.3. Premiers résultats sur le comportement en fatigue	I-70
I.4.3.4. La recristallisation	I-71

I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. Introduction

L'objet de ce chapitre est de faire le point sur l'influence de certains facteurs essentiels qui conditionnent la résistance à l'amorçage et à la propagation des fissures de fatigue dans les assemblages soudés ainsi que sur la capacité de différents traitements de parachèvement à augmenter cette résistance.

Nous commencerons, dans une première partie, par exposer l'intérêt d'étudier la fatigue des assemblages soudés en aciers HLE en rappelant plus précisément en quoi consiste le phénomène de fatigue et comment il se concrétise dans le cas de ces aciers fortement sensibles aux effets d'entaille.

Nous allons nous attacher, dans une deuxième partie, à étudier l'influence des principaux paramètres vis-à-vis de la résistance à la fatigue des assemblages soudés que sont :

- la géométrie de l'assemblage soudé,
- les contraintes résiduelles issues du procédé de soudage et de traitements éventuels de parachèvement,
- la microstructure du site d'amorçage,

tout en sachant qu'il ne s'agit pas là d'une liste exhaustive de tous les facteurs d'influence.

Nous nous intéresserons enfin, dans une troisième partie, aux moyens qui permettent de lutter contre l'endommagement des joints soudés au travers de l'optimisation de la procédure de soudage et des traitements de parachèvement d'origine thermique, mécanique ou thermomécanique, et qui ont une influence directe sur un ou plusieurs des facteurs précédemment présentés. Ces opérations de parachèvement apportent d'ailleurs des gains en terme de fatigue d'autant plus importants que les caractéristiques mécaniques du matériau sont élevées [TRI93-1, MOL94].

I.2. Fatigue des assemblages soudés en acier HLE

I.2.1. Le phénomène de fatigue appliqué aux nuances HLE

Le domaine d'étude de la fatigue des assemblages soudés est très vaste, et nous allons le restreindre ici au cas particulier des assemblages en acier HLE.

La rupture par fatigue se produit lorsque les pièces ou éléments mécaniques sont soumis à des contraintes variables dans le temps, pouvant d'ailleurs être bien inférieures à la résistance à la

rupture ou même à la limite d'élasticité du matériau qui les constitue. Dans ce cas, la fissuration se produit sans déformation plastique apparente.

Ce risque de rupture spécifique est d'autant plus rencontré à l'heure actuelle qu'il existe un réel souci d'allègement des structures roulantes ou des matériels de travaux publics, alors qu'on assiste en même temps à une augmentation du niveau des contraintes de travail auxquelles sont soumises les pièces mécaniques. Le développement des aciers HLE permet de répondre à ces exigences, même si la tenue globale d'une structure soudée dépend essentiellement de la résistance à la fatigue des joints soudés qu'elle comporte.

Lors d'essais de fatigue en laboratoire, on utilise des éprouvettes représentatives des phénomènes réels auxquels les assemblages soudés sont soumis. On applique à ces éprouvettes une sollicitation qui varie périodiquement (généralement de façon sinusoïdale) ou aléatoirement dans le temps (Fig. I - 1).

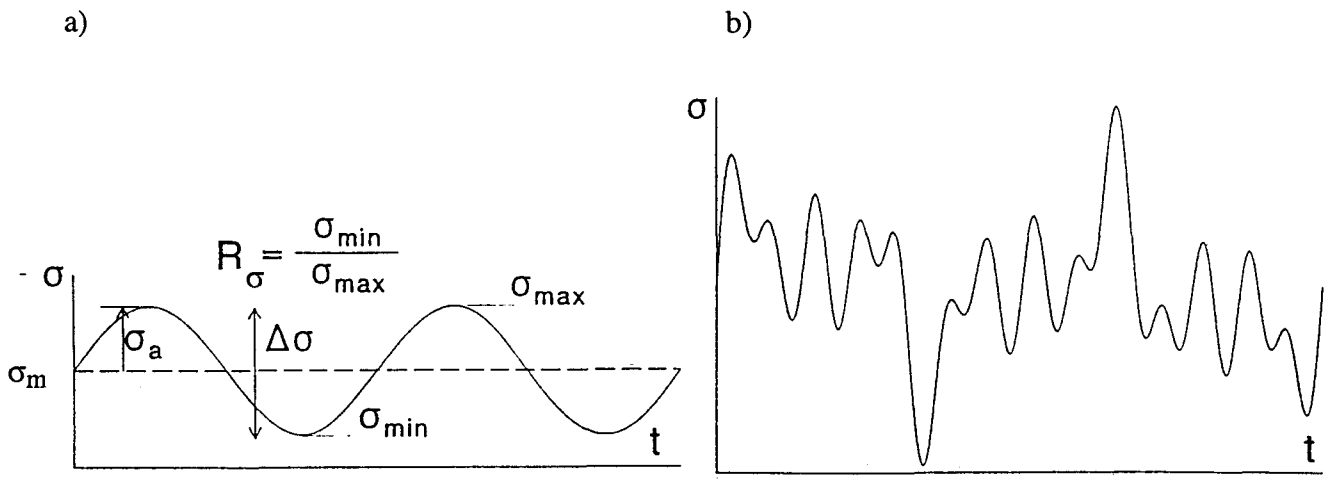


Fig. I - 1: Exemple de fonction contrainte appliquée sinusoïdale (a) et aléatoire (b)

Le cycle de contrainte se caractérise par une amplitude de contrainte sinusoïdale σ_a et une contrainte moyenne σ_m . La somme des deux définit la fonction contrainte. On définit le rapport

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

et la variation de la contrainte appliquée $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$.

La réponse du matériau définie par le nombre de cycles à rupture N_r , pour différentes variations de contrainte et pour un même rapport de charge, est représentée généralement dans un diagramme $\Delta\sigma$ - N_r , dit de Woehler, semi-logarithmique le plus souvent ou bi-logarithmique.

La figure I-2 montre plusieurs courbes-type de Woehler classifiées par l'Institut International de la Soudure (IIS/IIW) en fonction de différents détails constructifs d'assemblages.

Le critère de ruine du composant soudé sollicité en fatigue est fonction de la nature de la sollicitation. En traction simple la ruine correspond généralement à la rupture complète, tandis qu'en flexion, elle correspond à la rupture dans la demi-épaisseur.

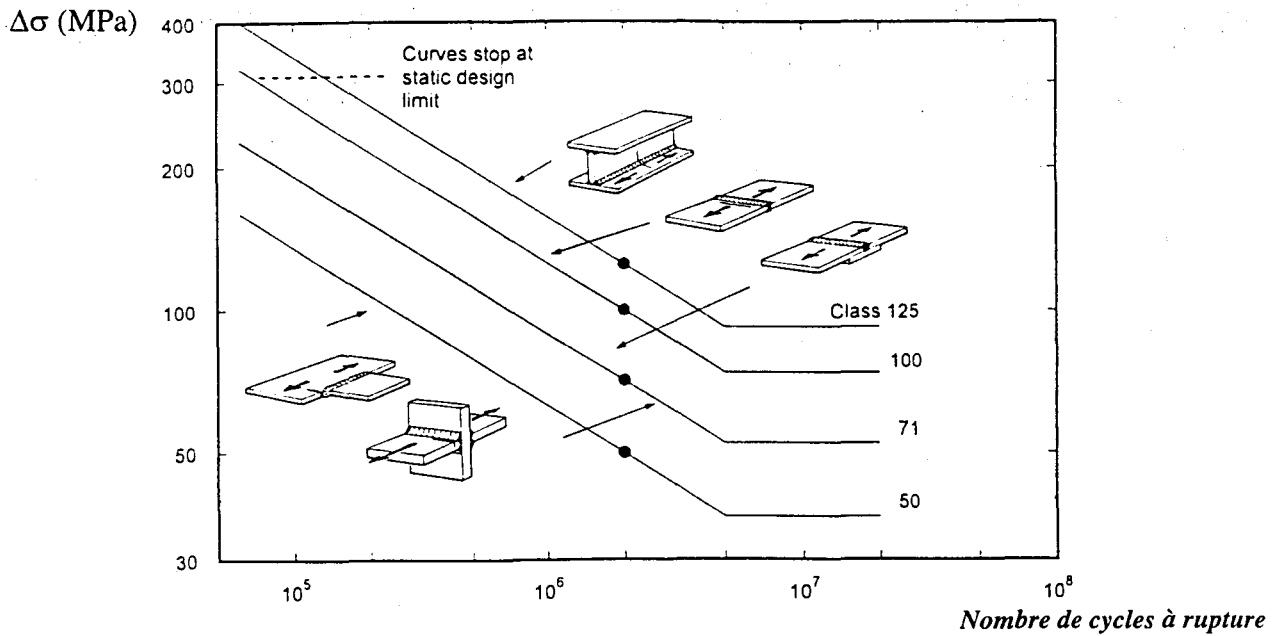


Fig. I - 2 : Courbes de résistance à la fatigue de dispositions constructives-type

Le diagramme de Woehler présenté figure I-2 permet de distinguer la zone d'endurance limitée ($\approx 5.10^4$ à 5.10^6 cycles) pour lequel la rupture se produit sans que la contrainte maximale appliquée ne dépasse la limite d'élasticité, et la zone d'endurance illimitée ($N_r > 5.10^6$ cycles) caractérisée par la limite d'endurance σ_D , contrainte limite en dessous de laquelle il n'y a jamais rupture. Cette valeur est une valeur seuil (asymptote horizontale de la zone d'endurance limitée). Par convention, on peut définir σ_{D_N} à un nombre de cycles N déterminé (en général 2.10^6 pour les essais de fatigue sur joints soudés).

L'apparition des fissures de fatigue qui vont mener à la rupture de l'assemblage soudé est directement liée à la présence des cordons de soudure et donc à l'existence de zones de concentration de contraintes (Fig. I - 3). Ces zones sont soit le cordon de soudure lui-même (en tant que discontinuité géométrique macroscopique), soit des défauts géométriques ou métallurgiques résultant du procédé de soudage.

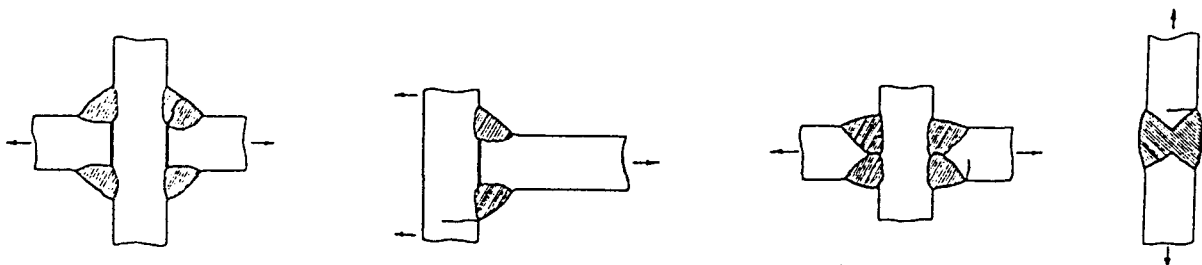


Fig. I - 3 : Exemples classiques de localisation de la fissuration en fonction du type de joint soudé

D'autre part, on distingue la période correspondant à l'amorçage des fissures de fatigue, période caractérisée par un nombre de cycles à l'amorçage N_a et la période correspondant à la

propagation jusqu'à rupture, période caractérisée par un nombre de cycles en propagation N_p . La somme des deux phases d'amorçage et de propagation donne donc la durée de vie totale. La figure I-4 montre l'évolution respective de ces deux phases sur un même diagramme de Woehler. On constate qu'à faible variation de contrainte, c'est la phase d'amorçage qui est prépondérante alors qu'à forte variation de contrainte, c'est la phase de propagation.

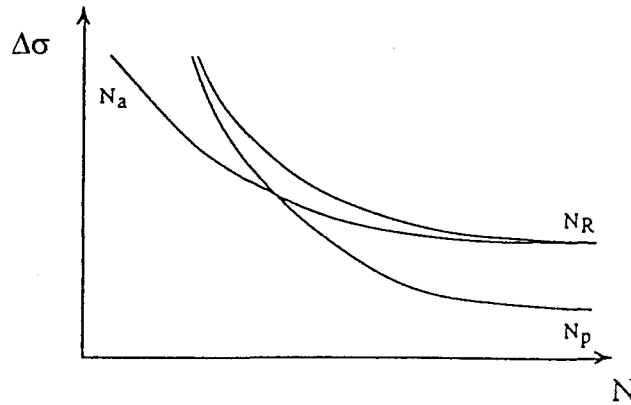


Fig. I - 4 : Parts respectives de l'amorçage et de la propagation dans la durée de vie à rupture

Les aciers à haute limite d'élasticité présentent un intérêt en fatigue dans le cas de sollicitations cycliques élevées, que ce soit pour des amplitudes de contraintes appliquées importantes ou pour des niveaux de contraintes moyennes élevés. A titre d'illustration, la figure I-5 montre que dans le premier cas le comportement cyclique en traction de joints en croix à âme continue est amélioré quand on utilise un acier E460 au lieu d'un acier E355 [LIEU85-1].

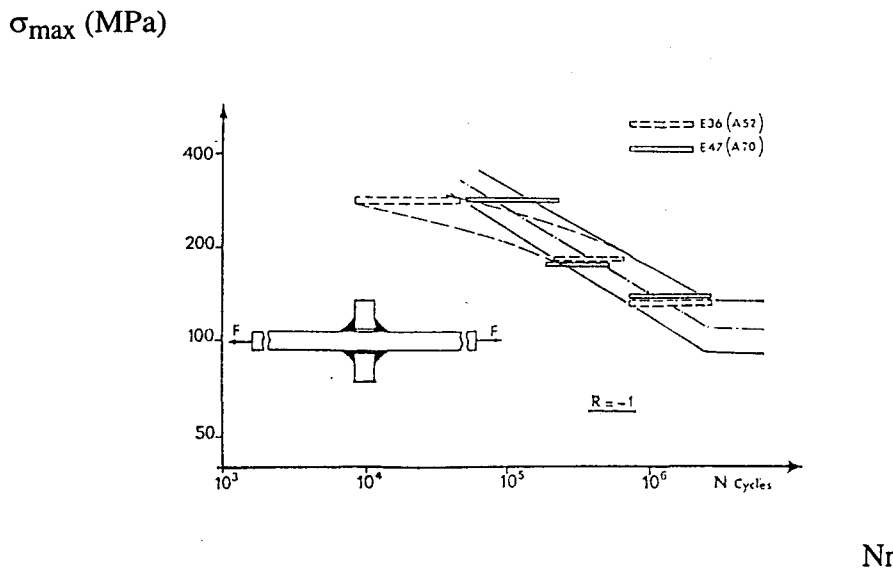


Fig. I - 5 : Bandes de dispersion de résultats en fatigue de joints soudés en croix en fonction de la nature de l'acier (E355 et E460) [LIEU85-1]

Pour mettre en évidence l'influence du niveau de la contrainte moyenne σ_m , on utilise un diagramme, appelé diagramme d'endurance, défini pour une même durée de vie. Plusieurs

formes sont utilisables ; les plus courantes sont le diagramme de Goodman, $\sigma_{\max}, \sigma_{\min} = f(\sigma_m)$ et le diagramme de Haigh, $\Delta\sigma/2 = f(\sigma_m)$.

Le diagramme de Goodman schématisé représenté dans la figure I-6, construit ici à partir des valeurs de σ_D ($R_\sigma = -1$) et de la limite d'élasticité R_e permet de visualiser un autre intérêt des nuances HLE vis-à-vis du comportement en fatigue. Plus la limite d'élasticité de l'acier augmente, plus la variation de contrainte $\Delta\sigma$ admissible est grande pour un niveau de contrainte moyenne σ_m donné. Une étude comparée [LIEU85-1] d'essais de fatigue sur joints soudés en angle en aciers E355 et E460 a par exemple bien montré l'avantage que présente ce dernier à contrainte moyenne élevée ($\sigma_m = 2/3 R_e$).

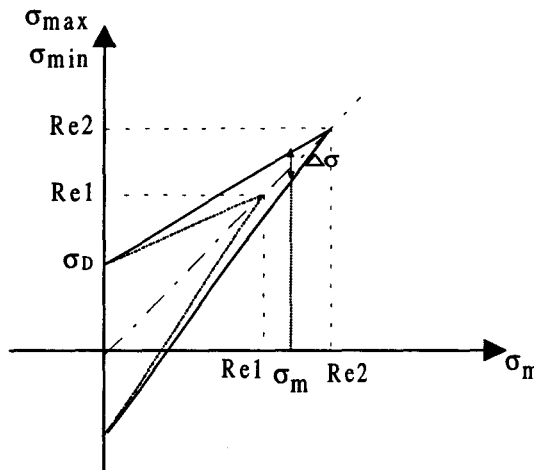


Fig. I - 6 : Mise en évidence de l'influence de R_e sur la variation de contrainte $\Delta\sigma$ admissible

Malgré les avantages que présentent les aciers HLE, ces derniers ne sont généralement pas préconisés lorsque la structure est sollicitée dans le domaine de la fatigue-endurance. La raison de ces réticences en est que ces aciers sont très sensibles à l'effet d'entaille, et donc que leur comportement en fatigue tend à se rapprocher de celui des aciers de construction classiques (Fig. I - 5). Par contre, ces aciers seraient davantage préconisés lorsque la structure soudée est soumise à un spectre aléatoire de chargement et aurait à supporter un petit nombre de cycles à haut niveau de chargement [MAD97, AGE97].

1.2.2. La sensibilité aux effets d'entaille

On sait que toute discontinuité géométrique des pièces mécaniques : épaulements, trous taraudés, accidents d'usinage, etc., qu'on appelle encore entailles mécaniques, entraîne des concentrations de contraintes qui en font souvent un endroit critique de la pièce sollicitée.

Cet effet d'entaille peut être évalué à l'aide du coefficient théorique de concentration de contrainte K_t . Le coefficient K_t est le rapport de la contrainte maximale réelle au niveau de l'entaille sur la contrainte maximale nominale (au sens de la RDM).

On peut ainsi définir localement un K_t au pied de cordon qui correspond à la zone critique du joint soudé (Fig. I - 7).

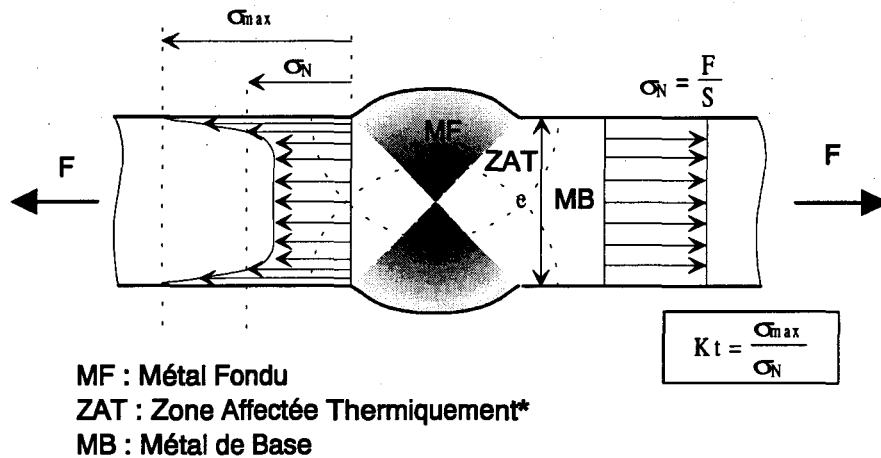


Fig. I - 7 : Définition du coefficient théorique de concentration de contrainte

Le coefficient théorique de concentration de contraintes peut être déterminé par différentes méthodes. On peut citer par exemple la méthode des éléments finis ou les mesures photo-élasticimétriques comme l'ont fait KENYON et al [KEN66].

Sachant que le mode de sollicitation lui-même correspond à une distribution de contraintes nominale particulière dans une section, le gradient de contrainte réel en pied de cordon dépend d'une part du mode de sollicitation et d'autre part de cet effet d'entaille. Ceci conditionne fortement la tenue en fatigue. Ainsi, dans une étude du comportement d'assemblages soudés bout-à-bout en acier E490, sollicités en traction répétée ($R_\sigma = 0,1$), LIEURADE [LIEU92] a observé une augmentation de la limite d'endurance supérieure à 30 % quand on passe d'une sollicitation de traction à une sollicitation de flexion plane.

Pour rendre compte de l'influence d'une concentration de contrainte sur le comportement en fatigue d'une pièce entaillée, on utilise le coefficient effectif de concentration de contrainte K_f . Celui-ci est défini de façon analogue au coefficient théorique de concentration de contraintes K_t défini pour une sollicitation monotone :

$$K_f = \frac{\sigma_D \text{ pièce non-entaillée}}{\sigma_D \text{ pièce entaillée}}$$

avec σ_D : limite d'endurance en fatigue.

Dans le cas d'essais de fatigue sur assemblages soudés, K_f est le rapport de la limite d'endurance du métal de base sans soudure sur la limite d'endurance de l'assemblage avec cordon de soudure. LIEURADE [LIEU84] a obtenu par exemple une valeur de K_f de l'ordre de 2 dans le cas de joints soudés bout-à-bout bruts (soudage MAG sur coupons de 8 mm d'épaisseur) en acier E355.

Le coefficient K_f est en général inférieur au K_t . En effet les microdéformations plastiques cycliques qui se développent au niveau de l'entaille permettent de réduire le niveau de la contrainte réelle (relaxation de contrainte par déformation plastique appelé encore « adaptation plastique à fond d'entaille »). Le coefficient K_f est d'autant plus faible par rapport au K_t que l'acier est plus ductile.

La détermination de K_f peut se faire pratiquement grâce à des abaques tels que celui de la figure I-8. Cet abaque donne la valeur de K_f/K_t en fonction de la résistance à la rupture R_m du matériau et de K_t .

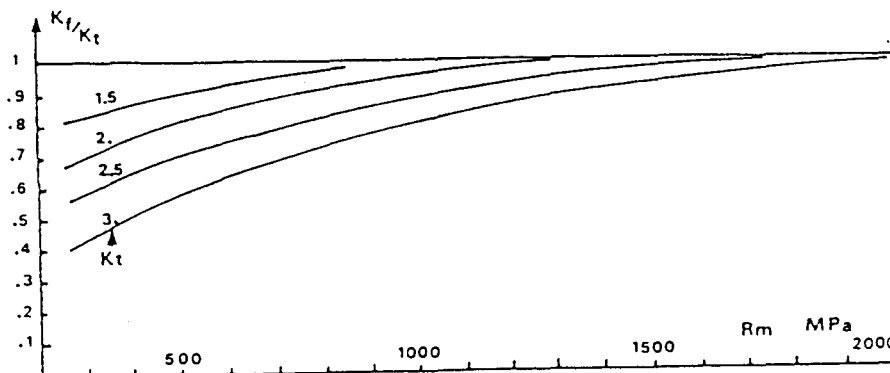


Fig. I - 8 : Détermination de K_f en fonction de K_t et de R_m [MAC73]

On peut aussi déterminer la valeur du coefficient K_f par l'intermédiaire de l'indice de sensibilité à l'entaille $q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}$. Cet indice s'exprime en fonction du rayon à fond d'entaille r et d'un paramètre a caractéristique, défini par PETERSON [PET74].

Le tableau I-1 présente les expressions les plus classiques proposées par différents auteurs. Le paramètre caractéristique a dépend fortement, de l'inverse de la résistance à rupture R_m du matériau, c'est-à-dire que l'on retrouve dans ces expressions le fait que la sensibilité à l'entaille augmente fortement quand on utilise un acier à plus hautes caractéristiques mécaniques.

auteur	formule	paramètre caractéristique
Peterson	$q = \frac{1}{1 + \frac{a}{r}}$	$a = f(R_m)$,
Neuber	$q = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{a}{r}}}$	$a = f(R_m)$,
Harris	$q = 1 - \exp\left(\frac{-r}{a}\right)$	$a = \frac{1077}{R_m^2}$
<i>a en mm; R_m en hbar; r = rayon de l'entaille en mm</i>		

Tableau I - 1 : Expressions de q proposées par différents auteurs [TRU85]

Dans le cas de joints soudés bout-à-bout par exemple, YUND et al [YUN85] donnent l'évolution des paramètres K_t et K_f en fonction du rayon à fond d'entaille r (Fig. I - 9) qui est en fait le rayon en pied de cordon défini plus précisément au paragraphe I.3.1.4.

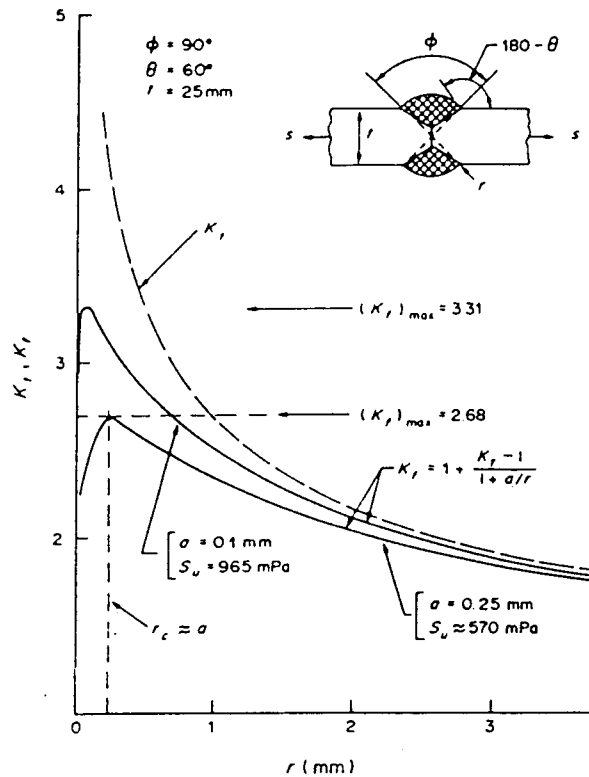


Fig. I - 9 : Evolution de K_t et K_f en fonction de r dans le cas de joints bout-à-bout [YUN85]

L'inconvénient majeur de l'utilisation des aciers HLE réside donc dans leur grande sensibilité aux entailles et notamment aux défauts qu'on peut rencontrer dans les assemblages soudés tels que les cratères de reprise, les morsures, les caniveaux, les inclusions..., ce qui peut réduire considérablement la phase d'amorçage des fissures et diminuer leur résistance en fatigue-endurance [LIEU73].

C'est pourquoi de nombreux auteurs [LIEU85-1, TRI93-1, MOL94] considèrent que l'emploi d'aciers HLE dans les structures mécanosoudées nécessite la réalisation d'assemblages soudés de bonne qualité suivis éventuellement de traitements de parachèvement tendant à réduire les défauts introduits par le process de soudage.

I.3. Etude de certains facteurs d'influence

Notre étude portant sur des joints soudés bout-à-bout, nous nous intéresserons plus particulièrement aux facteurs principaux influant sur le comportement en fatigue de ce type de joint, à savoir :

- la géométrie de l'assemblage soudé, en particulier la géométrie en pied de cordon,
- les contraintes résiduelles résultant du soudage ou de traitement de parachèvement,
- la microstructure du site d'amorçage.

I.3.1. Influence de la géométrie de l'assemblage soudé

Un grand nombre de facteurs géométriques relatifs à un assemblage soudé influent sur la tenue en fatigue [LIEU85-1]. Ce sont le type d'assemblage, les épaisseurs des éléments, les défauts d'alignement, la géométrie en pied de cordon relative au procédé de soudage utilisé ainsi que les défauts qu'il engendre.

I.3.1.1. Le type d'assemblage

La tenue en fatigue et en particulier la limite d'endurance d'un assemblage soudé dépendent, entre autres, du type de joint réalisé. A titre d'illustration, la figure I-10 présente la limite d'endurance en flexion et en traction de différents types d'assemblages soudés en angle de tôles de 10 mm en acier E690. Deux conditions sont envisagées ; avant grenailage (AW) et après (SP). On observe que la limite d'endurance est fonction non seulement du mode de sollicitation mais aussi du type de soudure d'angle, quel que soit la condition considérée.

D'autres études montrent que la résistance en fatigue d'un joint bout-à-bout est deux à trois fois supérieure à celle d'un joint en croix [LIEU85-1].

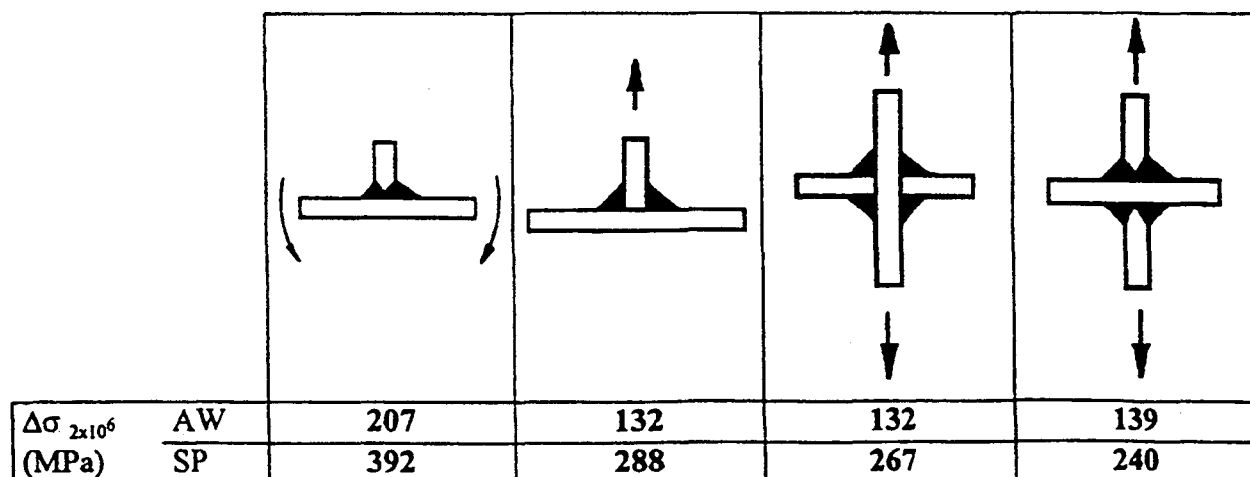


Fig. I - 10 : Limite d'endurance de différents types d'assemblages soudés en acier E690 [LIEU97]

1.3.1.2. L'épaisseur des éléments de l'assemblage

De nombreux auteurs ont observé que, à même contrainte nominale σ_N et pour un même K_t , la tenue en fatigue d'un assemblage soudé diminue quand l'épaisseur des tôles augmente (Fig. I - 11).

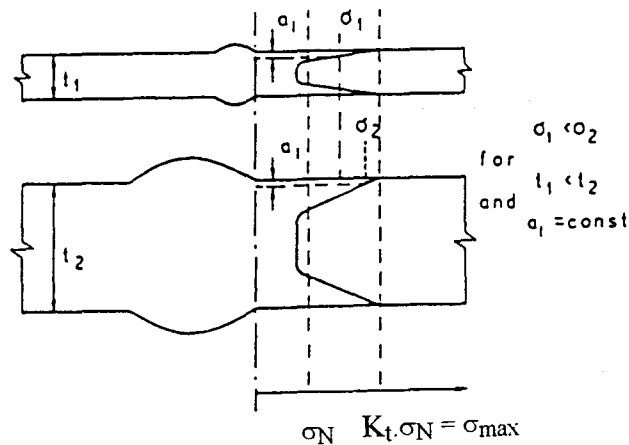


Fig. I - 11 : Répartition de contrainte à même σ_N et σ_{max} pour deux épaisseurs de tôles [TRI93-1]

La figure I-12 montre, à titre d'exemple, la diminution de résistance à la fatigue d'assemblages soudés en T sollicités en flexion quand l'épaisseur des tôles augmente.

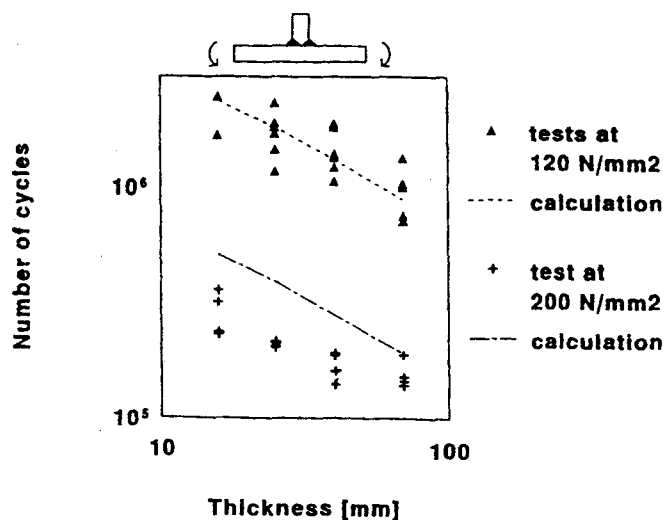


Fig. I - 12 : Influence de l'épaisseur des tôles sur la durée de vie en fatigue et comparaison calculs EF/essais [DIJ97]

Ce phénomène, encore appelé « effet d'échelle », est attribué en particulier à un effet de gradient de contrainte, moins fort dans le cas de l'épaisseur la plus grande. Dans les codes de calcul de structures soudées on tient compte de cet effet d'échelle en appliquant un facteur de réduction à la contrainte nominale. Ce facteur est égal à $(e/e_{réf.})^n$ où e est l'épaisseur de la tôle et $e_{réf.}$ une épaisseur de référence. L'exposant n proche de 0,25 mais dépend légèrement du type de joint soudé et du mode de sollicitation [MAD97].

1.3.1.3. Les défauts d'alignement

Des défauts d'alignement entre les éléments constitutifs des assemblages soudés sont souvent observés. Ils peuvent être consécutifs à une mauvaise disposition initiale des éléments, ou résulter des déformations induites par le soudage lui-même. Ces défauts sont à l'origine de moments de flexion parasites qui se superposent aux charges en service et tendent à réduire la résistance en fatigue. La figure I-13 présente les désalignements axial et angulaire possibles d'un joint soudé bout-à-bout.

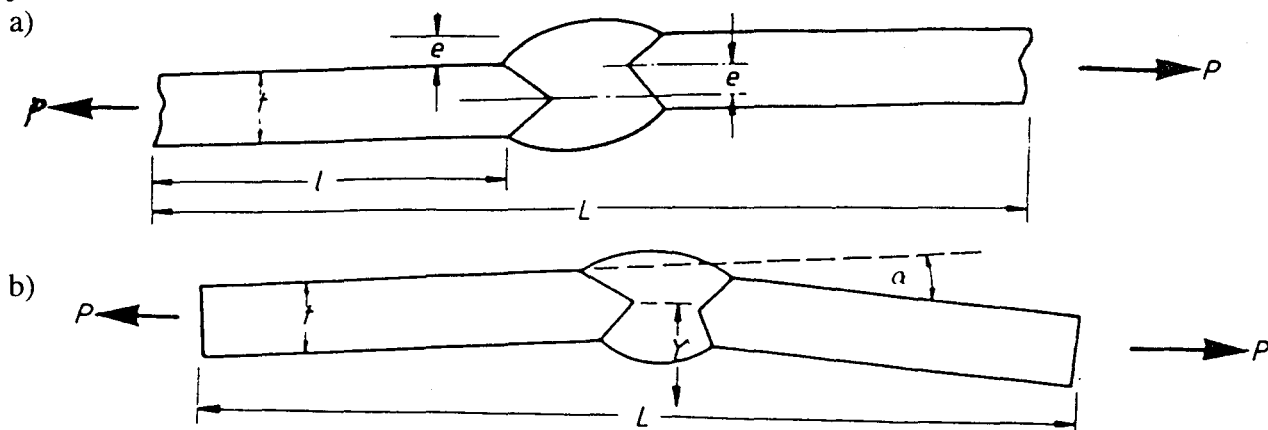


Fig. I - 13 : Désalignements axial (a) et angulaire (b) d'un joint soudé bout-à-bout [MAD85]

Par analogie avec l'effet d'une entaille mécanique, on peut quantifier la perte de résistance à la fatigue à l'aide d'un coefficient de concentration de contrainte K_t caractéristique des désalignements axial et/ou angulaire. La figure I-14 donne l'expression de K_t en fonction de certains types de désalignement pour des joints soudés bout-à-bout [MAD85].

Type de désalignement	Schéma	Formulation de K_t	Remarques
axial entre tôles d'épaisseurs différentes		$K_t = 1 + \frac{6e}{t_1} \left(\frac{t_1^n}{t_1^n + t_2^n} \right)$	en général $n = 1,5$
angulaire		$K_t = 1 + \frac{3Y}{t} \frac{\tanh(\beta/2)}{\beta/2} - 1 + \frac{3}{4} \alpha \frac{L}{t} \frac{\tanh(\beta/2)}{\beta/2}$	$\beta = \frac{L}{t} \sqrt{\frac{3\sigma_N}{E}}$
angulaire et axial combinés		$K_t = 1 + (K_t - 1)_{axial} + (K_t - 1)_{angulaire}$	

Fig. I - 14 : Expressions de K_t en fonction du type de désalignement pour joints soudés bout-à-bout [MAD85]

Il est donc possible de prendre en compte l'influence de ces moments secondaires induits par les désalignements en intégrant ces coefficients de concentration de contrainte supplémentaires dans les calculs prédictifs de durée de vie. Des études ont montré, tout comme dans le cas de l'effet d'échelle, qu'on peut paramétrer la perte de résistance en fatigue en fonction de l'importance du désalignement constaté [LIEU97]. La figure I-15 exprime l'évolution du rapport *limite de fatigue du joint désaligné sur limite de fatigue du joint aligné* en fonction du rapport e/t où e est le désalignement axial et t l'épaisseur des tôles.

$$\frac{\text{fatigue strength of misaligned joint}}{\text{fatigue strength of aligned joint}}$$

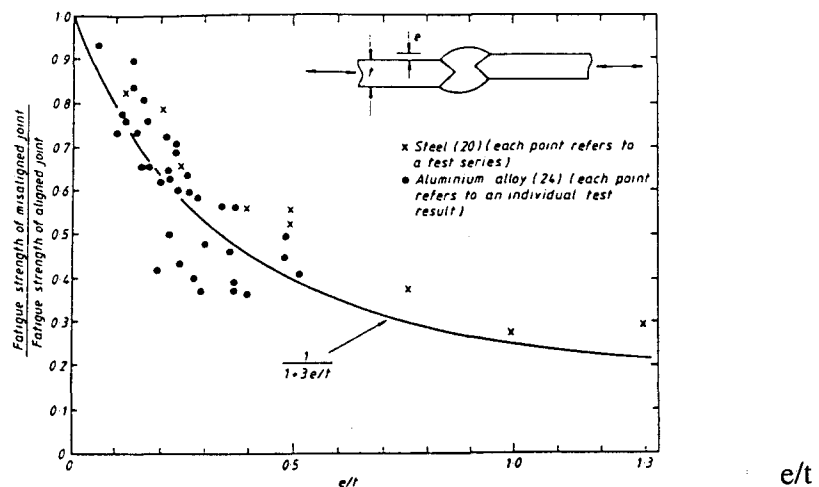


Fig. I - 15 : Evolution de $\sigma_D(\text{désaligné})/\sigma_D(\text{aligné})$ en fonction de e/t [LIEU97]

1.3.1.4. La géométrie en pied de cordon

La durée de vie à l'amorçage et donc la résistance en fatigue de l'assemblage, sont directement liées à la forme du cordon par l'effet de concentration de contrainte qu'elle introduit.

De nombreux auteurs [JAN91, LIEU85-1, BIG85, JAN85, JAN94-1, TRI93-1] ont étudié l'influence de la géométrie du pied de cordon sur le comportement en fatigue de différents types de joints.

On a pu constater en effet, une variation sensible de cette géométrie suite à l'interaction de nombreux facteurs lors de la procédure de soudage (réaction métal de base-métal d'apport, métal de base-atmosphère, métal d'apport-atmosphère...) et aux variations intrinsèques au procédé de soudage (énergie de soudage, vitesse du fil en soudage automatique...).

1.3.1.4.1. Définitions

La géométrie d'un joint soudé est en général caractérisée par deux paramètres géométriques, l'angle θ et le rayon r de raccordement entre le métal de base et le métal d'apport en pied de cordon définis en figure I-16.

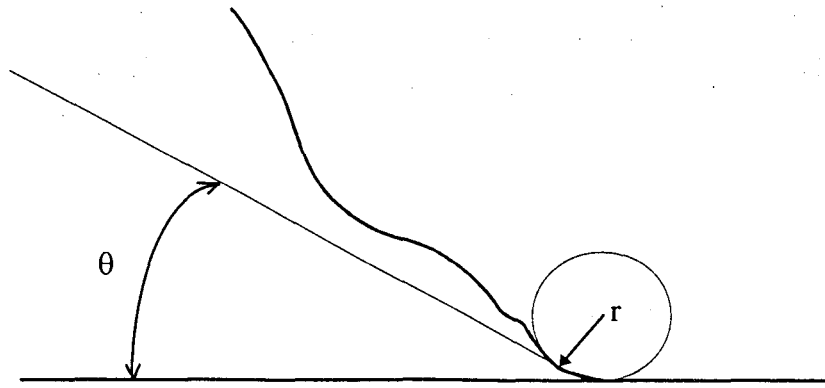


Fig. I - 16 : Détermination de r et θ dans le cas d'un joint soudé bout-à-bout

On distingue ensuite les mesures de rayons et d'angles de raccordement dits « globaux » ou « locaux » en fonction du grossissement utilisé pour la mesure. Dans le premier cas, on assimile r et θ globaux à des valeurs moyennes, tandis que dans le second cas, on détermine les r et θ locaux à l'endroit précis de l'amorçage présumé des fissures de fatigue. La figure I-17 montre la différence entre ces deux notions dans le cas d'un joint en angle.

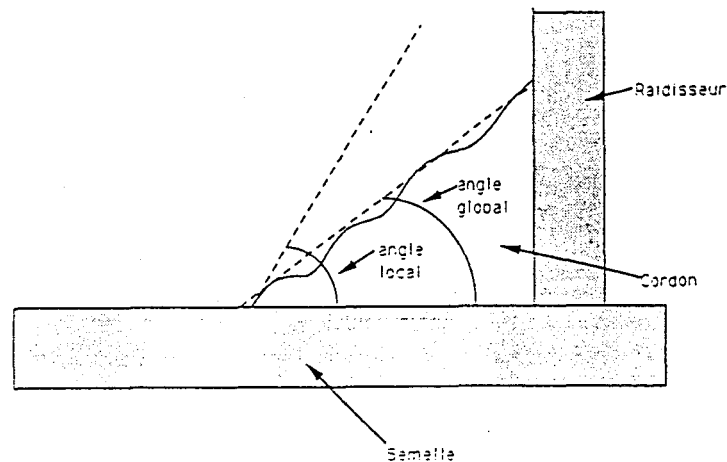


Fig. I - 17 : Angles de raccordement global et local dans le cas d'un joint en angle [MEN94]

Il paraît clair que ce sont les paramètres locaux qui sont les plus intéressants pour déterminer un effet de concentration de contrainte précis au niveau du site d'amorçage. On cherche en effet à prendre en compte les imperfections géométriques locales (ex : caniveau, morsure...) qui influencent fortement la résistance en fatigue.

Pour mesurer ces paramètres, il est nécessaire de disposer de sections droites des cordons, qui peuvent correspondre aux coupes droites des éprouvettes mais aussi provenir de coupes de moulages en résine des cordons. Ces sections droites sont alors agrandies au projecteur de profil (avec un rapport 5 à 10) et étudiées.

I.3.1.4.2. Méthodes de détermination

Deux méthodes sont utilisées : la « méthode de la tangente à la distance l » et la « méthode du plus petit rayon ».

La première méthode proposée par KOBAYASHI [KOB77] avec une distance $l = 0,5$ mm, consiste, à partir d'un point A considéré comme intersection entre métal de base et métal d'apport, à placer à une distance l deux points de tangence d'un cercle dont le rayon est alors le rayon de raccordement r cherché, cette construction permet alors de définir l'angle θ (Fig. I - 18).

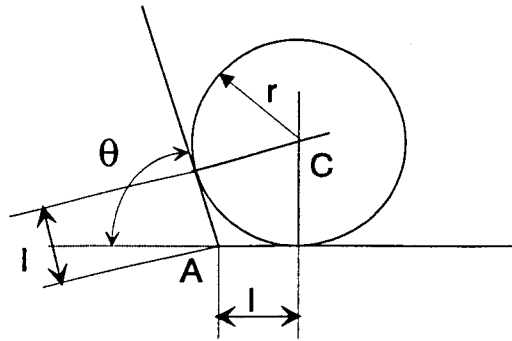


Fig. I - 18 : Définition des paramètres r et θ par la méthode de la tangente à la distance l

Même si cette méthode s'avère pratique et simple à mettre en oeuvre, elle tend cependant à définir un rayon de raccordement fictif, qui dépend bien entendu de la distance l choisie, et qui ne représente donc pas exactement la géométrie réelle.

Après un certain nombre de comparaisons, nous lui préférons la seconde méthode recommandée par l'IIS et décrite dans [LIEU90]. Elle préconise de faire tangenter en un maximum de points de la zone de raccordement du cordon au métal de base, un cercle de plus petit rayon possible (Fig. I - 19). Le dernier point de tangence τ permet de définir l'angle de raccordement.

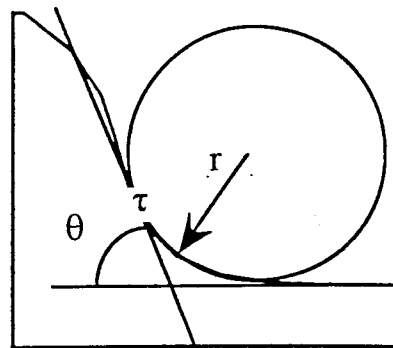


Fig. I - 19 : Exemple de mesure de r et θ par la méthode du plus petit rayon

Cette méthode a par exemple été utilisée par de nombreux auteurs [JAN95, TRI93-1, HUT96]. TRICOTEAUX et al [TRI93-1] ont montré une forte influence sur les valeurs obtenues :

- d'une part du procédé de soudage lui-même, conduisant à des irrégularités géométriques plus ou moins grandes le long du cordon sur un même coupon (voir les écarts-type dans le tableau I-2)
- d'autre part d'un procédé de soudage à l'autre (voir les valeurs moyennes dans le tableau I-2).

	qualité courante		profil amélioré		détensionné		refusion TIG	
	θ °	r (mm)	θ °	r (mm)	θ °	r (mm)	θ °	r (mm)
moyenne	84	0,60	54	2,01	60	1,51	67	3,90
écart-type	9,8	0,24	4,7	0,34	6,2	0,25	4,9	0,66

Tableau I - 2 : Valeurs moyennes et écarts-types de joint soudés en T en acier E690 obtenus selon 3 procédures différentes [TRI93-1]

I.3.1.4.3. Calcul de Kt

Il est alors possible de connaître, à partir des valeurs de r et θ , les coefficients théoriques de concentration de contrainte induits par les cordons de soudure, soit par mesures photo-élasticimétriques [KEN66-1], soit par la méthode des éléments finis [LAW73]. YUNG et al [YUN85] proposent aussi des formulations empiriques de Kt fonction de r et θ , pour différents types de joints soudés. En particulier, pour les joints bout-à-bout, ils ont obtenu :

$$K_t = 1 + 0,27(\tan\theta)^{0,25}(e/r)^{0,5} \quad \text{où } e \text{ est l'épaisseur des tôles assemblées.}$$

I.3.1.4.4. Conséquences en fatigue

TRICOTEAUX et al [TRI93-1] ont obtenus une augmentation de 50 % sur la limite de fatigue dans le cas de joints soudés en T en E690 parachevés par refusion TIG. Comme l'indique le tableau II, cette refusion a en effet engendré un adoucissement de la géométrie locale mesurée en pied de cordon par rapport à la condition correspondant à la qualité courante.

JANOSCH et al [JAN95] mettent en évidence une corrélation plus ou moins effective entre le rayon local r en pied de cordon de soudure d'angle et la limite d'endurance exprimée en variation de contrainte (Fig. I - 20). Les différentes séries correspondent à différents procédés de soudage.

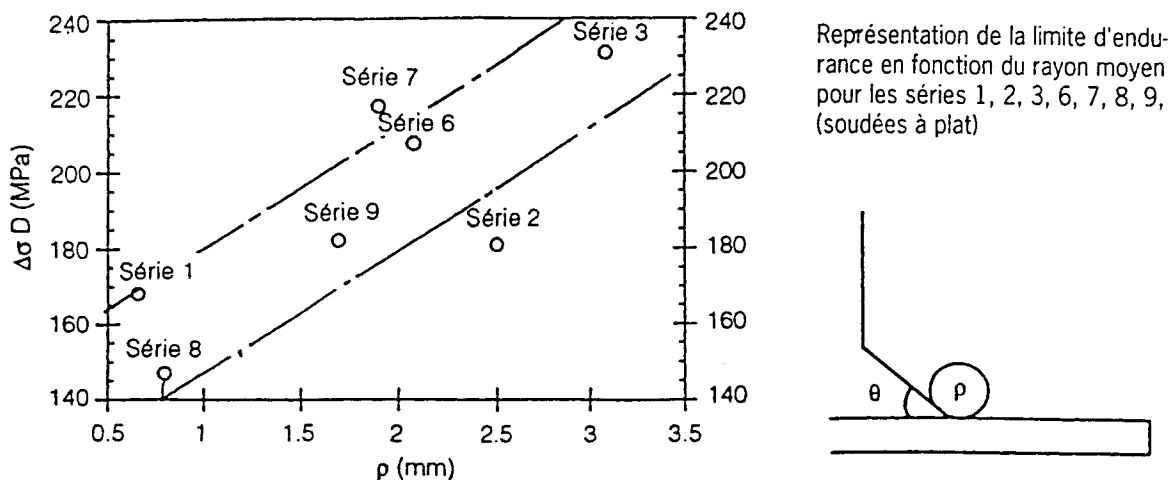


Fig. I - 20 : Influence du rayon de raccordement r sur $\Delta\sigma_D$ [JAN95]

Malgré une dispersion non négligeable, la limite d'endurance augmente lorsque le rayon r augmente. Les auteurs en concluent que cette limite pourrait être indépendante des paramètres opératoires du procédé de soudage ou encore du métal d'apport pour peu qu'on obtienne les mêmes rayon et angle de raccordement locaux.

Les travaux de RICHARDS [RIC69] sur des joints soudés bout-à-bout (Fig. I - 21) montrent que la limite d'endurance à 2 millions de cycles augmente lorsque θ diminue. Remarquons que l'auteur a considéré ici l'angle global de raccordement.

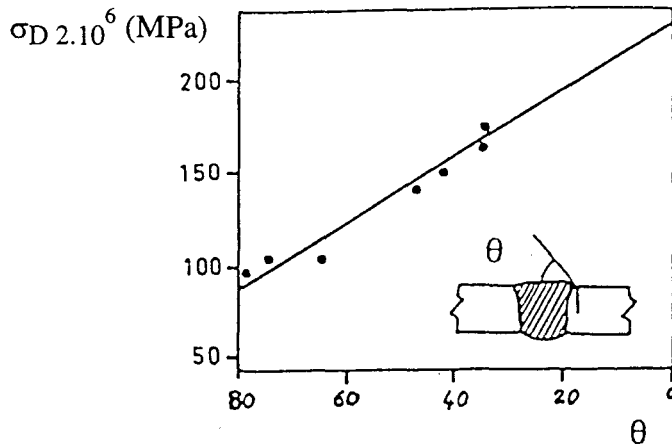


Fig. I - 21 : Influence de l'angle θ sur σ_D [RIC69]

D'autres études [MAD97] mettent en évidence le même constat dans le cas joints soudés bout-à-bout (Fig. I - 22). La bande de dispersion relativement importante est expliquée par le fait que le procédé de soudage par arc submergé induit un certain désalignement des tôles mais aussi par la difficulté de mesurer précisément les valeurs de r et θ locaux du site d'amorçage effectif.

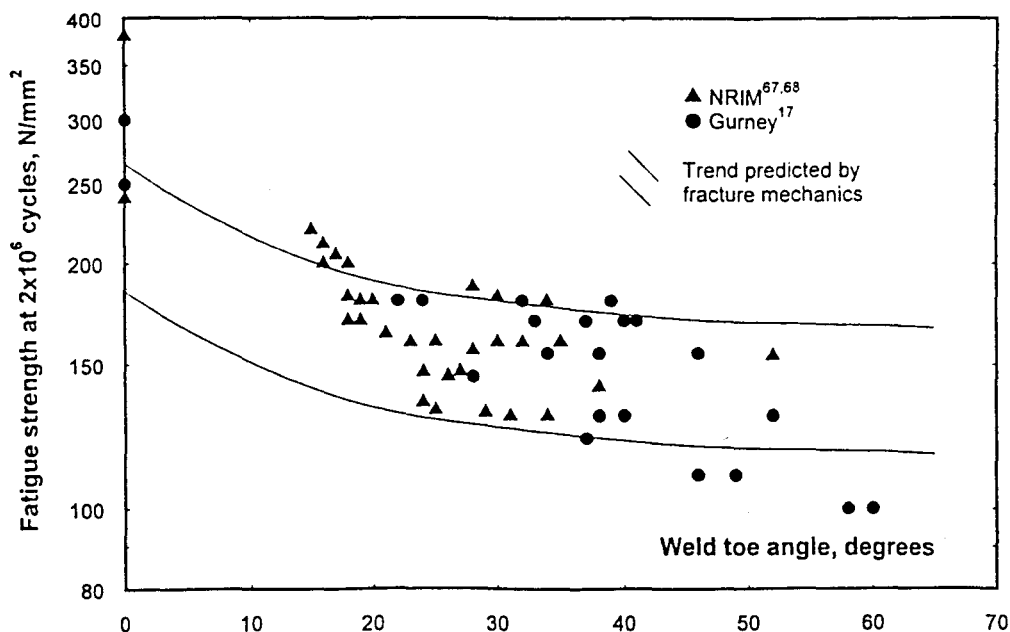


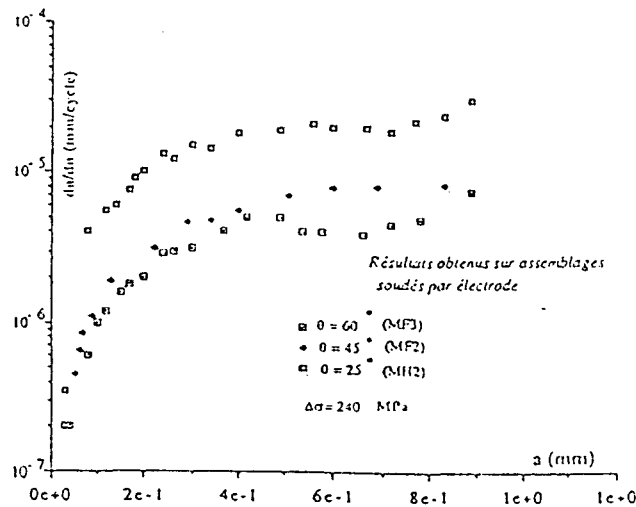
Fig. I - 22 : Influence de l'angle de raccordement sur σ_D dans le cas de joints bout-à-bout [MAD97]

D'une manière générale, l'endurance d'un joint soudé est d'autant plus élevée que θ est faible et r important. Ce résultat est du à la diminution de K_t avec la diminution de θ et l'augmentation de r .

L'effet géométrique du pied de cordon influe donc directement sur l'amorçage des fissures de fatigue mais aussi sur leur propagation. Ceci a par exemple été montré par JANOSCH [JAN91] dans le cas de joints soudés en T en acier E36.4 sollicités en traction-flexion à $\Delta\sigma_N = 240$ MPa, $R_\sigma = 0,1$. L'auteur a mis en évidence la diminution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue lorsque la géométrie du pied de cordon s'adoucit (Fig. I - 23).

$$da/dN = f(a, \theta)$$

(mm/cycle)



longueur de fissure a (mm)

Fig. I - 23 : Influence de l'angle de raccordement sur la vitesse de propagation des fissures de fatigue [JAN91]

JANOSCH attribue cet effet à l'évolution de la forme du front de fissure en fonction de l'angle de raccordement, l'évolution du facteur de forme a/c (a : profondeur et $2c$: longueur en surface de la fissure supposée semi-elliptique) se traduisant par une accentuation de l'ellipticité de la fissure lorsque l'effet d'entaille devient plus important.

La géométrie sévère du cordon à cet endroit génère donc un état de contraintes dépendant de l'importance de la perturbation géométrique induite par le cordon, qui tend à accélérer le processus de propagation de fissures.

I.3.1.4.5. Géométrie et procédure de soudage

La procédure de soudage conditionne fortement la géométrie en pied de cordon et également la présence ou non de défauts microgéométriques. La figure I-24 [LIEU85-1] montre que la résistance en fatigue de joints soudés en angle en automatique sous flux est supérieure à celle de joints soudés manuellement. Ceci est du à un plus petit nombre de microdéfauts et une meilleure géométrie locale du pied de cordon obtenus en soudage automatique.

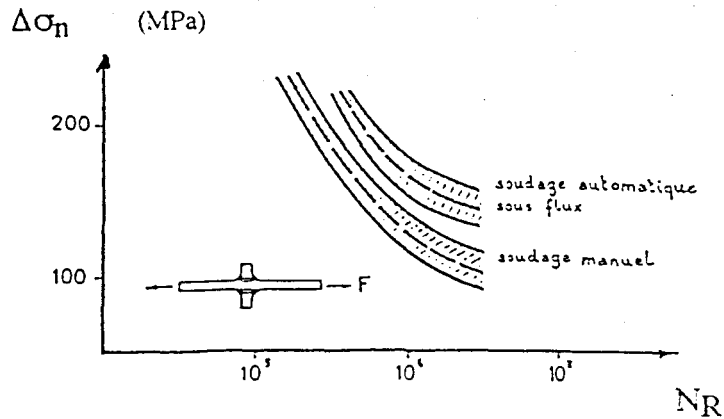


Fig. I - 24 : Influence de la procédure de soudage en liaison avec la géométrie locale en pied de cordon [LIEU85-1]

Par ailleurs, LIEURADE et al [LIEU84] ont sollicité en traction ondulée à $R_\sigma = 0,1$ des assemblages bout-à-bout en acier HLE 490 obtenus par différents procédés de soudage. Les résultats montrent que le soudage MAG accompagné d'une refusion TIG permet d'obtenir une limite de fatigue relativement proche de celle du métal de base. En terme de tenue à la fatigue, cette dernière procédure est meilleure qu'un simple soudage MAG, lui-même meilleur qu'un soudage manuel. Les auteurs montrent que c'est encore la géométrie du cordon, représentée ici par l'angle de raccordement θ moyen pour chaque série d'éprouvettes, qui est le responsable de ces différences de comportement en fatigue (Fig. I - 25).

LIEURADE [LIEU84] souligne qu'un arasage total du cordon après soudage permet de retrouver les caractéristiques du métal de base ; la rupture de fatigue pouvant même se produire alors en dehors de la zone du cordon.

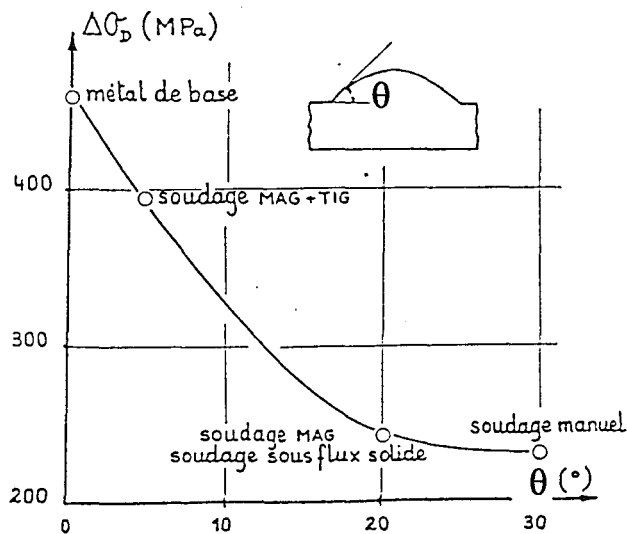


Fig. I - 25 : Influence de la procédure de soudage sur $\Delta\sigma_D$ [LIEU84]

Une autre étude de LIEURADE et al [LIEU97] a été menée sur plusieurs séries de joints en T en E460 sollicités en flexion 4 points. Différentes procédures de soudage ont été utilisées induisant

des géométries de pied de cordon (r et θ locaux) spécifiques. Là encore, ils montrent une corrélation entre durée de vie et procédé de soudage : la durée de vie est d'autant meilleure que le rayon moyen de la série augmente et que l'angle moyen diminue. Toutefois, à l'intérieur de chaque série, une grande dispersion dans les valeurs de r et θ est observée, et seuls des calculs de moyenne permettent de donner ces résultats (Fig. I - 26).

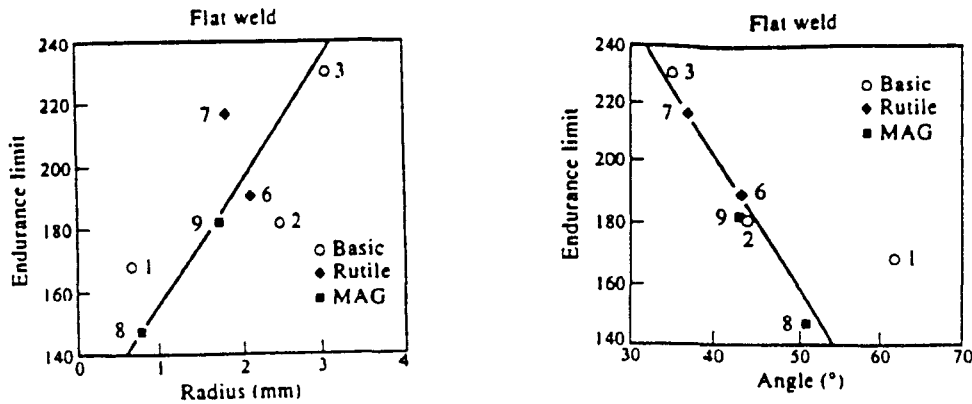


Fig. I - 26 : Corrélation entre rayon et angle moyens de raccordement et $\Delta\sigma_D$ [LIEU97]

En résumé, la procédure de soudage utilisée va influencer fortement sur la géométrie et la microgéométrie en pied de cordon et donc sur le comportement en fatigue de l'assemblage soudé. Etant donné que les aciers HLE sont fortement sensibles aux effets d'entaille, il sera donc absolument nécessaire de soigner la procédure de soudage de façon à ne pas pénaliser dès le départ le comportement de l'assemblage.

I.3.1.4.6. Notion de contrainte au point chaud

En construction mécanique, les composants ont souvent des formes complexes (ex : structures offshore constituées de gros tubes soudés), conduisant à des champs de contraintes complexes. La détermination d'une contrainte nominale $\Delta\sigma_N$ est parfois délicate. C'est pourquoi de nouveaux codes de dimensionnement basés sur le concept de point chaud, ont été développés. La figure I-27 [FAY96] illustre cette notion de point chaud dans le cas d'un tube soudé par un cordon continu sur plaque.

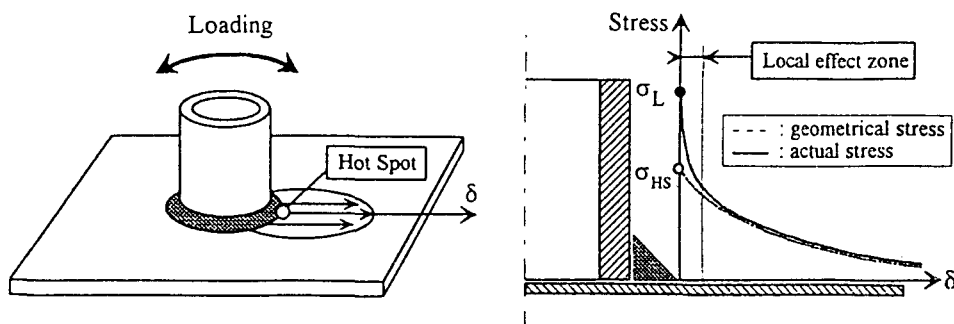


Fig. I - 27 : Illustration de la notion de point chaud [FAY96]

Le point chaud est situé en pied de cordon, et sur cette figure, on distingue :

- la contrainte géométrique (geometrical stress), notée σ_{HS} ou σ_G , correspondant à l'effet de concentration de contrainte de la géométrie locale du cordon,
- la contrainte réelle maximale, notée σ_L , prenant en compte en plus les effets de microgéométrie locales (microdéfauts).

C'est la contrainte géométrique σ_G que l'on cherche à évaluer pour dimensionner en fatigue la structure soudée. Différentes méthodes de calculs par éléments finis ont été proposées dans la littérature, conduisant toutefois à des écarts [FAY96, HUT96].

Pour illustrer tout l'intérêt du concept de contrainte géométrique, on peut citer plus particulièrement les travaux de FAYARD [FAY96] qui ont conduit à une méthode de dimensionnement basée sur une courbe S-Nr unique, maintenant utilisée dans l'automobile. La méthode de calcul par éléments finis en 2 dimensions, utilise des éléments quadrangulaires à 4 noeuds et des éléments de rigidité dans le but de simuler la présence du cordon de soudure (Fig. I - 28). La contrainte de dimensionnement S est définie comme étant l'amplitude maximale de la contrainte géométrique au point chaud.

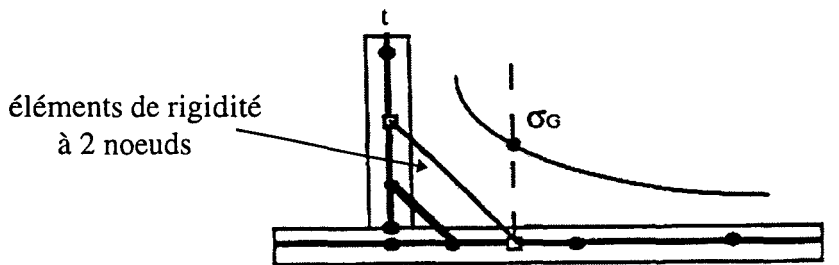


Fig. I - 28 : Méthode de calcul par éléments finis développée dans [FAY96]

Quatre détails de construction typiques ont été testés selon diverses sollicitations et divers cycles de fatigue (Fig. I - 29).

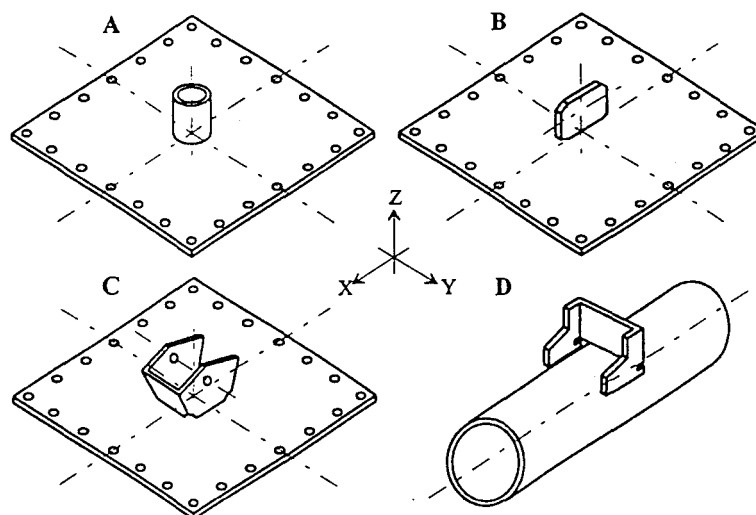


Fig. I - 29 : Structures élémentaires sollicitées en fatigue et dont la contrainte géométrique est déterminée par éléments finis [FAY96]

Les calculs développés montrent que tous les résultats S-Nr tombent dans une même bande de dispersion permettant de définir une courbe S-N unique pour tous les types d'assemblages comme le montre la figure I-30.

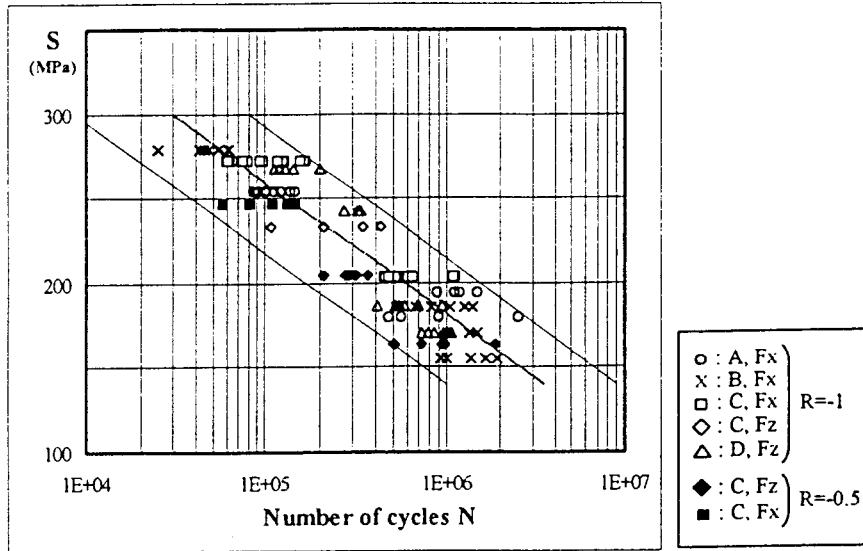


Fig. I - 30 : Courbe S-N unique pour les différents types de liaison [FAY96]

Cette approche a été développée dans l'optique de donner un outil simple et fiable au concepteur de bureau d'études qui n'est pas en général un spécialiste de la fatigue. En effet, elle ne prend pas en compte l'influence de l'état initial des contraintes résiduelles en pied de cordon, contraintes qui ne sont pas facilement mesurables, ni celle de la microstructure sur le comportement en fatigue. Or nous verrons au chapitre III que cette microstructure joue un rôle majeur sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes de fatigue.

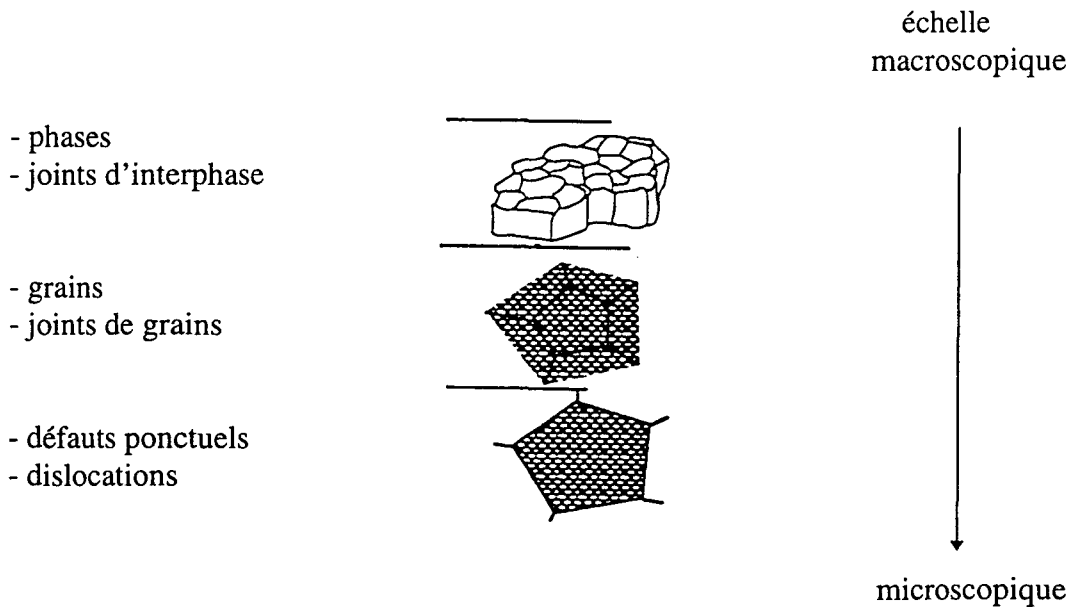
I.3.2. Influence des contraintes résiduelles

I.3.2.1. Définition

On appelle contraintes résiduelles les contraintes existant dans une pièce à température uniforme qui n'est soumise à aucune sollicitation extérieure [BRAN80].

Les contraintes résiduelles dans les matériaux métalliques au caractère polycristallin et hétérogène proviennent de déformations hétérogènes aux différentes échelles macro-, méso- ou microscopiques.

Les contraintes résiduelles dépendent des déformations (élastiques ou plastiques) relatives à la continuité du matériau. Elles sont liées à l'existence de :



On distingue 3 ordres de grandeur des contraintes résiduelles dont la superposition donne l'état réel de contraintes résiduelles σ_R comme l'illustre la figure I-31 [BON94] :

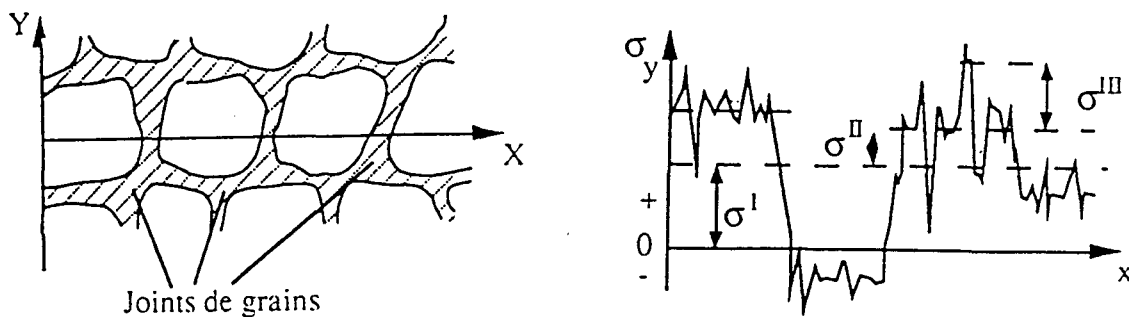


Fig. I - 31 : Définition des différents ordres de contraintes résiduelles [BON94]

- les contraintes du premier ordre σ_I (ou macrocontraintes) à l'échelle du mm. Le champ des contraintes est uniforme sur plusieurs grains. Toute section du domaine sur lequel elles s'appliquent montrent que les forces et les moments internes liés à ces contraintes sont en équilibre. La modification de cet équilibre introduit des variations dimensionnelles macroscopiques.
- les contraintes du second ordre σ_{II} à l'échelle du μm . Le champ des contraintes est uniforme sur de plus petits domaines (sur un grain, sur une phase...). Les forces et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains. La mise en évidence de ce type de contraintes est aisée dans le cas simplifié d'un matériau biphasé constitué de deux phases A et B (Fig. I - 32), auquel on applique une contrainte σ_u , correspondant à une déformation uniforme ϵ_u , avant de la relâcher. Les lois de comportement différentes des phases A et B conduisent à l'apparition des contraintes résiduelles σ_{RA} dans la phase A et σ_{RB} dans la phase B tout en ayant une contrainte globale σ_{RAB} nulle dans le matériau.

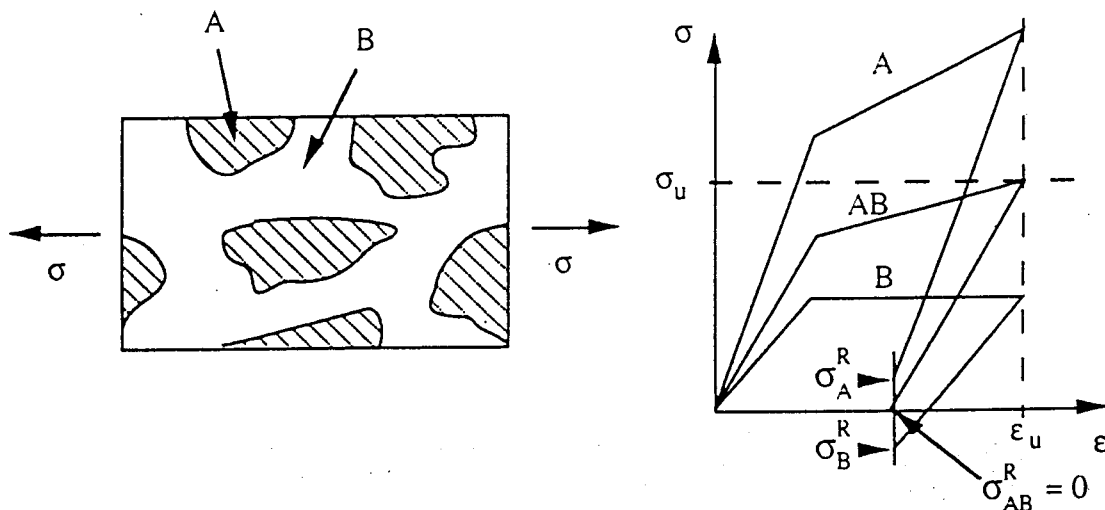


Fig. I - 32 : Introduction de contraintes résiduelles d'ordre II dans un matériau biphasé [BON94]

- les contraintes du troisième ordre σ_{III} à l'échelle du nm. Le champ de ce type de contraintes s'appliquant à l'échelle du réseau cristallin, n'est pas uniforme. Ce type de contrainte n'a aucune incidence à l'échelle macroscopique.

Il est clair que ces 3 types de contraintes interagissent mais ce sont surtout les macrocontraintes qui influent sur la tenue en fatigue. LIEURADE et al [LIEU88], pensent que les deux autres types jouent plutôt un rôle sur la stabilité des contraintes résiduelles durant le cyclage en fatigue.

Il existe différentes méthodes de mesure des contraintes résiduelles. On distingue entre autres la méthode du trou incrémental et la méthode de diffraction des rayons X.

La première méthode consiste à percer un trou au centre d'une rosette constituée de jauges de déformation à 45° . Les déformations mesurées sont fonction du niveau des contraintes résiduelles à l'endroit du perçage. Il s'agit d'un contrôle destructif et coûteux susceptible de mesurer le profil des contraintes résiduelles en profondeur (perçage incrémental). Cette méthode ne permet que la mesure des contraintes résiduelles d'ordre I.

La seconde méthode consiste à mesurer la variation de la distance entre plans interatomiques d'une même famille (h,k,l) suivant plusieurs angles d'incidence. Toute variation de déformation se traduit par une variation de cette distance qui se retrouve dans le décalage de la raie de diffraction X correspondante. Cette méthode permet une mesure des contraintes résiduelles en surface (contrôle non-destructif) et en profondeur (le contrôle est alors destructif). On peut mesurer des contraintes résiduelles du premier et du second ordres.

1.3.2.2. Etat des contraintes résultant du soudage

Dans le cas du soudage, ces contraintes résiduelles proviennent du ou des cycles de chauffage et de refroidissement, qui engendrent des dilatations et contractions différentielles de la zone soudée.

Lors d'un soudage monopasse, le processus schématisé d'apparition des contraintes résiduelles est le suivant. Au cours du cycle de chauffage, le métal fondu dont la dilatation libre est entravée par le métal de base environnant, se déforme plastiquement à la faveur de l'abaissement de la limite d'élasticité résultant de l'élévation de température.

Au cours du refroidissement caractérisé par la solidification de la zone fondue, il se produit un phénomène de retrait qui donne naissance à des contraintes de traction de part et d'autre de la ligne de fusion.

On peut rencontrer des niveaux de contraintes résiduelles de l'ordre de la limite d'élasticité du métal de base (cas du soudage multi-passes notamment). Les valeurs des contraintes résiduelles sont d'autant plus élevées que les déformations plastiques sont empêchées [GRAN89].

En pratique, un joint présente un système complexe de contraintes résiduelles auto-équilibrées pouvant évoluer le long du cordon, comme le montre par exemple la figure I-33 dans le cas d'un assemblage bout-à-bout [LIEU88]. On observe sur cette figure l'évolution des contraintes résiduelles de traction longitudinales et transversales, en surface le long du cordon de soudure.

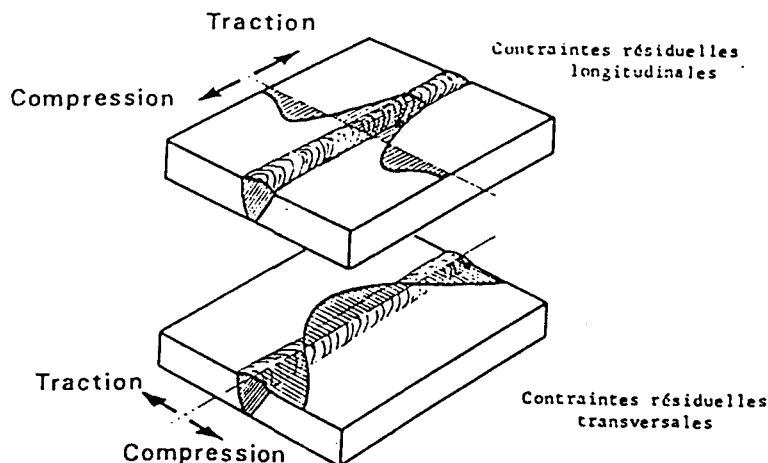


Fig. I - 33 : Profil de contraintes résiduelles en surface d'un assemblage soudé bout-à-bout [LIEU88]

1.3.2.3. Effet des contraintes résiduelles

Du point de vue métallurgique, la présence de contraintes résiduelles peut induire, durant ou peu après l'opération de soudage, divers inconvénients dont :

- la fissuration à chaud, qui résulte de l'incapacité du métal environnant la zone solidifiée à accommoder la déformation plastique qui résulte du procédé de soudage,
- la fissuration à froid, ou fragilisation de la martensite en présence d'hydrogène en particulier,
- le phénomène de vieillissement,
- le phénomène d'arrachement lamellaire, qui résulte d'une faiblesse du matériau quand il est sollicité dans le sens « travers-court »,

ainsi que d'autres inconvénients suite au soudage tels que la fissuration au réchauffage : cette fissuration est liée aux différences de microstructures et à la distribution inhomogène du champ des contraintes résiduelles, pouvant être à l'origine d'un allongement différentiel au niveau des zones du cordon de soudure [GRAN89].

Les contraintes résiduelles ont un effet bénéfique sur la tenue des pièces sollicitées de façon monotone ou cyclique lorsqu'elles sont de signe contraire à celui des contraintes de service. Dans le cas particulier des assemblages soudés, le site d'amorçage, c'est-à-dire le pied de cordon de soudure, présente généralement des contraintes résiduelles de traction provenant de l'opération de soudage. L'introduction de contraintes résiduelles de compression se traduit alors en général par une amélioration de la résistance en fatigue de ces assemblages. Ceci se visualise aisément sur un diagramme d'endurance, comme le montre le diagramme de Haigh schématisé de la figure I-34.

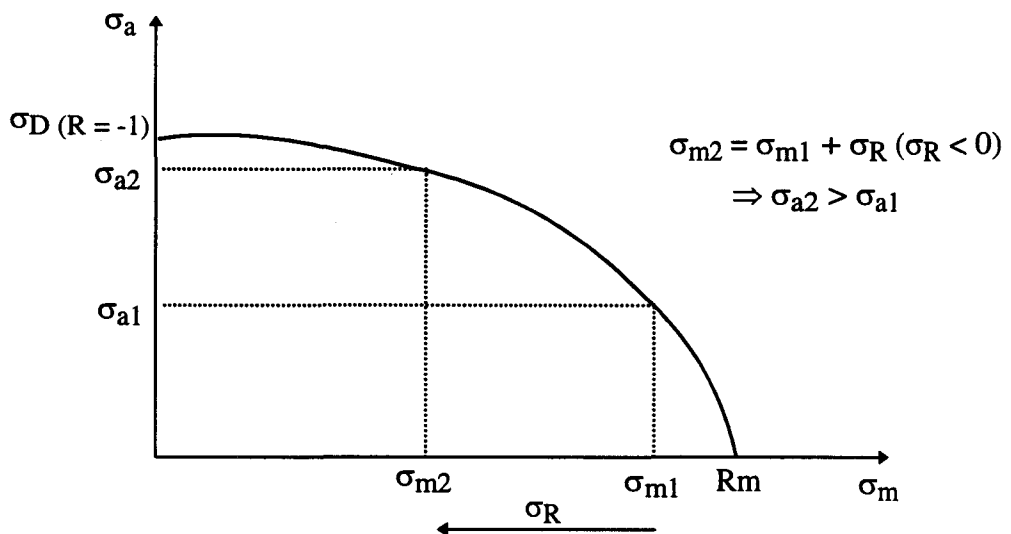


Fig. I - 34 : Augmentation du niveau de l'amplitude de contrainte admissible avec la présence de contraintes résiduelles

De nombreuses techniques de mise en œuvre visent ainsi à introduire des contraintes résiduelles de compression au niveau des entailles mécaniques. La plus connue est sans doute la préconformation en traction au delà de la limite d'élasticité qui permet dans le cas pratique d'appendices soudés sur caisson en E355, d'obtenir une augmentation de 90 % de la limite d'endurance à 2 millions de cycles [FLA97]. D'autres techniques de parachèvements tels que le

martelage, le grenailage de précontrainte, le grenailage de précontrainte sous contrainte... sont classiquement utilisées pour améliorer la résistance en fatigue des assemblages soudés. Dans le cas de joints soudés ainsi traités, NGUYEN et al [NGU96] ont montré que plus le niveau des contraintes résiduelles en compression est élevé au niveau du site d'amorçage, plus la résistance en fatigue est améliorée (Fig. I - 35).

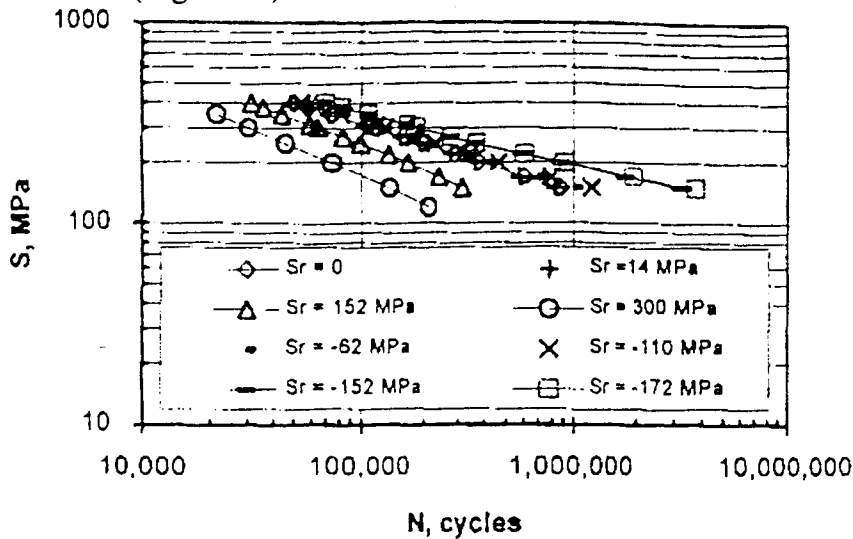


Fig. I - 35 : Influence de l'état des contraintes résiduelles sur la tenue en fatigue [NGU96]

Selon les auteurs, l'efficacité en fatigue de tels traitements est effective jusqu'à ce que la longueur de fissure soit supérieure à la profondeur affectée. L'amélioration de la résistance en fatigue est liée non seulement à une diminution des niveaux de contrainte de service, mais aussi à une diminution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue. Les travaux de OHTA et al [OHT97] ont montré que la présence de contraintes résiduelles de compression en pointe de fissure, permet diminuer la vitesse de propagation des fissures longues et d'augmenter le facteur d'intensité de contrainte ΔK_{th} , correspondant au seuil de fissuration (Fig. I - 36).

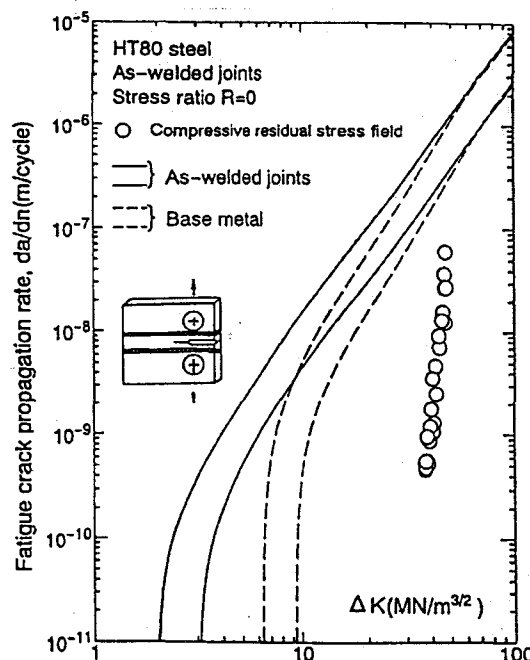


Fig. I - 36 : Comparaison des vitesses de propagation en fonction de la nature du champ de contrainte en pointe de fissure [OHT97]

1.3.2.4. Influence de la fatigue sur la relaxation des contraintes

L'expérience a montré que les contraintes résiduelles provenant de l'opération de soudage peuvent se relaxer au cours d'un essai de fatigue [FLA85]. Cette relaxation dépend :

- de la nature du métal de base (notamment de Re), μ
- de la nature des sollicitations cycliques,
- de la nature des contraintes résiduelles.

En pratique, les contraintes résiduelles de compression se relaxent quand le cycle des contraintes appliquées passe en compression ($R_\sigma < 0$) et que la limite d'élasticité en compression est dépassée [PIC85]. La relaxation des contraintes se produit alors par écoulement plastique.

Les travaux de PICQUET et al [PIC85] ont mis en évidence une diminution de la résistance en fatigue par relaxation des contraintes résiduelles de compression introduites par grenailage sur des assemblages soudés en T en E460, suite à l'application de cycles de précharge en compression avant l'essai de fatigue (Fig. I - 37).

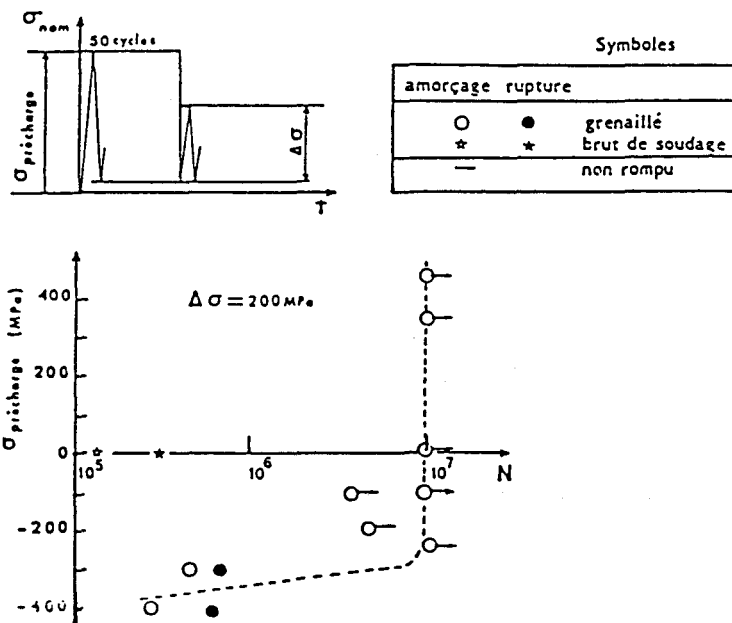


Fig. I - 37 : Effet de surcharges en compression ou en traction sur la durée de vie de joints soudés grenillés en E460 [PIC85]

L'auteur montre que les cycles de précharge en traction n'ont pas d'influence sur les contraintes résiduelles introduites par le grenailage. En revanche, ces dernières se relaxent en partie dans le cas où les contraintes de précharge atteignent des valeurs négatives élevées.

Cependant, d'autres études mettent en évidence la relaxation possible de contraintes résiduelles de compression même dans le cas de sollicitations cycliques en traction.

Dans l'étude de BERNS et al [BER88] la relaxation des contraintes résiduelles de compression introduites par grenailage (cas 2), grenailage sous contrainte (cas 3) ou par nitruration de surface (cas 4), a été mesurée. Les mesures ont été effectuées en cours d'essai de fatigue et sont illustrées en figure I-38.

Les auteurs observent qu'au bout de 10^5 cycles, les contraintes résiduelles se sont relaxées, surtout dans le cas 2 où on a procédé à un grenailage de surface.

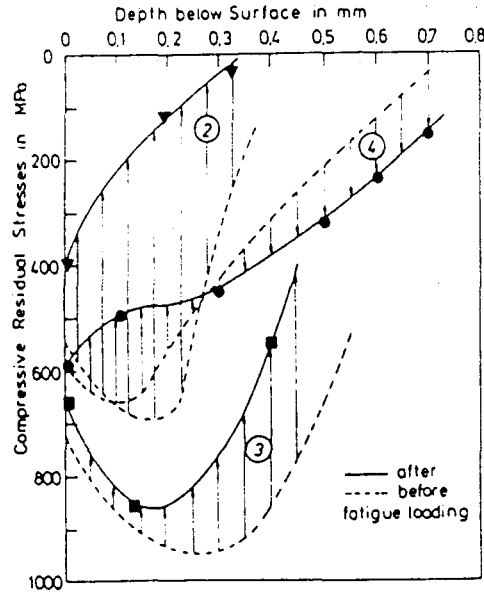


Fig. I - 38 : Relaxation des contraintes résiduelles après 10^5 cycles au minimum en flexion 4 points [BER88]

1.3.3. Influence de la microstructure

Jusqu'à des travaux relativement récents [MIL93, TUR95, DEM95, DEL96, GRA91], l'influence de la microstructure n'était pas prise en compte dans la propagation des fissures de fatigue. Classiquement, on pensait que cette propagation ne pouvait se faire en dessous d'un facteur d'intensité de contrainte seuil Δk_{th} . La théorie des fissures courtes a largement démenti cette dernière affirmation. Nous allons nous en servir pour mettre en évidence l'influence de la microstructure dans ce paragraphe.

1.3.3.1. Rappels sur la propagation des fissures longues

Dans le cadre des essais de fatigue sur joints soudés bout-à-bout soumis à de la traction alternée et parmi les trois modes de sollicitation d'une fissure définis classiquement (Fig. I - 39), le mode de sollicitation caractéristique est le mode I.

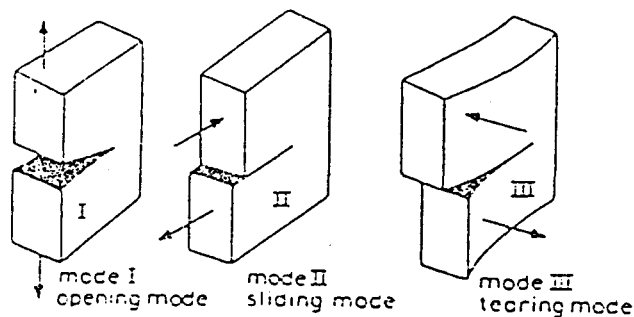


Fig. I - 39 : Les différents modes d'ouverture

La courbe donnant la vitesse de croissance d'une fissure en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK (Fig. I - 40) permet de distinguer trois régimes :

- le régime A voisin du seuil de propagation (ΔK_{th}), qui est largement sensible à la microstructure du matériau,
- le régime B linéaire en diagramme log-log, pouvant être décrit par la Mécanique de la Rupture Linéaire Elastique (LEFM). La croissance de fissure, peu dépendante de la microstructure dans ce régime, y suit une loi puissance appelée loi de Paris, $\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$, où C et m sont des constantes empiriques dépendant du matériau et du rapport de charge R_σ ,
- le régime C de croissance rapide qui conduit à la rupture brutale. Le comportement de la fissure est instable dans ce régime.

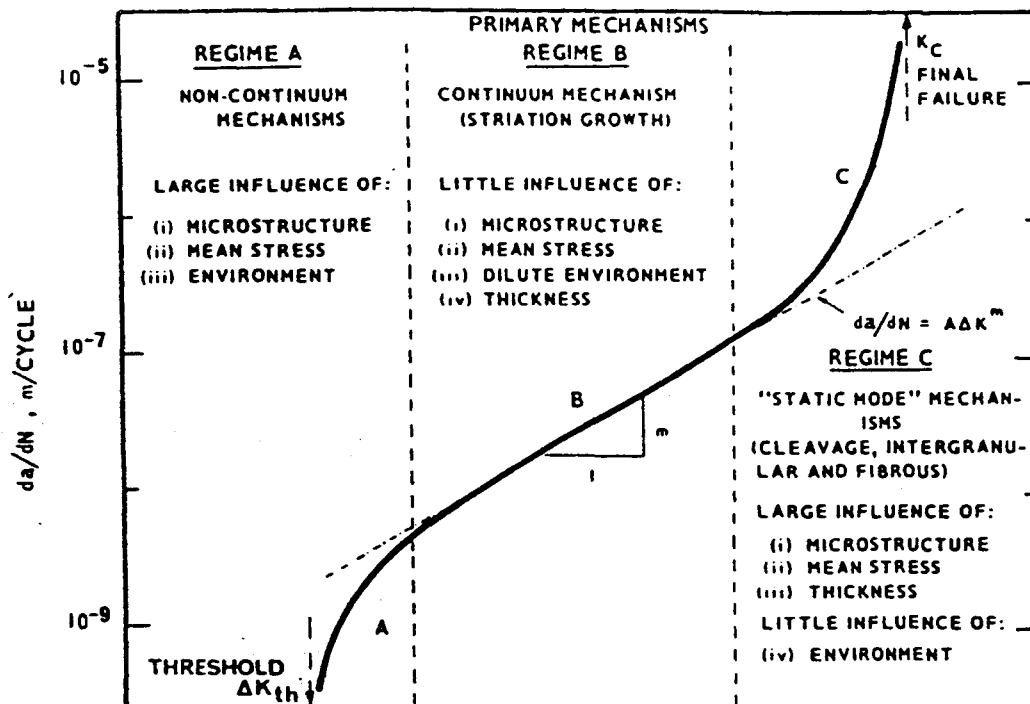


Fig. I - 40 : Les 3 régimes de croissance de fissure longue

1.3.3.2. Amorçage et propagation des fissures courtes

1.3.3.2.1. Les différents stades de croissance

De la même manière qu'on détermine un seuil de fissuration mécanique ΔK_{th} auquel on associe une longueur de fissure seuil $a_{th} = Y\left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma}\right)^2$, où Y dépend du chargement et de la géométrie

de l'éprouvette fissurée, on peut définir un seuil de fissuration microstructural d [MIL93]. La figure I-41 illustre, dans un diagramme exprimant la vitesse de propagation d'une fissure en fonction de sa longueur, les deux types de valeur seuil d et a_{th} . La vitesse de propagation diminue et s'annule lorsque la fissure atteint la « barrière microstructurale » la plus forte, puis augmente dès que a est supérieure à d.

Selon MILLER et al [MIL93], on appelle « barrière microstructurale » (joints de grains, les zones de perlite...) toute barrière qui ne permet pas la propagation d'une fissure dans sa direction d'origine. Ces barrières microstructurales sont des barrières énergétiques que la fissure peut franchir si le niveau des contraintes locales est suffisant.

D'autres ralentissements peuvent ensuite se produire lors du franchissement des barrières microstructurales suivantes. Cependant, l'énergie nécessaire au franchissement de ces barrières est de moins en moins importante au fur et à mesure que la longueur de la fissure croît.

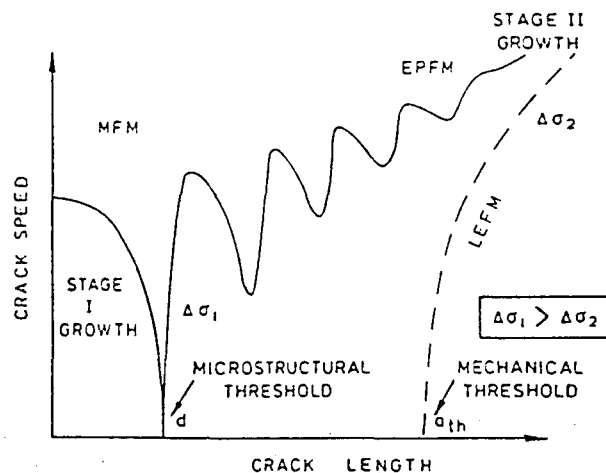


Fig. I - 41 : Définition des seuils de fissuration [MIL93]

Les micro-fissures dont la longueur est inférieure à d sont appelées « fissures microstructuralement courtes ». Leur longueur est de l'ordre de la taille de la zone plastique qu'elle induit en pointe de fissure (Fig. I - 42). Leur régime de croissance est décrit, selon MILLER et al [MIL93] par la « Mécanique de la Rupture Microstructurale » (Microstructural Fracture Mechanics, MFM). L'équation suivante a été proposée par BROWN [BRO86] pour décrire la cinétique de propagation sur ce domaine :

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta\gamma)^\alpha (d - a)$$

avec ,

- A et α : constantes dépendant du matériau,
- $\Delta\gamma$: variation de déformation en cisaillement (%),
- d : seuil de fissuration microstructural (μm),
- a : longueur de fissure (μm),
- N : nombre de cycles.

Le régime de croissance des fissures « physiquement courtes » ($d \leq a \leq a_{th}$), est régi, selon MILLER et al [MIL93] par la « Mécanique de la Rupture Elasto-Plastique » (Elasto-Plastic Fracture Mechanics ou EPFM). Ce régime est un régime transitoire entre la MFM et la LEFM au cours duquel la fissure continue à rencontrer des barrières telles que joints de grains, distributions de phases... Cependant leur franchissement par la fissure nécessite un apport énergétique moindre que celui ayant servi à franchir la barrière la plus forte.

Selon BROWN [BRO86], ce régime peut être décrit par la loi de propagation suivante :

$$\frac{da}{dN} = B(\Delta\gamma)^m a - C$$

avec :

- C, B et m : constantes dépendant du matériau,
- $\Delta\gamma$: variation de déformation en cisaillement (%)
- a : longueur de fissure (μm)
- N : nombre de cycles.

Il convient de rester prudent vis-à-vis de la désignation de ces deux derniers domaines étant donné que les mécanismes physiques à l'origine de l'amorçage et de la propagation des fissures courtes ne sont pas interprétables en terme de mécanique classique de la rupture. Nous utiliserons plutôt les termes de Fissures Microstructuralement Courtes (FMC), Fissures Physiquement Courtes (FPC) et Fissures Longues (FL) pour désigner les différents stades de propagation des fissures de fatigue.

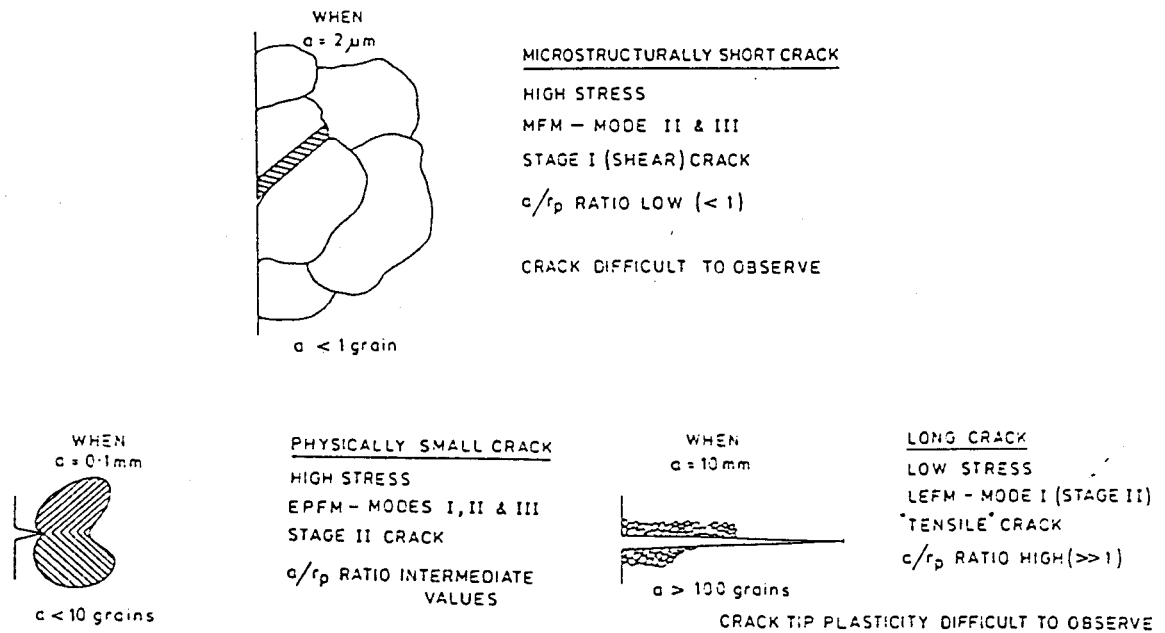


Fig. I - 42 : Longueurs de fissure caractéristiques des différents régimes [MIL93]

L'amorçage d'une fissure courte se fait en surface, généralement à partir d'une bande de glissement persistante, selon l'orientation cristallographique du grain où elle se développe. La fissure est ensuite arrêtée par une première barrière. Une fois que la zone plastique s'est étendue au grain suivant, la propagation reprend après s'être réorientée en fonction de l'orientation de ce nouveau grain. Cette avancée intermittente est caractéristique de la FMC.

La fissure devient « physiquement courte » au bout de quelques dixièmes de millimètres et la taille de zone plastique en pointe de fissure est du même ordre.

On comprend aisément l'influence de la taille des premiers grains où se développent les fissures courtes. En effet, plus cette taille est petite, plus les fissures rencontrent de barrières microstructurales importantes que constituent les joints de grains.

On peut donc considérer que, du point de vue purement mécanique, la diminution de la taille des grains doit conduire à augmenter le nombre de barrières que la fissure doit « franchir » pour progresser.

I.3.3.2.2. Le diagramme de Kitagawa et Takahashi

De nombreux travaux ont été menés ces dernières années pour mieux préciser le voisinage du seuil et ont débouché sur la notion de fissures courtes. Ces travaux ont permis de mieux expliciter la notion de limite de fatigue. En fait, la limite de fatigue correspond à la valeur de variation de contrainte en dessous de laquelle il n'y a pas de propagation d'une fissure existante. Cette définition élargit donc considérablement la notion de limite de fatigue traditionnelle $\Delta\sigma_D$. La limite de fatigue, selon cette définition, est ainsi dépendante de la longueur de fissure existante.

Le diagramme de Kitagawa modifié (Fig. I - 43) synthétise ces résultats. On y distingue à nouveau les 3 domaines :

- domaine des fissures microstructuralement courtes. La microstructure y joue un rôle majeur, de nombreuses barrières microstructurales sont franchies si les niveaux de contraintes sont localement suffisants,
- domaine des fissures physiquement courtes. Ce domaine commence quand le niveau de contrainte local est suffisant pour franchir la barrière microstructurale la plus forte correspondant au seuil d . C'est en ce point que MILLER [MIL93] définit la limite de fatigue (Fig. I - 43).

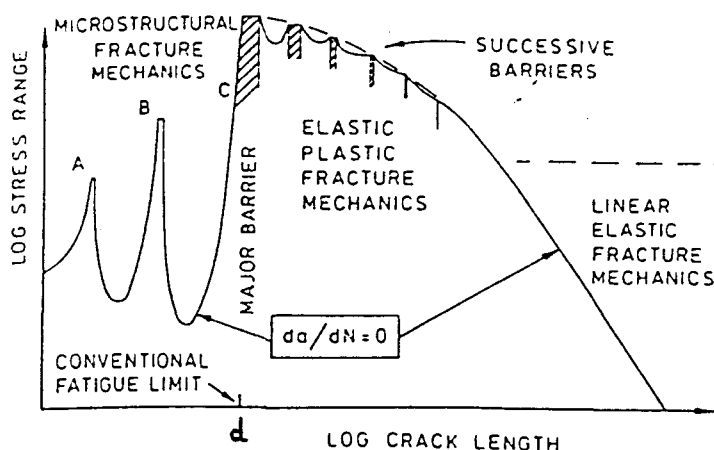


Fig. I - 43 : Diagramme de KITAGAWA modifié - Contour du taux zéro de propagation [MIL93]

On voit donc que cette notion de limite de fatigue est un paramètre « dégradable » du matériau au cours du cyclage en fatigue. Ceci permet de comprendre pourquoi des structures sollicitées en dessous de leur limite de fatigue conventionnelle sont susceptibles de se rompre. Il existe bien un endommagement du matériau correspondant au stade I d'amorçage et de propagation de fissures courtes.

La limite de fatigue comme le suggère MILLER [MIL93] est ainsi la contrainte à atteindre pour que la fissure puisse franchir la barrière microstructurale la plus forte.

I.3.3.2.3. Influence de la taille et de l'orientation des grains

TURNBULL et al [TUR95-1, TUR95-2] ont étudié l'amorçage et la propagation des fissures courtes dans l'aluminium pour différentes tailles de grain (Fig. I - 44).

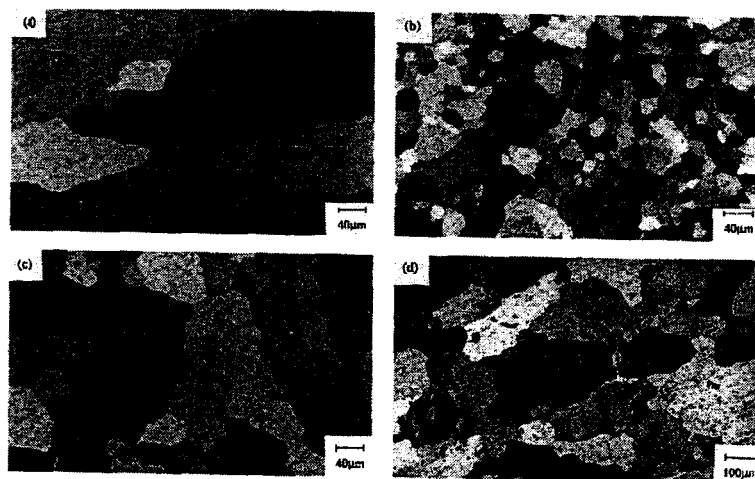


Fig. I - 44 : Microstructures d'aluminium étudiées par TURNBULL [TUR95-1]

En procédant à une recrystallisation contrôlée, ils ont obtenu des grains homogènes et plus ou moins équiaxes en comparaison de l'état initial (cas a). Le diamètre des grains passe de 22 μm (cas b) à 40 μm (cas c) et à 135 μm (cas d). Des éprouvettes cylindriques ont été sollicitées en fatigue uniaxiale sous un rapport de charge de -1.

La figure I-45 montre l'évolution de la vitesse de propagation en surface en fonction de la longueur de fissure en surface dans le cas (b) sollicité à $\Delta\sigma_N = 100 \text{ MPa}$ et dans le cas (c) sollicité à $\Delta\sigma_N = 65 \text{ MPa}$.

On observe les phénomènes de ralentissement au franchissement des barrières microstructurales et d'accélération suite à ces franchissements. Les auteurs montrent que plus la taille de grain est petite, plus la vitesse de croissance des fissures courtes diminue. Ceci pour 2 raisons :

- d'une part, la taille de la zone plastique en pointe de fissure, qui va gouverner la croissance de la fissure dans le grain suivant, est plus petite (la bande de glissement persistante qui se développe dans le grain voisin est limitée par la présence du joint de grain suivant),

- d'autre part, cette croissance est ralentie par un nombre supérieur de barrières qui accompagne la diminution du diamètre des grains.

Le joint de grain, en tant que barrière microstructurale, constitue donc un paramètre important pour la propagation des fissures courtes de fatigue.

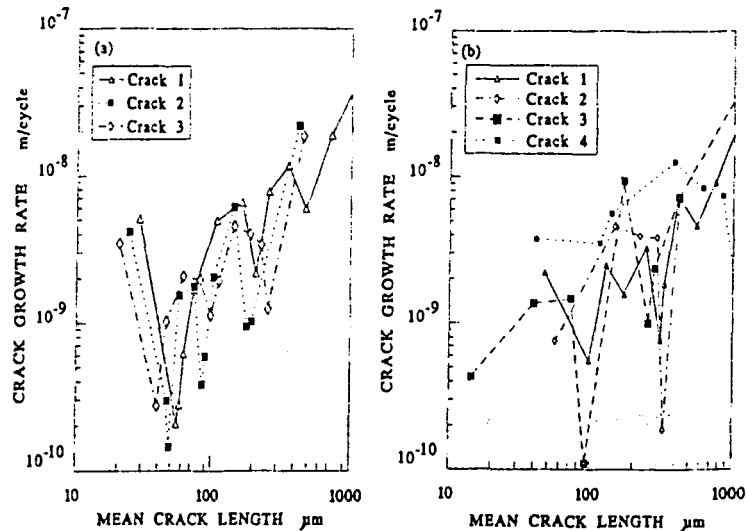


Fig. I - 45 : Effet de la taille de grain sur la propagation des fissures courtes dans le cas (b) sollicités à $\Delta\sigma_N = 100$ MPa et dans le cas (c) sollicité à $\Delta\sigma_N = 65$ MPa [TUR95-1]

On peut donc se demander ce qu'est un joint de grain et comment il peut influencer sur cette croissance. Selon HUMPHREYS et al [HUM96], on distingue 2 types de joints de grain (Fig. I - 46) :

- les joints de grain présentant une faible désorientation entre les grains (θ inférieur à $10/15^\circ$),
- les joints de grain présentant une forte désorientation entre les grains (θ supérieur à $10/15^\circ$),

Dans le 1^{er} cas, on parle aussi de sous-joint constitué de rangées de dislocations. Dans ce cas, l'énergie élastique du joint de grain va dépendre directement du nombre de dislocations stockées dans ce sous-joint et on peut exprimer cette énergie en fonction de la désorientation entre grains voisins.

De plus, la figure I-47 montre que l'énergie élastique du sous-joint de grain augmente lorsque la désorientation augmente, ce qui sous-entend que le réseau des dislocations constituant ce sous-joint se densifie.

Dans le deuxième cas ($\theta > 10-15^\circ$), la désorientation atteint fréquemment environ 40° . On parle donc de limite de grains à forte désorientation, limite composée d'une structure bien formée de dislocations, structure qui se répète dans l'espace (Fig. I - 48).

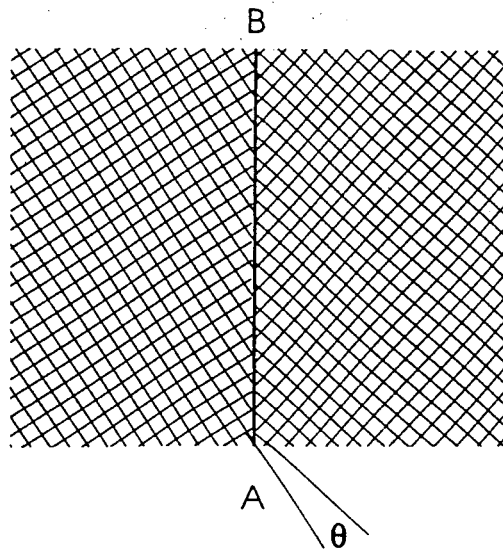


Fig. I - 46 : Représentation schématique d'un joint de grain AB entre deux cristaux désorientés entre eux d'un angle θ [HUM96]

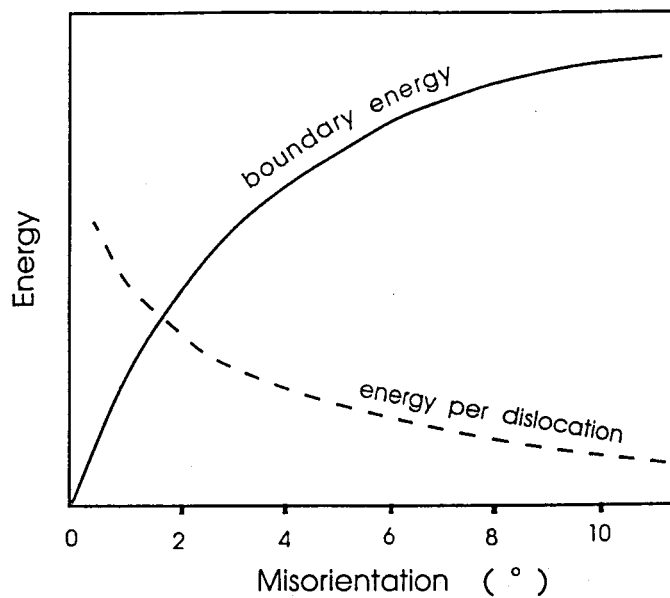


Fig. I - 47 : Evolution de l'énergie du sous-joint de grain en fonction de la désorientation des grains [HUM96]

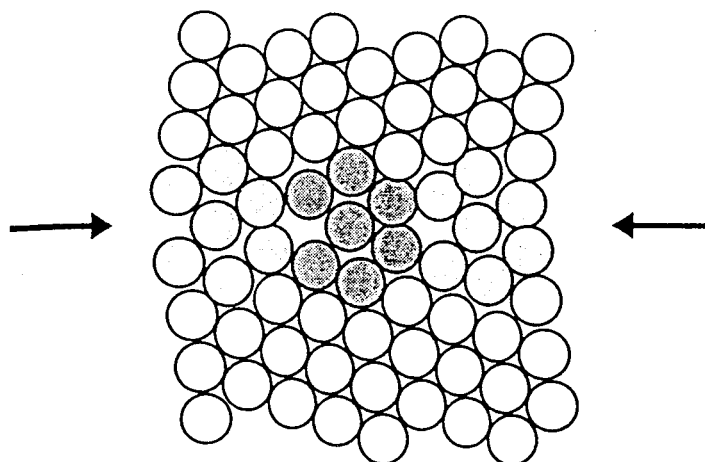


Fig. I - 48 : Détail d'une structure de dislocations se répétant spatialement et constituant un joint de grain [HUM96]

Dans tous les cas, on observe une corrélation évidente entre la densité de dislocations qui va influencer sur la nature de la limitation entre grains (joint ou sous-joint) et la désorientation entre ces grains. La notion de barrière microstructurale est ainsi liée à la nature du joint de grain et sera d'autant plus forte que les grains dans lesquels se propagent les fissures courtes, sont désorientés entre eux.

GRABOWSKI et al [GRA92] ont étudié finement le rôle de l'orientation des différents grains sur l'amorçage et la croissance des fissures courtes dans le cas d'un superalliage à base de nickel. La figure I-49 montre que le chemin de propagation en surface est perturbé non seulement au passage des joints de grains mais aussi à l'intérieur des grains en liaison avec la présence de bandes de glissement permanentes non-parallèles.

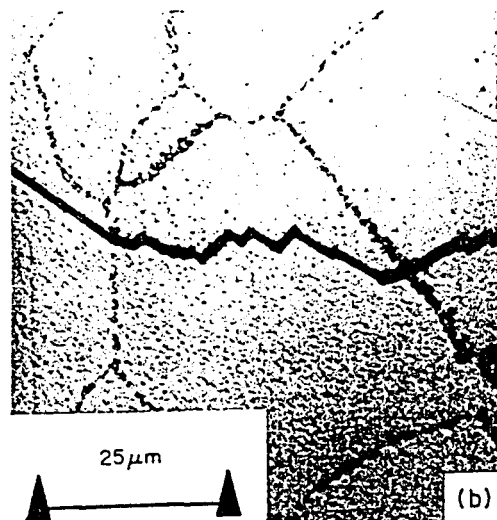


Fig. I - 49 : Perturbations du chemin de propagation en surface en fonction de la nature de la barrière [GRA92]

Les auteurs distinguent ainsi deux types de barrières :

- des barrières fortes que constituent les joints de grain,
- des barrières douces liées aux changements de direction de croissance à l'intérieur des grains.

I.3.3.2.4. Influence de la microstructure des grains

HUTHER et al [HUT96] ont étudié en flexion rotative alternée le rôle de la microstructure du métal fondu et de la ZAT par rapport à celle du métal de base (E460).

Différentes ZAT ont été simulées à l'aide d'une machine GLEEBLE, en appliquant 3 conditions de refroidissement différentes (ΔT_{300}^{700} de 5 ; 21 et 50 s).

Les éprouvettes cylindriques utilisées étaient soit lisses soit entaillées ($K_t = 2,3$).

Les résultats montrent que la limite d'endurance à l'amorçage augmente lorsqu'on passe du métal de base au métal fondu et à la ZAT, que ce soit dans le cas des éprouvettes lisses (Fig. I - 50) ou entaillées.

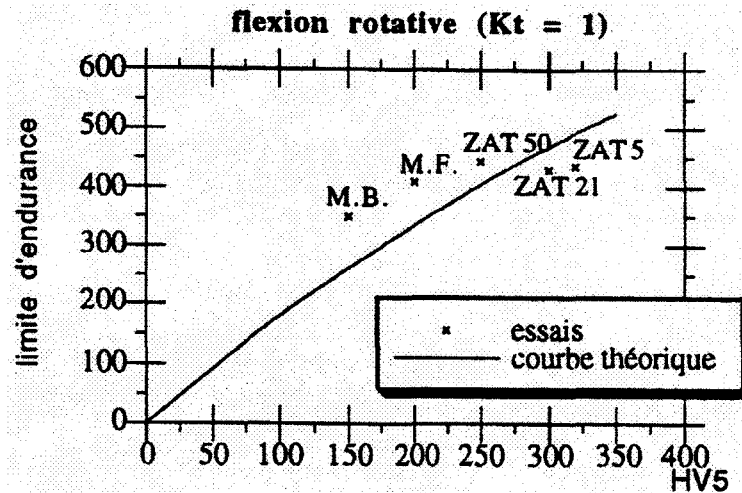


Fig. I - 50 : Influence de la nature de la microstructure d'amorçage sur la limite d'endurance à l'amorçage [HUT96]
 (la courbe théorique suit l'équation : $\sigma_D = (0,58-1,1 \cdot 10^{-4} \cdot R_m) \cdot R_m$ selon [BAT80])

Pour ce qui est du comportement en flexion rotative des ZAT, les auteurs ajoutent que le temps de refroidissement a peu d'influence sur la limite de fatigue (10 MPa de fluctuation). Ils expliquent cet état de fait par l'action combinée de la ductilité et de la dureté de la ZAT en fonction du temps de refroidissement, selon le modèle suivant : $\sigma_D = 0,4 \cdot R_m + 2 \cdot A$ (R_m : résistance à rupture et A : ductilité). Plus le temps de refroidissement diminue, plus la dureté augmente et la ductilité diminue. Les effets combinés de ces deux paramètres ont donc tendance à s'opposer.

I.3.3.2.5. Rôle des sous-structures de dislocations

Des observations au microscope électronique à transmission (MET) ont montré qu'un chargement cyclique conduit généralement dans les aciers à la formation de sous-cellules de dislocations où s'est accumulée la déformation plastique [DEV90, KEL92, CHA93].

Ces sous-cellules peuvent se réarranger par la suite pour former des murs de dislocations ou des parois de sous-grains à faible désorientation [KEL92]. La taille minimale des sous-cellules, ou l'espacement minimum entre deux murs de dislocations, a été évaluée entre 0,1 et 0,2 μm .

KELLER [KEL92] a montré qu'on obtenait ainsi un raffinement de la structure de dislocations en pointe de fissure jusqu'à une taille minimum de sous-cellules de 0,1 à 0,2 μm , raffinement qui s'atténue quand on s'en éloigne.

Ces valeurs ont été confirmées par DAVIDSON et al [DAV92]. Une modélisation de la taille λ de ces sous-cellules de dislocation en pointe de fissure a été proposée :

$$\lambda = \frac{10^5 Gb}{\sigma}$$

avec

G : module de cisaillement

b : vecteur de Burgers ($\approx 3 \cdot 10^{-10}$ m pour les métaux)

σ : contrainte maximale en pointe de fissure ($\sigma = 3\sigma_y$)

Pour un acier bas carbone, les auteurs ont obtenu par cette modélisation une taille de sous-cellules de 0,24 μm , en bon accord avec les mesures effectuées (0,2 à 0,3 μm).

Les faciès de rupture de pièces soumises à la fatigue présentent souvent des marquages périodiques aux échelles microscopiques et macroscopiques qu'on appelle stries de fatigue.

Certains auteurs [PEL62] pensent que chaque strie correspond à un cycle de fatigue et qu'elle représente une avancée incrémentale de la fissure de fatigue ; d'autres considèrent que chaque strie correspond à plusieurs cycles (10 à 1000 cycles).

D'autre part, GRINBERG a été le premier à observer sur de nombreux matériaux que l'espacement minimum entre deux stries était de 0,1 μm , ce qui peut laisser suggérer, comme le pense DAVIDSON [DAV92], qu'il existerait une relation entre cette extension de fissure correspondant à une strie et la rupture de cellules de dislocations.

Les travaux de DEWALD et al [DEW90] mettent en évidence l'effet des sous-structures de dislocations sur la propagation des fissures. En particulier les auteurs montrent qu'il existe une forte interaction entre les dislocations présentes dans les multiples plans de glissement et celles qui se forment en pointe de fissure. Le résultat se traduit par la formation d'un champ dense de dislocations en « débris » pouvant être à l'origine de la progression par « saccades » du front de fissure.

On comprend alors que le mécanisme de propagation dans le stade I est un processus intermittent. La fissure progresserait jusqu'à atteindre une sous-cellule de dislocations dont le franchissement nécessite un apport énergétique plus important.

Une paroi de sous-cellule constituerait alors une barrière microstructurale, comme le suggère MILLER [MIL93], barrière dont l'intensité va dépendre de la désorientation entre cellules de dislocations.

On peut penser cependant que ce type de barrière est de second ordre par rapport aux joints de grains.

1.3.3.3. Le stade II de propagation des fissures longues

OHTA et al [OHT97] ont étudié l'influence de la microstructure sur le seuil de propagation et la propagation des fissures longues. Des éprouvettes en acier SB410 comportant un joint soudé ont été pré-fissurées en fatigue à $R\sigma = 0$ afin de faire s'amorcer et se propager une fissure soit dans le métal de base, dans le métal fondu ou dans la ZAT.

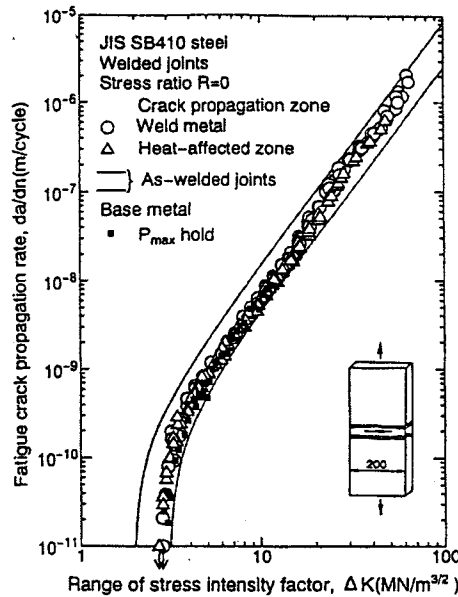


Fig. I - 51 : Propagation de fissures longues indépendantes des microstructures du joint soudé [OHT97]

Les auteurs ont observé, comme le montre la figure I-51, que les cinétiques de propagation dans les 3 microstructures sont toutes dans la même bande de dispersion avec une même valeur de seuil ΔK_{th} .

Ces résultats confirment que la microstructure n'a plus d'influence sur la propagation des fissures longues [LIEU88, CHA93, LAMB91, DAV92, MAS87]. La fissure est passée du stade I au stade II (figure I-52) et se propage en mode I perpendiculairement à la direction de sollicitation. La longueur de fissure et la taille de la zone plastique en pointe de fissure ont atteint des dimensions plus grandes que toute unité microstructurale caractéristique. A ce stade de développement, la propagation n'est plus influencée par l'échelle microstructurale.

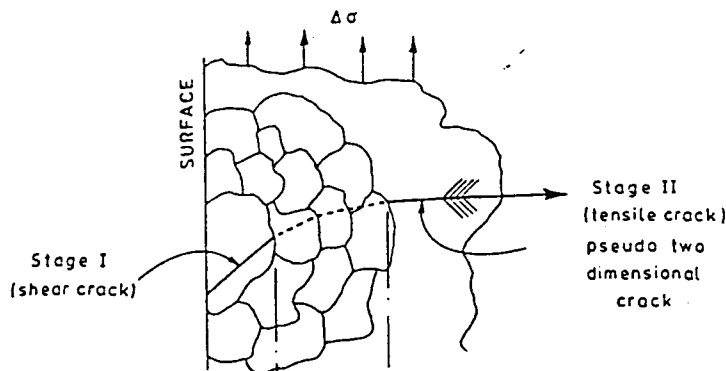


Fig. I - 52 : Transition du stade I au stade II de propagation [TRU85]

1.3.3.4. Influence des inclusions non-métalliques

1.3.3.4.1. Rôles respectifs des inclusions et de la microstructure

DZIUBINSKI [DZI92] a étudié le rôle des inclusions non-métalliques sur le comportement en fatigue oligocyclique d'un acier C-Mn faiblement allié à structure ferrito-perlitique contenant 0,20 % d'inclusions.

Différents procédés ont été utilisés (manuel, à l'électrode enrobée, à l'arc submergé et au faisceau d'électrons) pour souder bout-à-bout des coupons de tôles de 50 mm d'épaisseur. Des essais de fatigue oligocyclique à déformation totale imposée ont été menés sur des éprouvettes cylindriques de 10 mm de diamètre de façon à s'affranchir de l'effet de la géométrie, la partie utile englobant le cordon de soudure.

La ZAT de dimensions plus ou moins grande suivant le procédé de soudage, présente systématiquement une microstructure ferrito-perlitique. La microstructure du métal fondu présente une fraction recristallisée sous l'effet des différentes passes de soudage et un pourcentage d'inclusions variables selon le procédé (tableau I-3).

procédure de soudage	fraction recristallisée	% d'inclusions non métalliques
électrode enrobée	30%	0,56
arc submergé	35%	0,27
faisceau d'électrons	0%	0,15

Tableau I - 3 : Microstructures du métal fondu suivant différents processus de soudage [DZI92]

L'auteur a observé une fissuration systématique dans le métal fondu et ceci quel que soit le procédé de soudage utilisé.

Les résultats montrent que le soudage par faisceau d'électrons permet de retrouver un comportement en fatigue oligocyclique proche de celui du métal de base, alors que la microstructure du métal fondu, constituée de ferrite primaire et de parcelles de ferrite lamellaire et de perlite, ne présente pas de zone recristallisée mais contient un pourcentage d'inclusions proche de celui du métal de base.

A l'opposé, le soudage à l'électrode enrobée présente le plus mauvais comportement à haut niveau de déformation, alors que 30% du métal fondu est recristallisé. Il est à noter que la microstructure non-recristallisée, constituée de ferrite aciculaire, présente le plus gros pourcentage (0,56%) d'inclusions non-métalliques.

DZIUBINSKI en conclut que, dans ce cas, la tenue en fatigue oligocyclique semble être moins liée au pourcentage et à la nature de la structure recristallisée, autrement dit à la microstructure, qu'à la présence plus ou moins importante des inclusions non-métalliques.

La figure I-53 montre que le logarithme de la durée de vie diminue linéairement quand le pourcentage d'inclusions non-métalliques augmente..

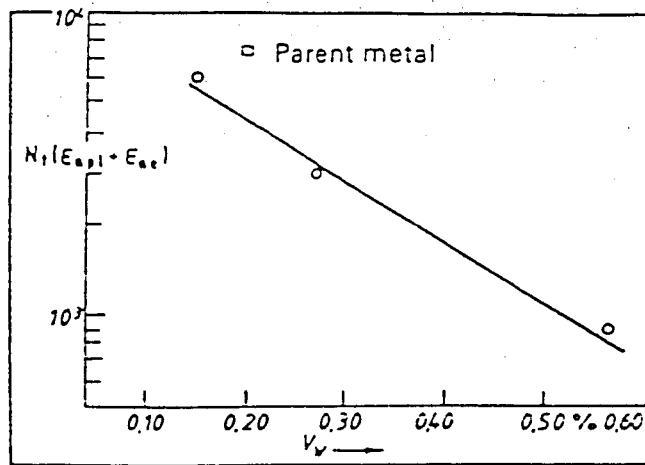


Fig. I - 53 : Diminution de la durée de vie en fonction du pourcentage d'inclusions non-métalliques [DZI92]

L'auteur conclut que les inclusions sont à l'origine de concentrations de contrainte qui réduisent la capacité du matériau à se déformer cycliquement et que la microstructure de la zone soudée elle-même a peu d'effet sur la résistance en fatigue oligocyclique.

De nombreux auteurs [AND92, RAB80, TRU85, LIEU85-1, MIL93] ont observé que les inclusions sont des sites privilégiés d'amorçage de fissures, du fait des concentrations de contraintes qui s'y développent. Selon MILLER [MIL93], elles introduisent des concentrations de contraintes à cause des différences de propriétés mécaniques, physiques et chimiques avec le matériau environnant et notamment suite à des différences de taux de refroidissement et de coefficients d'expansion thermique.

C'est ce qui fait dire à MILLER qu'il n'existe pas de phase d'amorçage de fissures mais que celles-ci sont immédiatement amorcées à partir d'entailles naturelles que constituent, entre autres, les inclusions.

Ces inclusions ont donc une influence sur la tenue en fatigue au travers de :

- leur nombre, comme nous venons de le voir,
- leur taille, plus précisément leur taille par rapport à celle des grains environnants,
- leur nature ou leur forme,
- leur orientation.

Tous ces facteurs sont illustrés sur la figure I-54. Le rapport de la taille d'inclusion sur la taille de grain est en particulier, l'un des facteurs importants.

Selon MILLER [MIL93], une valeur élevée du rapport taille d'inclusions sur taille de grain conduit à passer très rapidement du stade I au stade II de propagation (cf. figure I - 54b). Afin d'éviter cela, il est nécessaire que ce rapport soit bien inférieur à l'unité, ce qui est une condition difficile à réaliser dans le cas d'un matériau dans lequel la taille des grains est petite.

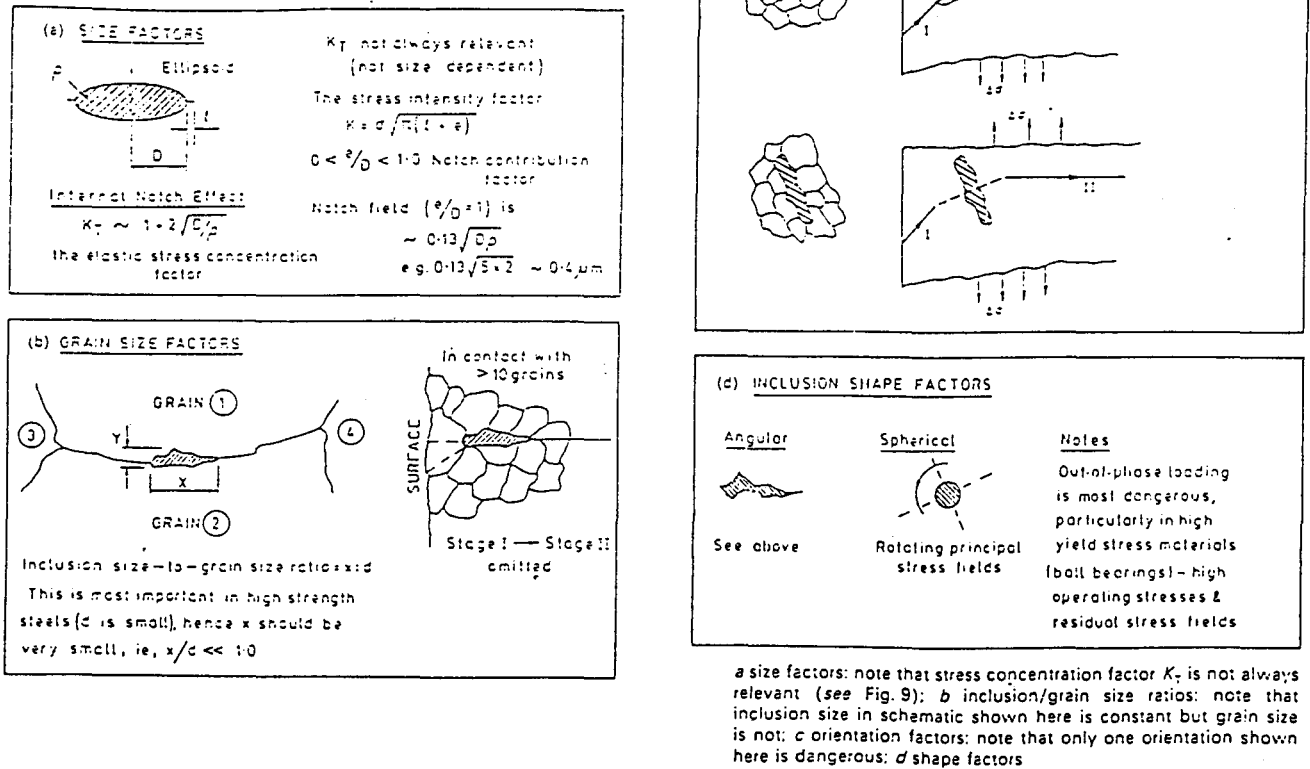


Fig. I - 54 : Le rôle des inclusions sur le comportement en fatigue [MIL93]

L'orientation des inclusions par rapport à la direction de propagation joue un rôle important sur la résistance en fatigue (cf. figure I-54c). Dans une étude citée par MILLER [MIL93] sur un acier utilisé pour rotors sollicité soit en traction-compression soit en torsion, les inclusions ont peu d'effet dans le premier cas de sollicitation et ont été des sites d'amorçages instantanés dans le second, montrant ainsi l'importance de leur orientation.

Un des facteurs influents est le facteur de forme de l'inclusion (cf. figure I-54d). Une inclusion de type sphérique créera en effet moins de concentrations de contraintes qu'une autre aux formes plus anguleuses.

I.3.3.4.2. Importance des inclusions sur éprouvettes grenillées

TOYODA et al [TOY90] ont étudié en fatigue par flexion rotative, deux aciers A et B dont les compositions chimiques sont données dans le tableau I-4. Les éprouvettes étaient grenillées et l'étude a porté sur l'influence des inclusions non-métalliques.

Acier	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	O
A	0,22	0,27	0,79	0,018	0,007	1,11	0,18	0,0021
B	0,19	0,28	0,79	0,007	0,018	1,12	0,17	0,0009

Tableau I - 4 : Compositions chimiques des aciers A et B [TOY90]

Ces aciers sont recarburés en vue d'augmenter la dureté superficielle sur une profondeur de 1 mm. Il se forme en sous-couche des inclusions non-métalliques complexes de type Al-Ca-O-S. Une analyse de densité montre que l'acier A contient pratiquement deux fois plus d'inclusions de plus de 20 μm de diamètre (environ 90 par 5g de matière analysée) que l'acier B, ainsi que deux fois plus d'oxygène.

Les résultats montrent que (figure I-55) :

- dans le domaine de l'endurance limitée, l'amorçage se produit en surface. Le grenailage permet d'améliorer le comportement en fatigue de manière plus conséquente pour l'acier B que pour l'acier A.
- dans le domaine de l'endurance illimitée, l'amorçage se produit en sous-couche à partir des inclusions non-métalliques et, dans ce cas, le grenailage n'améliore pas la tenue en fatigue. Cependant la limite de fatigue pour l'acier grenailé B est supérieure de 9 % à celle de l'acier grenailé A.

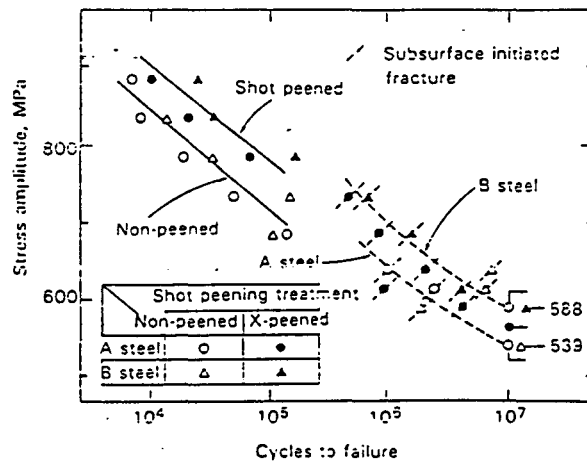


Fig. I - 55 : Courbes de Wöhler pour les éprouvettes en acier A et B testées en flexion rotative [TOY90]

Les auteurs constatent que dans le domaine de l'endurance illimitée, le grenailage tend à faire passer d'un amorçage en surface à un amorçage en sous-couche, montrant ainsi l'efficacité de ce procédé à traiter les défauts superficiels. L'amorçage se produit alors à partir d'inclusions non-métalliques en sous-couche.

La présence des inclusions induit des concentrations de contrainte locales dont le niveau peut dépasser celui des contraintes en surface, lorsque l'amplitude de contrainte appliquée est faible. Dans le cas où cette amplitude est importante, l'amorçage se produit à partir des défauts superficiels, là où les concentrations de contraintes sont les plus élevées.

L'augmentation du nombre d'inclusions ainsi que de leurs dimensions peut limiter l'amélioration apportée par le grenailage, quel que soit le niveau de contrainte appliqué.

1.3.3.5. Conclusions

La microstructure n'a d'influence que sur les stades FMC et FPC d'amorçage et de croissance des fissures courtes ($a < a_{th}$).

L'effet de la microstructure est plus important dans le premier stade d'amorçage et de propagation des fissures microstructuralement courtes puis diminue lorsque celles-ci deviennent physiquement courtes, cette diminution s'accroissant au fur et à mesure de leur croissance.

Plus précisément, cet effet est provoqué par la présence de barrières microstructurales qui peuvent ralentir et même arrêter la croissance des fissures courtes. La résistance à l'amorçage en fatigue va dépendre du nombre, de l'intensité et de l'espacement des barrières microstructurales qu'une fissure courte est susceptible de rencontrer. Plus on a de barrières intenses proches les unes des autres et en grand nombre, plus le chemin de fissuration tend à être dévié et la tenue en fatigue augmentée. La notion d'intensité de barrière est étroitement liée à la désorientation des grains ou sous-grains que cette barrière délimite.

On définit ainsi comme étant une barrière microstructurale tout ce qui, en ralentissant ou arrêtant la croissance ou encore en modifiant la direction de propagation, nécessite un apport énergétique particulier pour faire avancer la fissure.

La microstructure influe donc sur le comportement en fatigue par l'intermédiaire :

- de sa nature (ferritique, perlitique...)
- du nombre et de la nature des barrières microstructurales (taille des grains, des sous-grains...)
- de l'intensité de ses barrières (sous-joint ou joint de grain, sous-cellules de dislocations...) en liaison avec la désorientation relative des grains, des murs de dislocations...

Cependant, la phase d'amorçage en fatigue et l'influence des précédents facteurs peut être considérablement réduite si la propreté inclusionnaire du matériau n'est pas suffisante. Les fissures s'amorcent alors plus ou moins facilement au niveau des inclusions et c'est la densité inclusionnaire et la nature des inclusions qui gouverne dans ce cas la tenue en fatigue.

D'une manière générale, on comprend qu'un raffinement de la microstructure ou de la sous-structure des dislocations (diminution de la taille des barrières microstructurales, augmentation de leur nombre...) peut conduire à augmenter la durée de vie à l'amorçage même dans le cas des structures mécanosoudées.

Ceci sera d'autant plus vrai que la phase d'amorçage sera importante comme c'est le cas pour des joints soudés de très bonne qualité. Ceci est confirmé par GRIGORYANT [BOU85] qui attribue, dans ces conditions, l'amélioration de la tenue en fatigue observée, à la formation d'une microstructure en ZAT comportant des barrières de dislocations ou des barrières microstructurales bien formées.

En dehors de ces conditions, de nombreux auteurs [MAD97] considèrent, à raison, que la durée de vie totale de la structure soudée est proche de la durée de vie en propagation de fissures longues, puisque celles-ci s'amorcent quasi-immédiatement au niveau du défaut géométrique majeur en pied de cordon et qu'il n'existe donc pas de période d'amorçage. C'est pourquoi, certains auteurs comme Nussbaumer [NUS96] pensent les traitements de parachèvement (cf. paragraphe suivant) réintroduisent une période d'amorçage et augmentent par ainsi la durée de vie en fatigue.

I.4. Les Traitements de parachèvement des assemblages soudés

Les paragraphes précédents de ce chapitre ont montré l'influence non seulement de la géométrie de l'assemblage soudé et des contraintes résiduelles en pied de cordon, mais aussi de la microstructure du site d'amorçage sur le comportement en fatigue.

De nombreux traitements classiques de parachèvement « post-soudage » existent et permettent d'augmenter la tenue en fatigue des structures soudées et ce d'autant plus s'il s'agit d'aciers HLE. Cette amélioration est généralement obtenue en jouant de façon combinée ou non sur les paramètres géométrie et contraintes résiduelles, sans intervention directe présumée de la microstructure.

Nous décrirons ces traitements dans la deuxième partie de ce paragraphe.

Nous nous intéresserons dans la troisième partie à des traitements plus originaux et notamment à certains traitements dits « thermomécaniques » dont le but est de modifier la microstructure en pied de cordon.

Bien que l'optimisation de la procédure de soudage ne soit pas en tant que telle, un traitement de parachèvement, nous en traiterons toutefois dans la première partie en tant que traitement d'amélioration vis-à-vis du comportement en fatigue des assemblages soudés.

I.4.1. L'optimisation de la procédure de soudage

Le choix de la procédure de soudage est, en lui-même, un début d'optimisation vis-à-vis de la résistance en fatigue.

Ainsi, les procédés de soudage automatisés améliorent sensiblement la qualité de la soudure et la géométrie du cordon (cordon plus concave) par rapport aux procédés de soudage manuel.

Des essais en fatigue sur joints soudés en croix en E36 à $R_{\sigma} = 0$ [LIEU85-1] ont montré une amélioration de 40 % sur la limite de fatigue pour le soudage automatique sous flux par rapport au soudage manuel.

TRICOTEAUX et al [TRI92-1, TRI93-1, TRI92-3] ont étudié le comportement en fatigue en flexion 4 points d'assemblages soudés en T en E690. Ils ont en particulier comparé le comportement de joints soudés dits de « qualité courante » (Fig. I-56a) et « à profil amélioré » (Fig. I-56b).

Cette amélioration consistait à modifier l'ordre et la répartition des passes : la procédure optimisée comprend 6 passes de soudage au lieu de 4 pour la procédure normale et la répartition des passes est modifiée comme l'indique la figure I-56 .

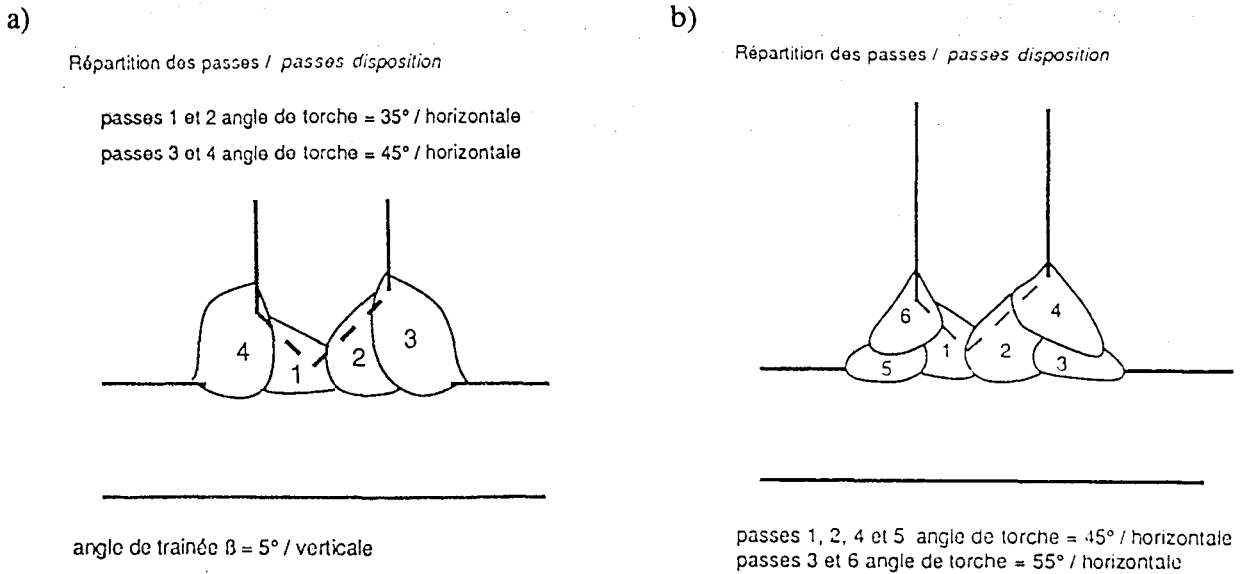


Fig. I - 56 : Schémas d'exécution de joints dits de « qualité courante » (a) et « à profil amélioré » (b) [TRI93-1]

L'optimisation de la procédure de soudage a essentiellement apporté une amélioration de la géométrie en pied de cordon et a introduit, de par la répartition et l'importance des passes de soudage, des contraintes résiduelles de compression en pied de cordon. Elle a conduit à une très nette amélioration de la tenue en fatigue dans le domaine de l'endurance limitée, ainsi qu'une augmentation d'environ 20% de la limite d'endurance, par rapport à la « qualité courante » (Fig. I-57).

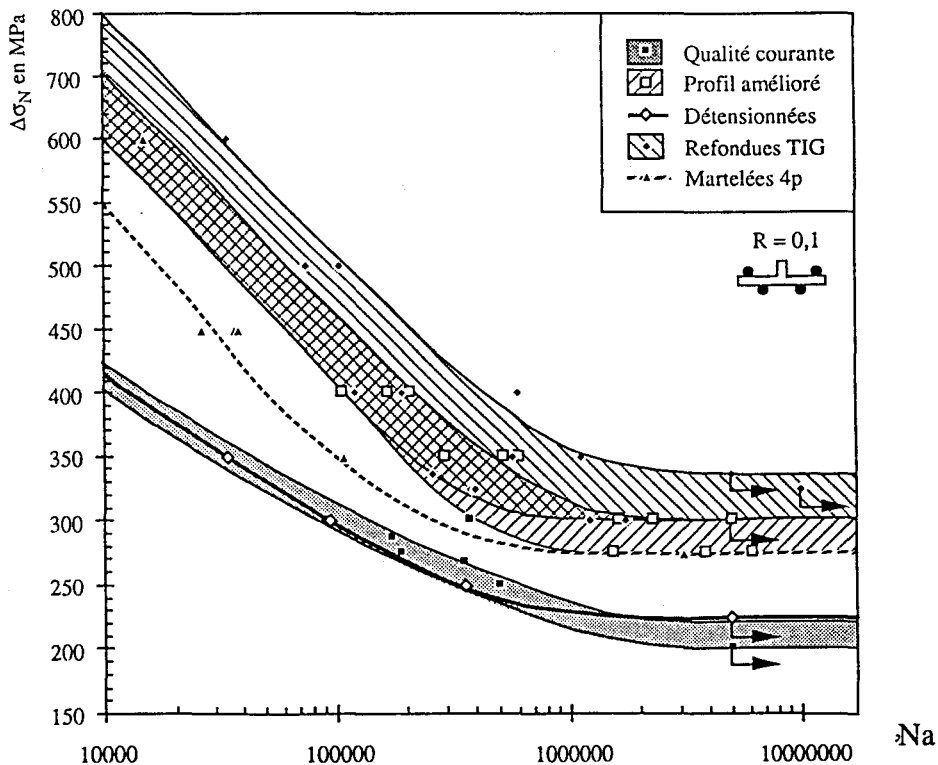


Fig. I - 57 : Diagrammes de Woehler de différentes qualités de joints soudés [TRI93-1]

I.4.2. Les traitements classiques de parachèvement

I.4.2.1. Le meulage en pied de cordon

Le meulage est une opération qui consiste à enlever du métal en pied de cordon, en vue d'adoucir la géométrie locale, mais aussi de supprimer les défauts superficiels. Cette opération est effectuée soit à l'aide d'une meuleuse à disque, soit à l'aide d'une fraise à écriquer. La profondeur d'usinage est en général de l'ordre de 0,5 à 0,8 mm.

Les travaux de BIGNONNET [BIG85] sur des joints soudés en T en acier E355 ont montré qu'un meulage en pied de cordon pouvait augmenter la limite de fatigue à 2 millions de cycles de 50 à 110 % par rapport au cas non-traité.

KNIGHT [KNI78] a montré par ailleurs que l'amélioration apportée dépendait de la procédure de meulage. Parmi les 3 procédures de meulage suivantes :

- le meulage par meule à disque (profondeur de meulage : 0,8 mm),
- le meulage à l'aide d'une fraise (profondeur de meulage : 0,4 mm),
- le meulage par meule fine (profondeur de meulage : 0,5 mm),

c'est la dernière procédure qui donne le meilleur résultat vis-à-vis de la tenue en fatigue.

Ces travaux et d'autres [KNI78, BIG85, LIEU85-1, TRI93-1] ont montré qu'on pouvait obtenir des améliorations sur la limite de fatigue conventionnelle allant de 20 à 110 %, en fonction du type de joint et du rapport de charge.

Cependant, cette technique présente un facteur de risque majeur dans le cas d'un meulage manuel : les coups de meules mal maîtrisés créent des entailles accidentelles susceptibles de diminuer gravement la phase d'amorçage.

I.4.2.2. Le traitement thermique de détente

Le traitement thermique de détente est une opération qui consiste à chauffer de façon globale une pièce dans un domaine de température inférieur à la température de début d'austénitisation (A1), par exemple 560-600°C avec une montée en température de 100°C/h.

Dans ce cas, la limite d'élasticité du matériau diminue sous l'effet de l'augmentation de température, ce qui conduit à plastifier progressivement des zones qui étaient sous contraintes élastiques à l'état initial.

Après refroidissement, il produit une relaxation des contraintes résiduelles, qui peuvent aller jusqu'à s'annuler comme le montre la figure I-58.

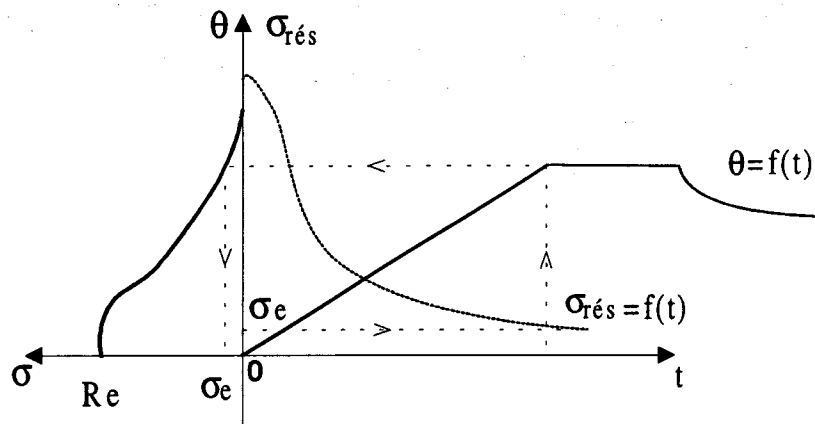


Fig. I - 58 : Relaxation des contraintes par échauffement global [GRAN89]

Il s'agit là d'une explication simplifiée du processus supposant un état de contrainte et structural homogène. Or ce n'est pas le cas des joints soudés et les soudures peuvent mal supporter l'allongement plastique au cours du cycle de réchauffage. Il peut se produire une fissuration dite « fissuration au réchauffage » à l'endroit où il y a concentration de contraintes.

L'opération de détensionnement peut cependant avoir un effet favorable sur le comportement en fatigue des assemblages soudés. En effet, le pied de cordon est une zone où il existe généralement des contraintes résiduelles de traction résultant du procédé de soudage. Les supprimer par détensionnement entraîne l'amélioration qu'on observe en fatigue.

Mais lorsque les contraintes résiduelles en pied de cordon sont de compression suite à une optimisation de la procédure de soudage par exemple, le détensionnement réduit la tenue en fatigue de l'assemblage ainsi traité. C'est ce qu'ont observé TRICOTEAUX et al [TRI93-1, TRI92-3] mais aussi LIEURADE et al [LIEU92] sur des assemblages en T en acier E690 détensionnés. La figure I-57 montre en effet que le comportement des joints à « profil amélioré » puis détensionnés se place dans la bande de dispersion des joints de « qualité courante ».

1.4.2.3. La refusion TIG

Il s'agit d'une opération de parachèvement qui consiste en une refusion à la torche TIG sans apport de métal des zones de raccordement.

L'utilisation de ce traitement permet non seulement de supprimer les défauts induits par le soudage (caniveaux, criques...) mais aussi de diminuer la concentration de contrainte en pied de cordon par adoucissement de la géométrie du profil, comme le montre la figure I-59.

Ce traitement est en fait une trempe locale induisant une microstructure plus dure dans la zone refondue. De plus, après fusion locale et donc lors du refroidissement, le retrait du matériau refondu est empêché par la matière environnante et on observe fréquemment des contraintes résiduelles de traction en zone refondue.

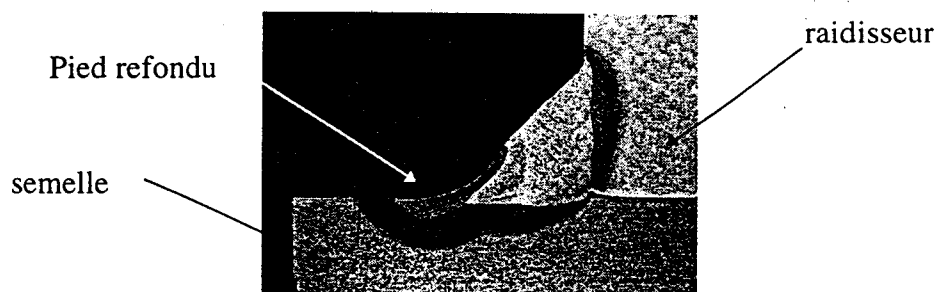
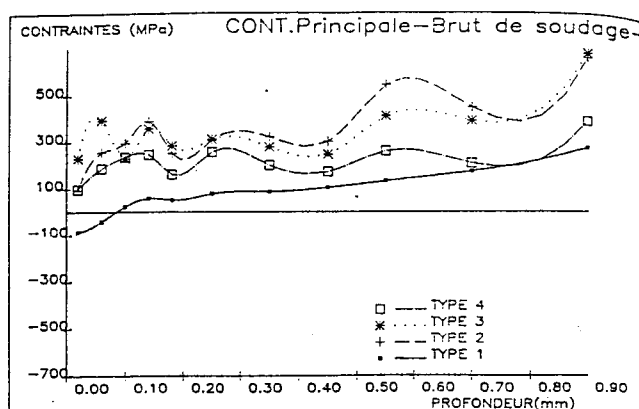


Fig. I - 59 : Exemple de pied de cordon de soudure d'angle refondu à la torche TIG [TRI93-1]

LIEURADE [LIEU85-2, LIEU94] s'est attaché à caractériser le champ des contraintes résiduelles de plusieurs types d'assemblage en angle en acier E690 en utilisant la méthode du trou incrémental en pied de cordon. La figure I-60 montre l'état des contraintes résiduelles principales σ_I à l'état brut de soudage (a) et après refusion TIG (b). On constate qu'en surface de pied de cordon après refusion, il n'y a que des contraintes de traction pouvant même atteindre des valeurs supérieures à ce qu'on observe à l'état brut de soudage.

a)



b)

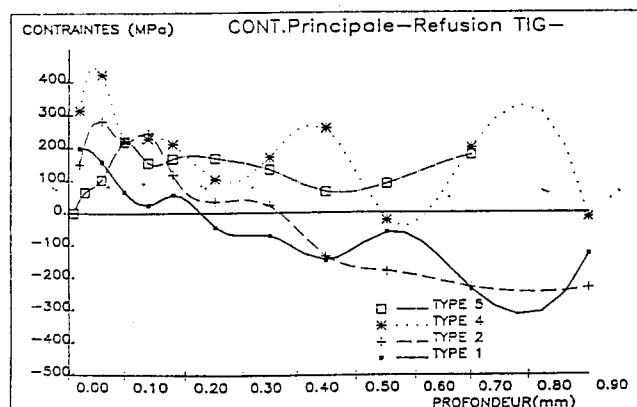


Fig. I - 60 : Mesure des contraintes résiduelles principales σ_I à l'état brut de soudage (a) et après refusion TIG (b) [LIEU85-2]

Dans cette étude, le comportement en fatigue après refusion TIG est meilleur que pour l'état brut de soudage, l'amélioration géométrique du profil du cordon, la suppression des micro-défauts et la modification de la microstructure en pied de cordon, entraînent un effet favorable malgré l'augmentation du niveau des contraintes résiduelles de traction.

Le coefficient effectif de concentration de contrainte en fatigue K_f passe de 2 pour les joints bruts à 1,2 pour les joints dont les pieds de cordon ont été traités par refusion TIG.

Différentes études sur ce sujet [LIEU84, LIEU94, BIG85, MOL94] montrent que l'amélioration du comportement en fatigue consécutive à une refusion TIG, dépend de la nature du métal de base et du type d'assemblage : on passe ainsi d'un gain en limite de fatigue conventionnelle, par

rapport aux joints bruts, de 10 % pour des joints bout-à-bout en acier doux sollicités en traction, à 100 % pour des soudures d'angle en E690 sollicités en flexion 4 points. L'influence du type d'assemblage vient en fait du profil du cordon : plus le profil initial est sévère, plus le gain pourra être important en terme d'adoucissement géométrique du profil.

Comparés à d'autres traitements de parachèvement (joints à « profil amélioré », figure I-57, TRI93-1 ; ou joints grenailés, figure I-61, LIEU84-1), la refusion TIG apporte encore un gain en terme de durée de vie, mais plus modeste : l'augmentation de la limite d'endurance n'est plus que de quelques %. Ceci est à relier au rôle des contraintes résiduelles évoqué plus haut.

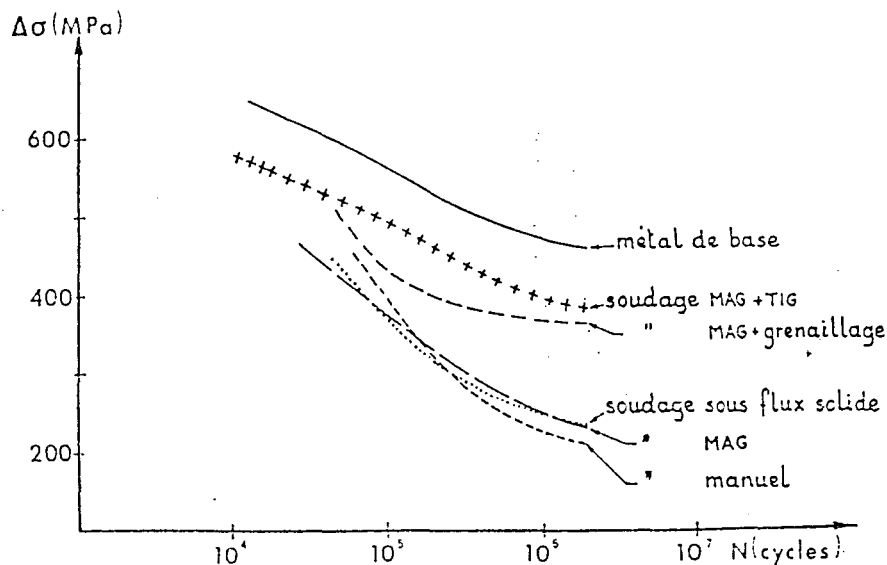


Fig. I - 61 : Effet de la refusion TIG sur la tenue en fatigue de joints soudés par procédé MAG en E490 [LIEU84-1]

1.4.2.4. Le martelage de précontrainte

Le martelage de précontrainte, employé comme traitement de parachèvement des joints soudés, est une opération qui consiste à déformer à froid le matériau en venant frapper le pied de cordon à l'aide d'un burin pneumatique à tête hémisphérique ou d'un marteau pneumatique à aiguilles à têtes hémisphériques.

A ces techniques classiques, s'est ajouté le martelage à ultrasons, pour lequel l'équipement utilisé agit par impulsions sur la surface à traiter et transmet les oscillations d'un convertisseur à ultrasons à la pièce par l'intermédiaire d'un outil à tête hémisphérique.

Les défauts existants ne sont pas supprimés [LIEU85-1] mais ils sont condensés dans un volume de matière écroui où il y a de fortes contraintes de compression. Le principal intérêt de cette technique réside dans le champ de contraintes résiduelles de compression introduites qui peuvent être d'un niveau très important.

Sur des joints soudés en T de 10 mm d'épaisseur en E690 [CAS91] martelés par ultrasons, on a pu obtenir des contraintes résiduelles voisines de - 1000 MPa près de la surface, ce qui a permis de retrouver en flexion 3 points quasiment la limite d'endurance conventionnelle du métal de base.

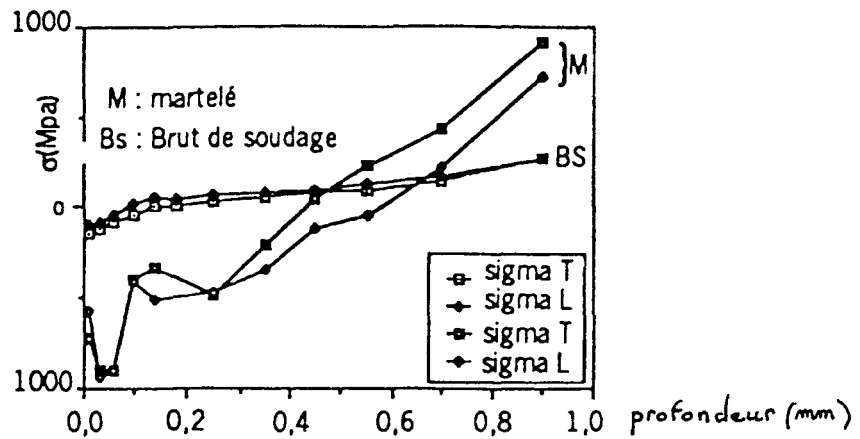


Fig. I - 62 : Evolution des contraintes résiduelles introduites par martelage par ultrasons en pied de cordon de soudure d'angle en E690 [CAS91]

L'efficacité du martelage classique dépend du nombre de passes, de la durée de l'opération (vitesse d'avance du marteau), des dimensions de l'outil utilisé et du comportement cyclique du matériau (redistribution des contraintes). Selon MOLINIE [MOL94] on admet qu'un bon compromis entre le nombre de passes et la durée de l'opération est atteint lorsque la profondeur d'indentation est de l'ordre de 0,6 mm (cas de l'acier E690, d'après [TRI93-1]).

Les travaux de BOOTH, cités dans [BIG85] ont permis de mettre en évidence l'efficacité du martelage vis-à-vis de la résistance à la fatigue (Fig. I-63). Des joints cruciformes de 12,5 mm d'épaisseur en E 355 ont été testés en flexion plane à $R_\sigma = 0$. Les joints soudés martelés présente une limite de fatigue d'environ 250 MPa à $2 \cdot 10^6$ cycles contre 90 MPa pour les joints non traités. La limite de fatigue après refusion TIG obtenue par cet auteur est intermédiaire à 150 MPa.

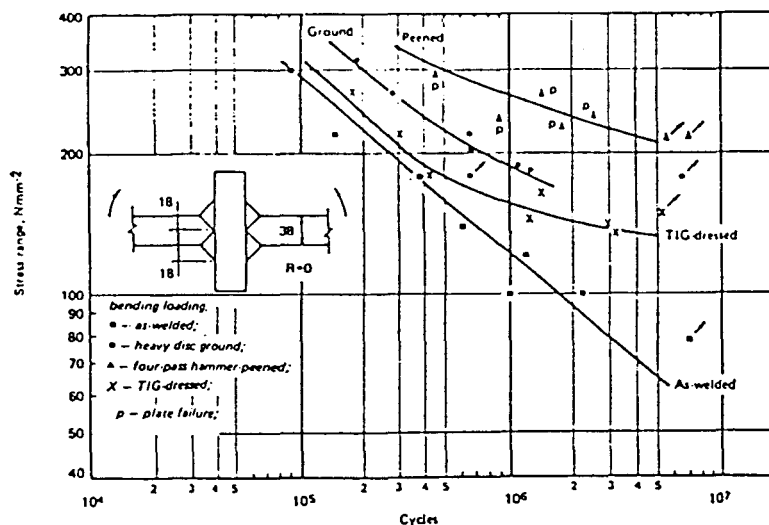


Fig. I - 63 : Influence du martelage sur la tenue en fatigue d'un acier E 355 [BIG85]

Le gain apporté en fatigue est essentiellement dû à l'important niveau des contraintes résiduelles de compression introduites.

MADDOX [MAD97] a montré l'intérêt de l'utilisation du martelage dans le cas de structures réelles soumises à des sollicitations cycliques très sévères (viaduc ferroviaire). Un martelage adapté, appliqué aux endroits critiques des structures comportant des raidisseurs longitudinaux, a permis de doubler la limite de fatigue (Fig. I-64).

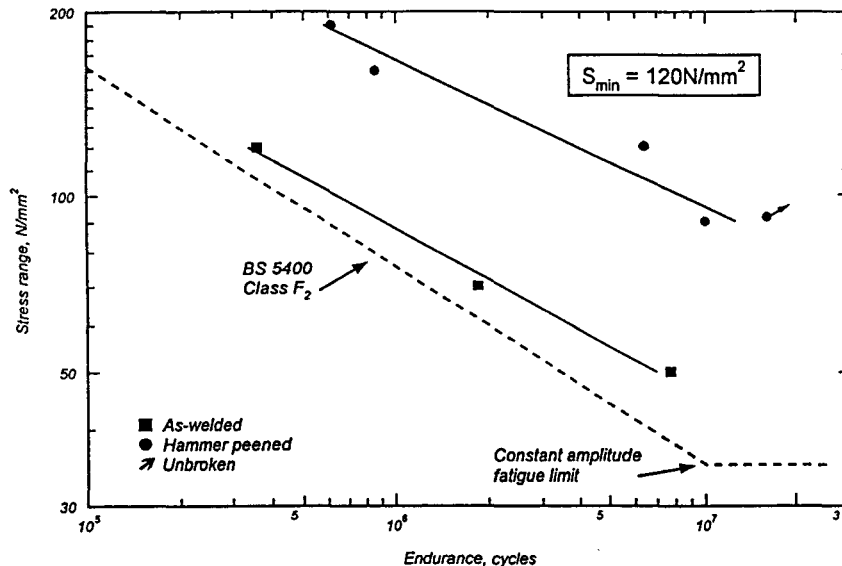


Fig. I - 64 : Amélioration de la résistance en fatigue de semelles avec raidisseurs longitudinaux après martelage [MAD97]

La technique du martelage au burin a été également utilisée pour parachever des joints en T en acier E 690 [TRI93-1]. Les essais de fatigue ont montré cette fois une diminution de la limite d'endurance dans le cas des joints traités par rapport aux joints de référence. Il a été montré que ceci était dû à la création de défauts critiques durant l'opération de martelage.

Des petites fissures créées en pied de cordon ont entraîné une réduction de la tenue en fatigue par rapport aux joints « à profil amélioré » (Fig. I-57).

Cette étude a permis de mettre en évidence qu'il est nécessaire de bien adapter la procédure tant au matériau du joint soudé, qu'à la géométrie du cordon de soudure. Dans le cas présent, la géométrie du marteau n'était pas adaptée au profil du cordon de soudure.

1.4.2.5. Le grenailage de précontrainte

1.4.2.5.1. Introduction

Le grenailage de précontrainte consiste à projeter à grande vitesse sur la surface à traiter des grenailles de forme et de granularité contrôlées (Fig. I-65).



Fig. I - 65 : Exemple de pièce grenillée à l'aide de plusieurs buses

Appliquée au cas des assemblages soudés, c'est une technique qui permet de traiter le cordon de soudure dans son ensemble ainsi que les zones environnantes, en éliminant les défauts superficiels et en introduisant des contraintes résiduelles de compression en surface et jusqu'à une certaine profondeur sous la surface traitée.

Une procédure de grenailage impose de fixer les paramètres suivants :

- la nature, la morphologie, les dimensions des grenailles,
- le diamètre de la buse,
- la distance et l'angle de projection entre la buse et la pièce,
- la vitesse d'éjection des grenailles,
- la vitesse de déplacement de la buse.

Ceci permet d'influer sur le niveau et le gradient dans l'épaisseur des contraintes introduites, sur l'uniformité du champ de contrainte (au travers du taux de recouvrement souvent supérieur à 100 %, un taux de 100 % correspondant à un grenailage complet et uniforme de la surface traitée) et sur la profondeur de la couche précontrainte.

L'intensité du grenailage, ou « intensité ALMEN » est caractérisée par la mesure de la déflexion d'une éprouvette-étalon, tandis que l'intensité et le gradient du champ de contraintes introduites se mesurent à l'aide de méthodes telles que la diffraction des rayons X ou celle du trou incrémental.

I.4.2.5.2. Profils de contraintes résiduelles et facteurs d'influence

LIEURADE [LIEU85-2, LIEU93] a étudié, pour divers types d'assemblages en T en acier E690, le champ des contraintes résiduelles introduit par un grenailage dont les paramètres étaient :

- diamètre des billes d'acier : 0,84 mm
- taux de recouvrement : 200 %
- intensité ALMEN : F50-55 A.

La figure I-66 présente le gradient en profondeur de la contrainte principale résiduelle σ_1 en pied de cordon mesuré pour les divers assemblages. Les contraintes résiduelles sont de compression sur une profondeur d'environ 0,25 mm, en passant par un maximum de 500 à 600 MPa à une profondeur de 0,07 mm. Pour une profondeur supérieure à 0,3 mm, le profil des contraintes se rééquilibre et passe en traction. Les mêmes paramètres de grenailage ont donc conduit ici à des profils similaires, quel que soit le type d'assemblage en angle.

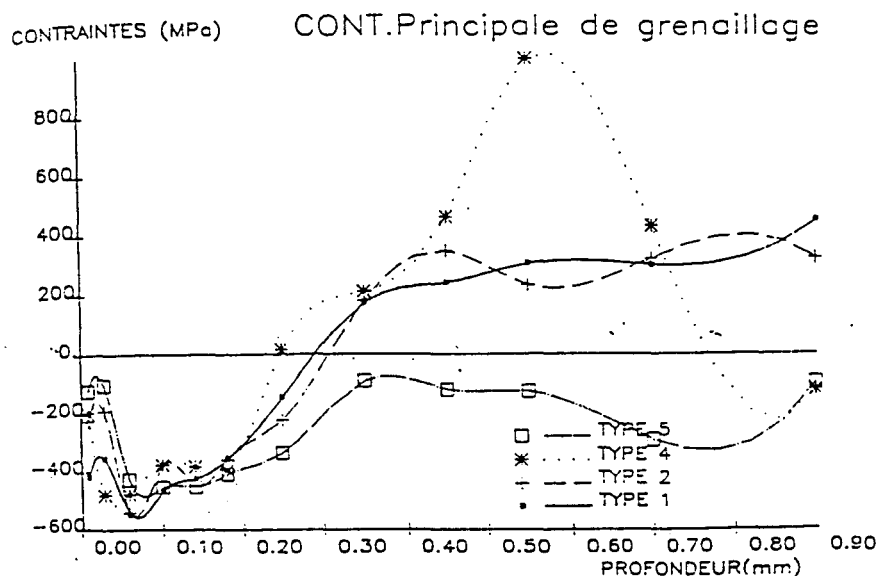


Fig. I - 66 : Gradient des contraintes résiduelles σ_1 pour les états grenailés de différentes configurations de joints soudés [LIEU85-2]

FLAVENOT et al [FLA85-1] ont étudié un assemblage particulier en E36 par procédé MAG. Il s'agissait d'une poutre caisson constituée de 2 âmes verticales et 2 raidisseurs. Les contraintes résiduelles qui étaient en traction de 100/150 MPa après soudage passent après grenailage en compression de -300/-320 MPa.

PICQUET a comparé trois grenailages, dont les paramètres sont précisés tableau I-5, sur des soudures d'angle en E460. Le premier grenailage, d'intensité Almen la plus faible, conduit au profil de contraintes résiduelles le plus faible (tant en valeur pic, -300 MPa, qu'en profondeur). Les profils donnés par les deux autres traitements, d'intensité supérieure, sont très voisins. Toutefois, c'est le 3^{ème} grenailage effectué avec les billes de diamètre le plus gros qui donne les meilleurs résultats (figure I-67).

Grenaillage	Diamètre des billes		Intensité ALMEN (10 ⁻³) mm	Taux de recouvrement
	Norme MI	β moyen (mm)		
①	MI 170	0,43	14-16 A 0,35-0,40 mmA	200 %
②	MI 330	0,84	20-22 A 0,50-0,55 mmA	200 %
③	MI 550	1,4	8-10 C 0,20-0,25 mmC	200 %

Tableau I - 5 : Paramètres des 3 grenailages étudiés par PICQUET [PIC85]

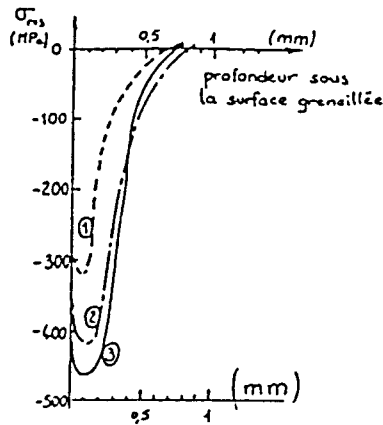


Fig. I - 67 : Distribution des contraintes résiduelles pour les 3 types de grenailage [PIC85]

L'intensité du premier grenailage étant moindre que celle des deux autres, on retrouve un niveau de contraintes résiduelles de compression plus faible (-300 MPa contre -450 MPa) et une ampleur de la zone affectée plus faible également.

Les grenailages 2 et 3 présentent à peu près les mêmes caractéristiques et les mêmes résultats, mais c'est le diamètre des billes qui permet de déterminer le meilleur grenailage. En effet, plus ce diamètre est petit, plus il y a de chance de traiter efficacement les défauts superficiels.

Le tableau I-6 résume l'effet des différents paramètres de grenailage notamment sur les contraintes résiduelles mais aussi sur la rugosité, l'érouissage ou encore l'aptitude à traiter les défauts de surface [LEG93].

Les variables du shot peening et leurs effets	Contraintes résiduelles		Rugosité Etat de surface	Erouissage	Allongt. en surface déformat.	Contamin.	Défauts incrustat. endomagt. bavures	Frottement
	Surface	Profondeur						
Nature de la bille	↑ ↑	↔	↑	↔	↔	↑ ↑	↑	↑
Diamètre de la bille	↑	↑	↑ ↑	↑	↑	↔	↑ ↑	↑
Dureté de la bille	↑ ↑	↑ ↑	↑	↑ ↑	↑	↔	↑ ↑	↑
Energie cinétique de la bille	↔	↑ ↑	↑ ↑	↑ ↑	↑	↔	↑ ↑	↑
Angle d'incidence de la bille	↑ ↑	↑	↑	↑	↑	↔	↑ ↑	↑
Taux de martelage (recouvrement, temps)	↔	↑	↓ ↑	↑ ↑	↑ ↑	↔	↑ ↑	↓ ↑

↑ ↑ Rôle déterminant; ↑ Rôle secondaire; ↔ Sans effet notable; ↓ ↑ Variable suivant application

Tableau I - 6 : Effet des différents paramètres de grenailage [LEG93]

I.4.2.5.3. L'effet du grenailage sur la tenue en fatigue

De nombreux travaux ont montré que l'effet du grenailage est généralement très favorable sur la tenue en fatigue des joints soudés (cf. figure I-61 [LIEU84-1], figure I-63 [BIG85]). La figure I-68 présente les résultats que PICQUET [PIC85] a obtenu avec le grenailage 2 (cf. tableau I-6) appliqué à un joint en T en acier E 550 sollicité en traction-flexion à $R = 0,1$. Il observe un gain important de la tenue à la fatigue, notamment dans le domaine de l'endurance illimitée, et la limite d'endurance est améliorée de 100 % par rapport aux joints bruts. Les mêmes gains ont été observés sur l'acier E460. L'auteur a également noté, dans le cas particulier de soudage multipasses à profil amélioré, que le grenailage pouvait avoir un effet bénéfique sur la fermeture de défauts internes au niveau du premier voire du second interpasse.

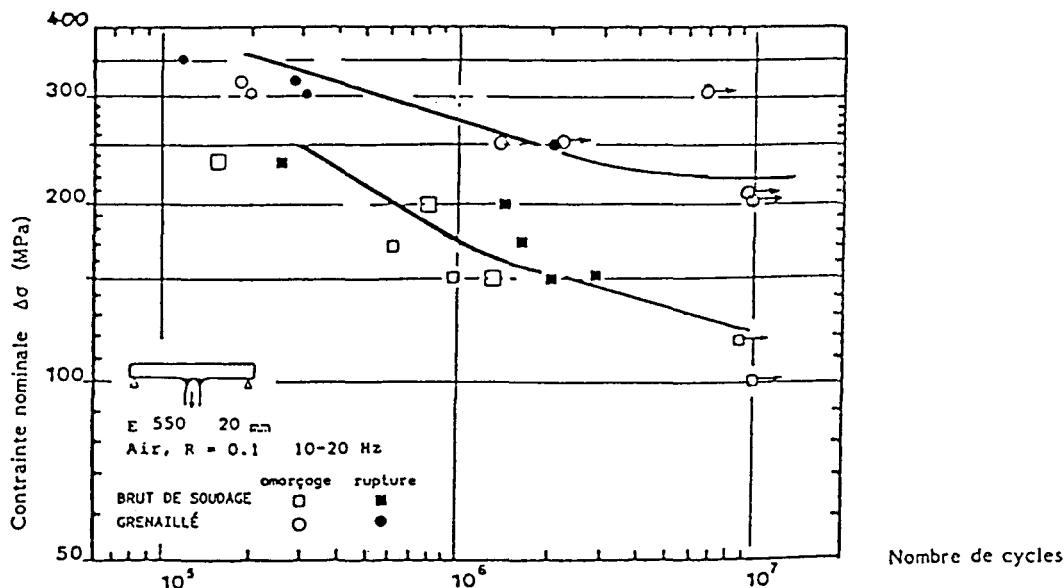


Fig. I - 68 : Effet du grenailage sur le comportement en fatigue d'un joint en T en E 550 [PIC85]

Le tableau I-7 récapitule les améliorations sur le comportement en fatigue mises en évidence par les quelques études.

Source	Matériau	Type de joint	nature de l'essai	type de grenailage	Gain -
[PIC85]	E 460	T, e=30 mm	traction - flexion	φ billes : 0,84 mm	84 %
	E 550	T, e=20 mm	R = 0,1	I Almen : 20-22 A Tx recou ^t : 200 %	78 %
[LIEU 84]	E 355 R	bout-à-bout	R = -1	φ billes : 0,43 mm	61 %
	E 490	e = 8 mm	R = 0,1	I Almen : 14-16 A Tx recou ^t : 200 %	50 %
[LIEU 94, LIEU 93]	E 690	T, e = 10 mm	flexion plane	φ billes : 0,84 mm	89 %
		T, e = 10 mm	R = 0,1 traction-flexion	I Almen : 50-55 A Tx recou ^t : 200 %	112 %
[FLA85]	E 355	Poutre-caissons	flexion-plane	φ billes : 0,43 mm	132 %
			R = 0,1	I Almen : 12-14 A Tx recou ^t : 150 %	

Tableau I - 7 : Améliorations en fatigue de joints soudés grenailés montrées par différents auteurs

DE LOS RIOS et al [RIO96] ont étudié l'influence d'un grenailage de précontrainte réalisé avec les paramètres suivants :

- intensité Almen : 6.3 A
- diamètre de billes : 0,2 mm
- taux de recouvrement : 125 %

sur un acier EN8 à 0,4 % C, à structure ferrito-perlitique ($R_e = 400$ MPa, $R_m = 580$ MPa). Ils se sont intéressés spécifiquement à la croissance des fissures courtes en surface sur des éprouvettes cylindriques sollicitées en traction uniaxiale. Les résultats montrent que le grenailage retarde la phase d'amorçage des fissures courtes et ralentit leur croissance (Fig. I-69).

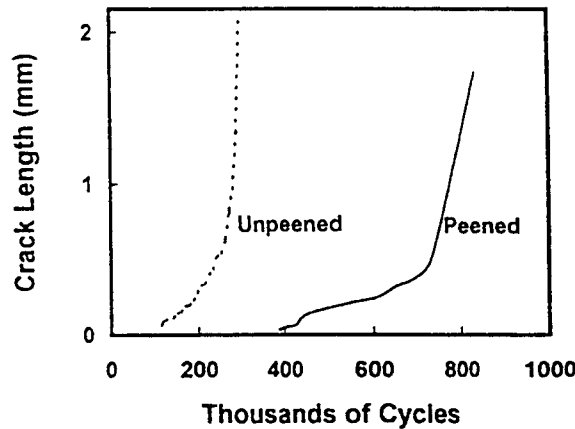


Fig. I - 69 : Influence du grenailage sur l'amorçage et la croissance des fissures courtes ($R_\sigma = -1$, $\Delta\sigma_N = 760$ MPa) [RIO96]

D'autres travaux [WAG92] vont dans le même sens et confirment l'effet bénéfique d'un grenailage sur le stade I de propagation des fissures courtes. En effet, WAGNER et al ont procédé à des essais de flexion rotative sur un alliage d'aluminium 2024 Al-T3 et ont montré que, comparé à un état de référence non-traité (condition EP sur la figure I-70), le grenailage (condition SP sur la figure I-70) diminue la vitesse de propagation des fissures courtes.

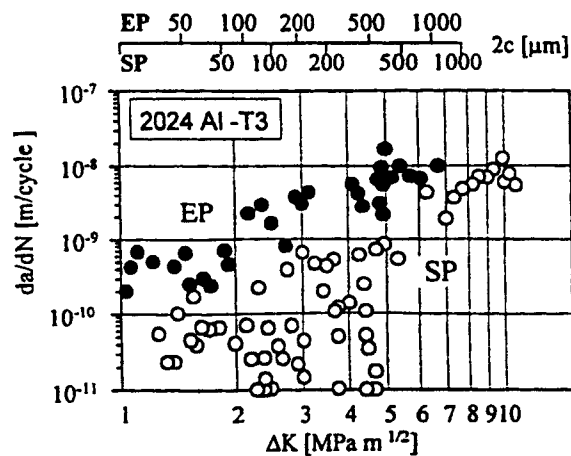


Fig. I - 70 : Effet bénéfique du grenailage sur la croissance des fissures courtes dans le cas d'un alliage d'Aluminium [WAG92]

En revanche, NATKANIEC-KOCANDA et al [NAT96] ont montré qu'un grenailage mal adapté pouvait réduire la phase d'amorçage et de croissance de fissures courtes du fait de la création par le grenailage lui-même de micro-défauts de surface.

La déformation sous impact des billes de grenailage peut provoquer en effet l'apparition de microfissures lorsque la vitesse de projection est supérieure à une vitesse critique, fonction de différents paramètres, dont la forme des billes, la nature du matériau...

On observe alors des cas de sur-grenailage qu'il convient d'éviter absolument (Fig. I-71).



Fig. I - 71 : Endommagement en surface lié à un mauvais grenailage [LEG93]

Selon MILLER et al [MIL93, MIL96], l'amélioration apportée en fatigue par le grenailage correspond à un certain retard dans le passage des fissures courtes en fissures longues. La transition entre fissures courtes et fissures longues se produit à une plus grande profondeur que dans le cas non-grenailé. En dépit des contraintes résiduelles de compression introduites, l'amorçage de multiples fissures est favorisé dans les zones de micro-plasticité intense. La croissance est cependant fortement ralentie par la présence de barrières microstructurales importantes en relation avec la déformation de la microstructure suite au grenailage.

Les auteurs soulignent que c'est davantage la distorsion cristallographique que le champ des contraintes résiduelles qui est à l'origine du meilleur comportement en fatigue, et que l'interaction entre microfissure se propageant et microfissures désorientées par rapport à la direction de propagation, est aussi à prendre en considération pour expliquer l'effet du grenailage.

I.4.2.5.4. Fatigue et relaxation des contraintes introduites par grenailage

Le problème de la relaxation des contraintes résiduelles introduites par grenailage lors des essais de fatigue a été étudié par de nombreux chercheurs [PIC85, LIEU84, LIEU93, MOL94]. PICQUET et al [PIC85] ont mesuré par diffraction des rayons X l'évolution des contraintes résiduelles de grenailage en pied de cordon au cours d'essais de fatigue sur joints en T en acier E550. Les essais de fatigue ont été réalisés à différents niveaux de contrainte $\Delta\sigma$. Les résultats sont présentés figure I-72.

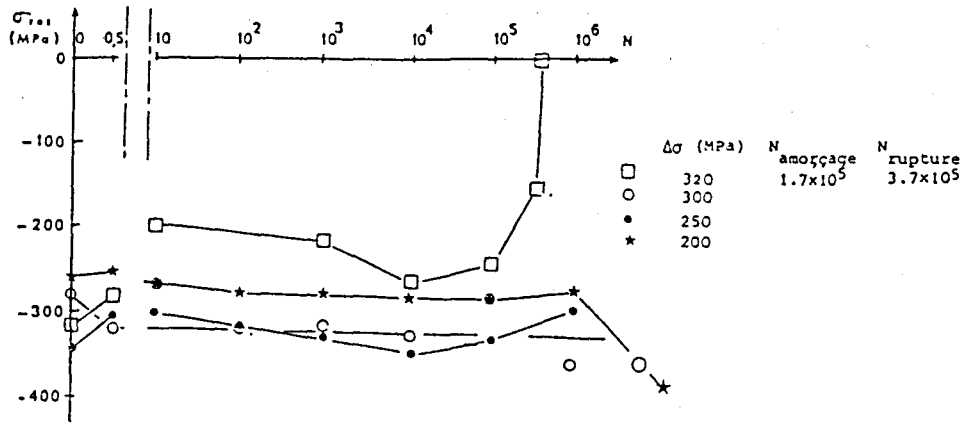


Fig. I - 72 : Influence du niveau de contrainte appliqué $\Delta\sigma$ sur la relaxation des contraintes résiduelles de grenaillage en pied de cordon [PIC85]

On constate qu'excepté pour le plus haut niveau de contrainte appliqué ($\Delta\sigma = 320$ MPa), il n'y a pratiquement pas de relaxation des contraintes résiduelles. On peut donc sommer algébriquement la valeur de ces contraintes et la contrainte moyenne appliquée lors de l'essai de fatigue.

Le diagramme de GOODMAN de la figure I-73 montre que, si les contraintes résiduelles sont en compression, on diminue la valeur de la contrainte moyenne appliquée et donc, qu'à même durée de vie, le niveau de contrainte cyclique admissible augmente, ou alors qu'à même niveau de contrainte cyclique, la durée de vie augmente.

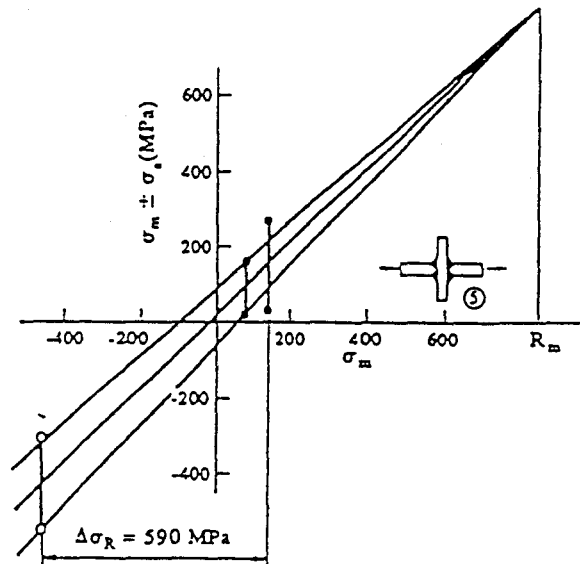


Fig. I - 73 : Augmentation de $\Delta\sigma_a$ sous l'effet des contraintes résiduelles de grenaillage [LIEU85-2]

MOLINIE [MOL94] précise que la relaxation des contraintes lors des essais de fatigue est fonction d'une part de la profondeur affectée par le grenaillage et d'autre part de la nature du matériau traité. Un adoucissement cyclique du matériau favorise la relaxation, contrairement au durcissement cyclique.

1.4.2.6. Conclusions

Différents auteurs [LIEU85-1, BIG85, TRI93-1] ont mis en évidence que le gain en fatigue apporté par les divers traitements est fonction de la limite d'élasticité du matériau.

Plus précisément, la limite de fatigue d'un joint soudé parachevé augmente avec R_e , quel que soit le type de parachèvement.

La figure I-74 compare l'amélioration de $\Delta\sigma_D$ obtenue sur joints soudés en aciers HLE, suite respectivement à un meulage (Fig. I-74a), une refusion TIG (Fig. I-74b), un grenailage (Fig. I-74c) et un martelage (Fig. I-74d).

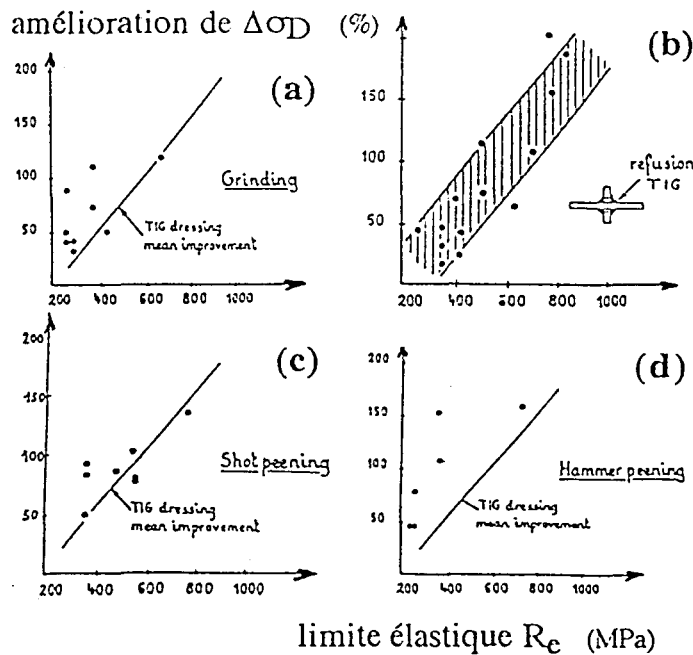


Fig. I - 74 : Influence de R_e sur l'amélioration de la limite d'endurance en fonction du parachèvement [LIEU85-1]

En prenant le gain apporté par la refusion TIG comme référence, on voit que le gain apporté par grenailage est du même ordre tandis que celui apporté par le martelage est nettement plus élevé. Le meulage semble plus dispersé mais donne un gain du même ordre que celui de la refusion TIG.

L'utilisation des aciers HLE dans les structures mécanosoudées est favorisée par l'application de traitements de parachèvement dont les effets sur la tenue en fatigue sont très importants à condition que le soudage soit effectué avec soin. Les traitements les plus classiques tels que le meulage, la refusion TIG, le grenailage et le martelage sont d'ailleurs pris en compte dans l'établissement de nouvelles courbes de Woehler pour assemblages soudés parachevés [NUS96]. L'originalité de ces courbes est de présenter une phase d'amorçage non négligeable obtenue par l'application d'un traitement de parachèvement. Contrairement à ce qui est généralement admis, on peut supposer que modifier la microstructure du site d'amorçage de façon à augmenter la durée du stade I peut également s'avérer tout aussi efficace. Le paragraphe qui suit présente une série de traitements plus « originaux » qui s'intègrent, pour certains, dans cette optique.

I.4.3. Les traitements « originaux » de parachèvement

Les traitements qui vont être exposés dans ce paragraphe sont les suivants :

- la précharge et l'échauffement combinés,
- le traitement de surface laser,
- la restauration,
- la recristallisation.

Les deux derniers traitements ne sont pas exactement des traitements de parachèvement au sens classique du terme puisqu'il s'agit de traitements thermiques jouant sur la microstructure, mais ils sont envisagés en association avec tel ou tel autre traitement mécanique d'écroutissage superficiel, pour constituer une méthode d'amélioration du comportement en fatigue.

I.4.3.1. Précharge et échauffement combinés

Cette technique, développée par LAM et al [LAM93], consiste à précharger une éprouvette comportant un cordon de soudure jusqu'à atteindre la limite d'élasticité du métal de base. On chauffe ensuite l'éprouvette puis on la refroidit, tout en maintenant la précharge qu'on finit par relâcher.

Le but de cette technique est d'introduire un champ intense de contraintes résiduelles de compression au voisinage des différents défauts jouant le rôle d'entailles mécaniques. Son principe est illustré de façon très schématique sur la figure I-75, qui reprend l'exemple classique de la plaque entaillée.

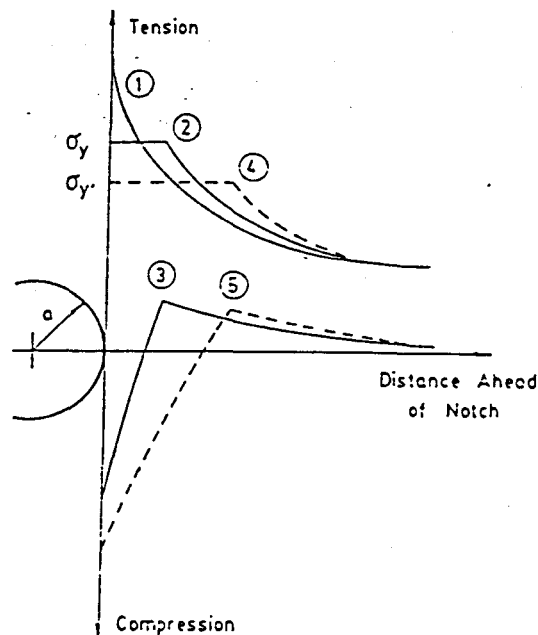


Fig. I - 75 : Distribution théorique des contraintes en pointe de fissure [LAM93]

On considère que la plaque entaillée est sollicitée en traction uniaxiale. La courbe 1 représente une distribution purement élastique de la contrainte à l'avant de l'entaille. Si le matériau présente un comportement élasto-plastique parfait (avec σ_y : limite élastique), la distribution des contraintes correspond en fait à la courbe 2. Si la plaque est déchargée, on fait alors apparaître des contraintes résiduelles (courbe 3) de compression en fond d'entaille.

Si maintenant on procède à un échauffement durant la phase de chargement, on étend le domaine plastifié par diminution de la limite d'élasticité (courbe 4). Le refroidissement et la décharge donnent naissance ensuite à une plus grande zone de contraintes de compression, comme l'indique la courbe 5.

Ce traitement est utile pour introduire d'importantes contraintes résiduelles de compression en pied de cordon afin de réduire l'effet de concentration de contraintes mais aussi pour diminuer, par effet de fermeture, la vitesse de la propagation de la fissure après son amorçage.

Les auteurs ont montré, sur des joints soudés bout-à-bout en acier C-Mn ($R_e \approx 400$ MPa) testés en traction répétée, que ce procédé permet d'améliorer très sensiblement le comportement en fatigue, surtout à bas niveau de contrainte (Fig. I-76).

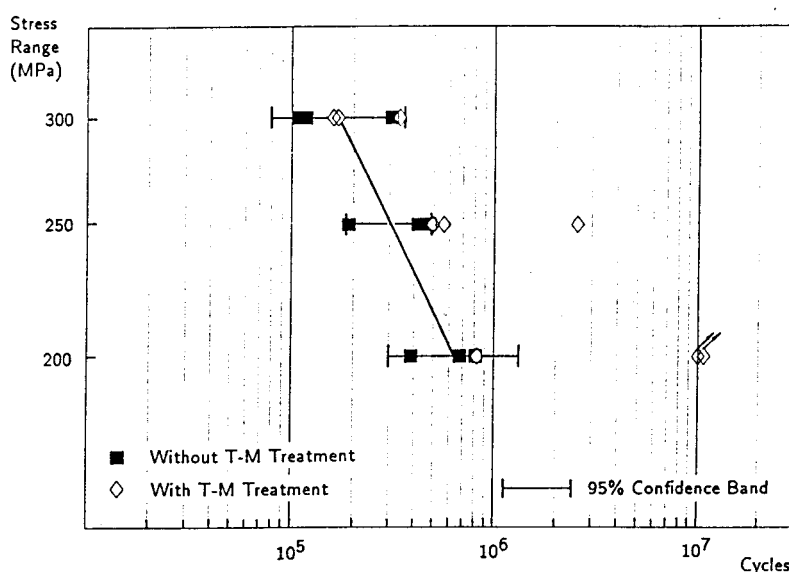


Fig. I - 76 : Amélioration de la tenue en fatigue de joints traités par précharge et chauffe [LAM93]

1.4.3.2. Le traitement de surface laser

Le traitement de surface par laser ou « choc laser » est un traitement superficiel permettant de réaliser une trempe locale au niveau de sites d'amorçages privilégiés et d'y introduire des contraintes résiduelles de compression importantes [FLA97, JAN93, JEA96] par passages successifs d'un faisceau laser (généralement à CO₂ continu défocalisé).

JANOSCH et al [JAN93] ont étudié la tenue en fatigue d'éprouvettes en acier type 35NCD16 traitées superficiellement par laser. Le faisceau laser CO₂ utilisé a une puissance de 4 kW et

induit une structure superficielle trempée de type martensitique. Le cycle thermique est caractérisé par une austénitisation très brève (1,2 seconde) et un ΔT_{500}^{800} d'environ 1,1 seconde. Les éprouvettes prismatiques de fatigue sollicitées en flexion 3 points ont été instrumentées de chaînes de microjauges à côté du site d'amorçage (Fig. I-77).

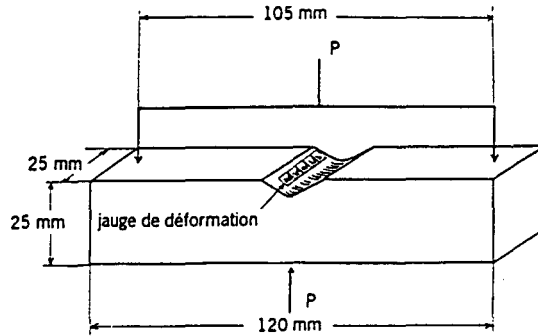


Fig. I - 77 : Epreuves de fatigue et position des microjauges [JAN93]

Les essais de fatigue réalisés permettent de mettre en évidence une amélioration évidente du comportement à l'amorçage après traitement laser de surface (Fig. I-78b) par rapport au cas non-traité (Fig. I-78a).

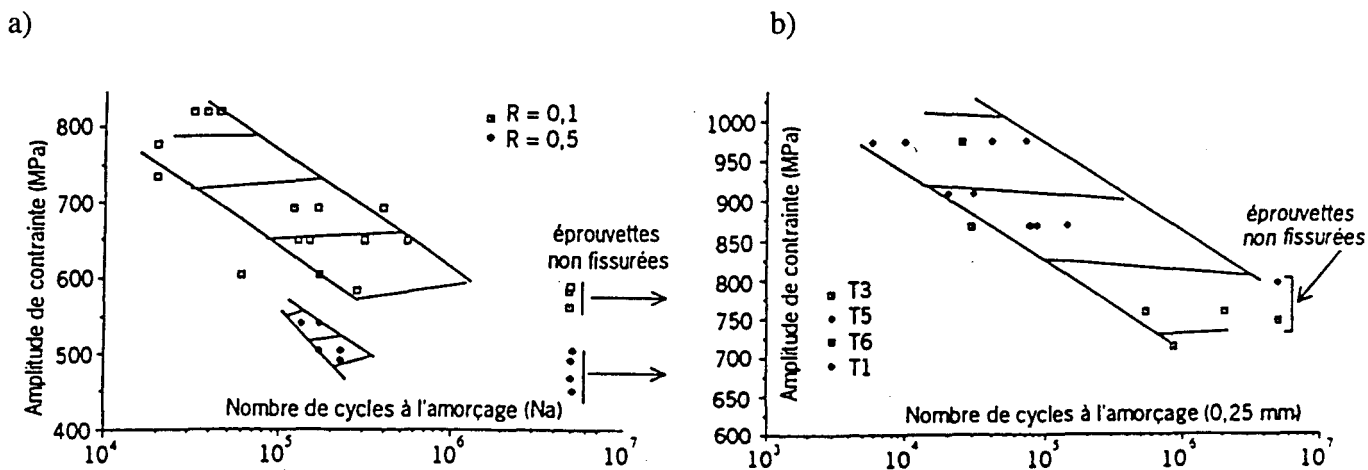


Fig. I - 78 : Courbes de Woehler à l'amorçage dans le cas non-traité (a) et traité (b) [JAN93]

Les auteurs précisent que pour un traitement laser homogène en fond de gorge, on peut obtenir une amélioration de 15 à 30 % sur la limite de fatigue conventionnelle. Ils expliquent cette amélioration par la présence de contraintes de compression induites par le traitement.

1.4.3.3. La restauration

1.4.3.3.1. Description

Lorsqu'une structure métallique a subi un écrouissage superficiel, ses propriétés physiques et mécaniques sont modifiées, et le métal écroui n'est plus dans un état d'équilibre. En particulier l'écrouissage a augmenté la densité des dislocations (10^8 à 10^{12} cm^{-2}) et on peut observer dans certains cas, des cellules d'écrouissage (Fig. I-79a).

La restauration est un processus qui consiste à réchauffer ce métal (recuit) afin de retrouver une configuration énergétique plus faible donc un état plus stable.

Lors de cette opération, il n'y a pas création de nouveaux grains, mais plutôt une réduction du nombre de défauts atomiques (lacunes, dislocations...) et un réarrangement de ceux-ci en de nouvelles configurations. Lors de la restauration, on observe notamment l'annihilation et la migration des dislocations à l'intérieur des cellules éventuelles (Fig. I-79b) puis la formation de sous-grains (Fig. I-79c, I-79d) par réarrangement et accumulation de dislocations de même direction qui vont former de véritables sous-joints de grain à faible désorientation.

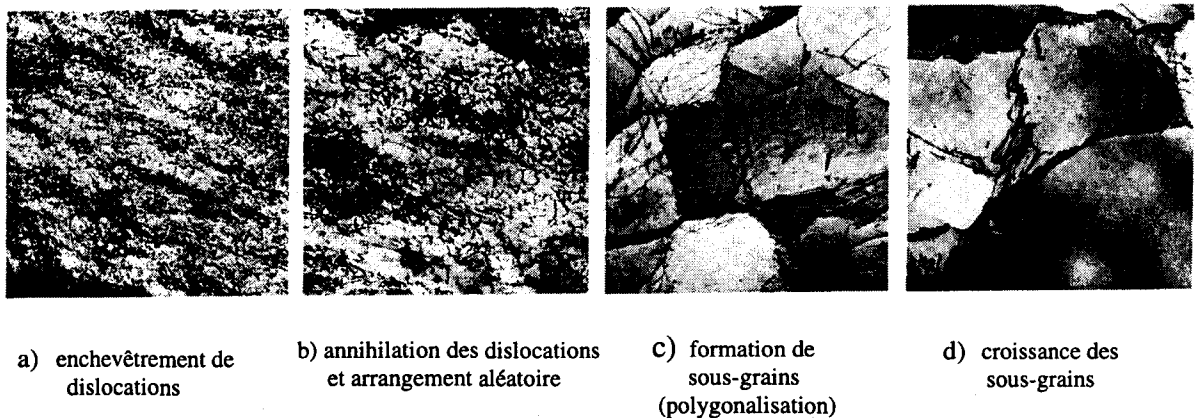


Fig. I - 79 : Représentation schématique du processus de restauration après déformation à froid [HSU85]

HUMPHREY et al [HUM96] précisent que plus la restauration est effective, plus la désorientation des sous-grains augmente par accumulation de dislocations (Fig. I-80).

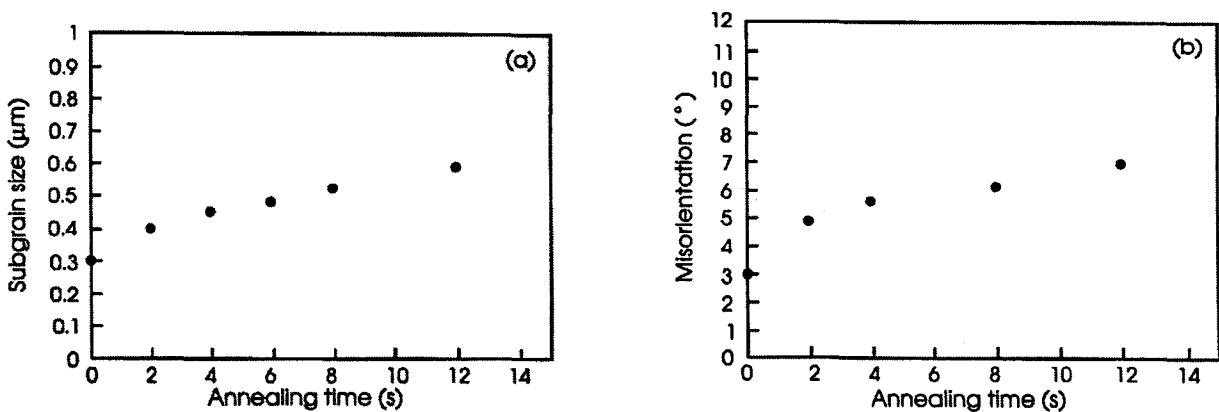


Fig. I - 80 : Croissance de sous-grains (a) et augmentation de la désorientation entre sous-grains (b) en fonction du temps de maintien à 325°C dans le cas de l'aluminium [HUM96]

La restauration conduit à faire se fragmenter les cristaux d'origine en sous-grains plus ou moins désorientés (Fig. I-81), on parle alors de polygonisation de ces grains et la sous-structure naissante est alors constituée de cellules de dislocations dont les parois sont mieux formées.

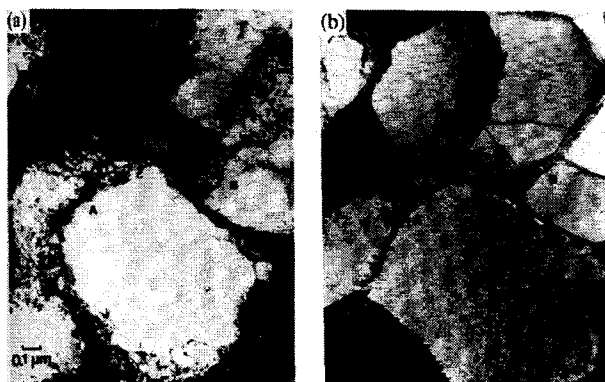


Fig. I - 81 : Micrographies d'aluminium déformé à 10 % (a) , puis restauré 2 min. à 250°C (b) [HUM96]

A partir de l'emploi combiné d'une technique d'érouissage et d'une technique de restauration, on peut espérer réarranger les sous-cellules de dislocations en sous-grains dont les parois pourront constituer des barrières microstructurales à l'avancée des fissures courtes.

En terme de fatigue, c'est le nombre et l'intensité de ces barrières qui joueront un rôle sur la résistance à l'amorçage et à la propagation des fissures courtes.

Or l'intensité d'un mur de dislocation en tant qu'éventuelle barrière microstructurale est intimement liée à la désorientation entre sous-grains, de par et d'autre du mur considéré. On a vu que l'effet de la restauration se traduit finalement par une densification des murs de dislocations qui constituent les parois des sous-grains.

C'est donc tout l'intérêt du processus de restauration dans l'optique d'une amélioration de la résistance en fatigue, tout en sachant que celui-ci s'accompagne d'une certaine relaxation (diminution du nombre de dislocations) des contraintes résiduelles introduites par grenailage par exemple [GRAN89], dont on sait qu'elles ont un effet bénéfique sur la tenue en fatigue.

Il y aura donc un compromis à trouver entre *restauration effective* et *diminution des contraintes résiduelles*.

I.4.3.3.2. Caractérisation

La restauration n'a pas d'effet direct sur la microstructure mais agit plutôt sur la sous-structure des matériaux.

L'observation optique ne donne donc aucun résultat et on caractérise plutôt la restauration par des moyens de mesure indirecte tels que la calorimétrie, la résistivité électrique ou plus simplement la dureté (Fig. I-82).

La caractérisation « visuelle » de la restauration s'effectue principalement en microscopie électronique en transmission.

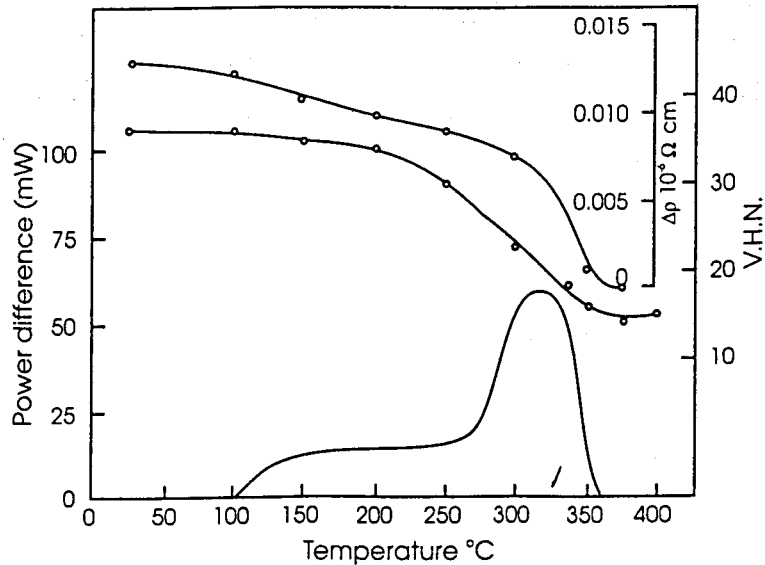


Fig. I - 82 : Caractérisation de la restauration de l'aluminium déformé à 75% en compression par calorimétrie (Vitesse de chauffage : 6°C/min.), résistivité électrique et dureté [CLA63]

Comme on vient de le voir, la restauration est basée sur un mouvement de dislocations qui va diminuer l'énergie globale interne du matériau écroui. On distingue deux processus simultanés [HUM96], l'annihilation et le réarrangement des dislocations obtenus par glissement ou montée des dislocations.

Comme dans le cas des phénomènes de diffusion, la restauration est donc un processus activé thermiquement et qui obéit à un ensemble de lois générales dépendant de la pureté du matériau, du taux de déformation, de la température et du temps.

En pratique, l'évolution du phénomène de restauration est souvent caractérisée par la variation d'un paramètre R pouvant représenter la variation de dureté, de résistivité ou d'énergie apparente du phénomène.

A partir de nombreux relevés expérimentaux, une formulation a été établie pour rendre compte de l'évolution de l'effet de la restauration en fonction de la température et du temps :

$$R = c_1 \cdot \ln(t) - \frac{Q}{RT}, \quad (1)$$

dans laquelle :

- t = durée du traitement thermique jusqu'à un degré de restauration donné (s),
- Q = énergie d'activation apparente de restauration (J/mole)
- T = température de traitement (Kelvin)
- R = constante des gaz parfaits (= 1,989 J/mole/Kelvin).

Cette formulation dérive logiquement d'une loi de type Arrhénius étant donné que la restauration est un processus activé thermiquement, basé sur la germination et la croissance de sous-grains.

La figure I - 83 donne, par exemple [HUM96], l'évolution de la dureté en fonction du temps de traitement à différentes températures, dans le cas du fer déformé à 5% à 0°C et dans le cas du zinc déformé à 8% (le paramètre R est égal au rapport diminution de dureté lors de la restauration sur dureté initiale).

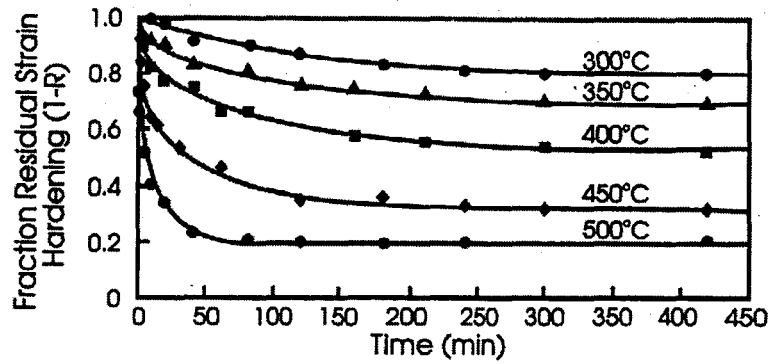


Fig. I - 83 : Restauration de la dureté en fonction du temps et pour différentes températures de traitement dans le cas du fer déformé à 5% [HUM96]

On observe que la chute de dureté dans les 2 cas suit la formulation (1) ci-dessus. Il est donc possible d'en déduire l'énergie d'activation associée au processus de restauration. En pratique, MICHALAK et al cités dans [HUM96] ont obtenu une énergie d'activation de 220 kJ/mole pour la restauration du fer déformé à 5%, ce qui est proche de l'énergie d'auto-diffusion dans le fer.

La relation (1) permet de définir une relation d'équivalence entre des couples (Température, temps) conduisant à la même évolution du phénomène de restauration.

Ainsi, IRVINE et al (cités par BHADESHIA [BHA92]) ont exprimé la chute de dureté de deux aciers bainitiques à 0,06 et 0,14%C en fonction du paramètre classique d'équivalence $P = T \cdot (20 + \log(t))$ [HOL45] défini en 1945 par HOLLomon et JAFFE (Fig. I-84).

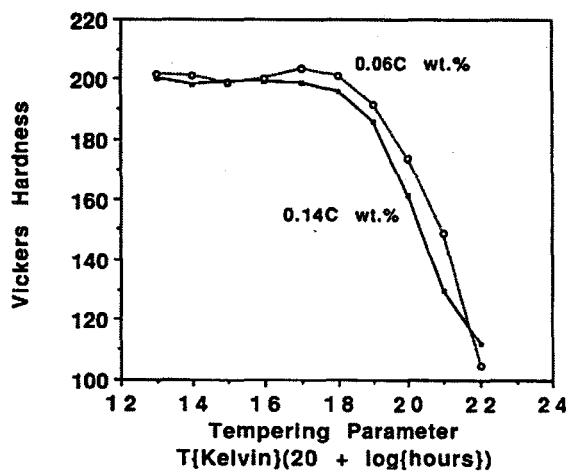


Fig. I - 84 : Diminution de la dureté par restauration pour deux aciers bainitiques [BHA92]

Pour ce qui est justement des microstructures bainitiques, BHADESHIA [BHA92] estime que la majeure partie de la restauration a lieu pour une montée en température de 500°C pendant 1 heure.

I.4.3.3.3. Premiers résultats sur le comportement en fatigue

L'effet d'une restauration de la structure des dislocations sur la résistance en fatigue et en particulier sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes, n'a que très peu été étudié jusqu'à présent. Quelques travaux [DEW90, KEL92] ont seulement porté sur le rôle de la sous-structure des dislocations en pointe de fissure, mais sans envisager de traitement particulier.

Une étude de JILAÏ et al [JIL96] s'est intéressée cependant au comportement en fatigue, en flexion rotative, d'un superalliage René'95 élaboré par métallurgie des poudres. Les auteurs ont voulu mettre particulièrement en évidence l'effet bénéfique du grenailage sur des éprouvettes cylindriques testées à 550°C (Fig. I-85), effet se traduisant par une amélioration globale de la tenue en fatigue et par un gain de 18,5 % sur la limite de fatigue.

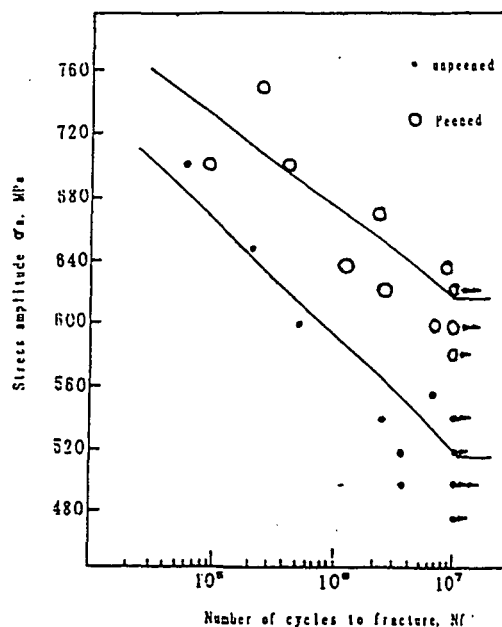


Fig. I - 85 : Courbes de Woehler en flexion rotative à 550°C avant et après grenailage [JIL96]

Les auteurs ont également mesuré par diffractométrie des rayons X, l'évolution de la taille des sous-grains en fonction de différentes températures allant de 300 à 950°C pour un même temps de maintien de 3 heures (Fig. I-86).

Le grenailage seul diminue d'un facteur 10 la taille des sous-grains par rapport à l'état initial (0,015 au lieu de 0,179 μm).

La taille des sous-grains augmente ensuite progressivement pour une température supérieure à 300 °C pour atteindre 0,04 μm vers 900°C. Cette dernière évolution traduit l'effet évident de la restauration de la sous-structure.

On observe qu'à 550°C, la restauration est effective et la taille des sous-grains est de l'ordre de 0,02 μm .

Les bons résultats obtenus lors des essais de fatigue menés en flexion rotative à 550°C, mettent donc en évidence l'effet bénéfique d'une restauration de la sous-structure écrouie par grenailage, par rapport au cas non grenailé.

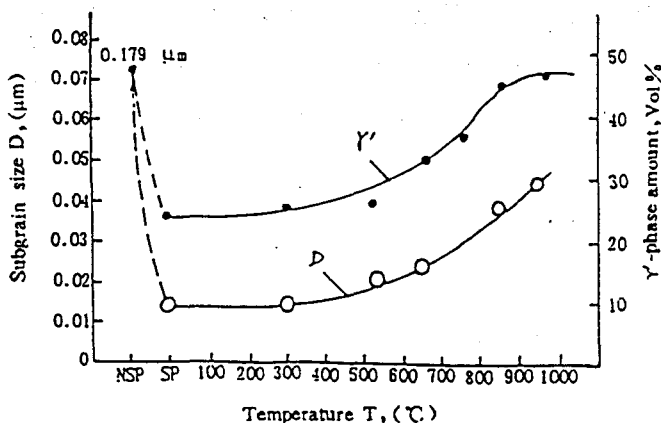


Fig. I - 86 : Evolution de la taille des sous-grains en fonction de la température de traitement (3h) [JIL96]

1.4.3.4. La recristallisation

La recristallisation est un traitement thermique de régénération d'une structure qui a été altérée physiquement et mécaniquement. Il existe différents types de recristallisation dont la recristallisation dynamique ou spontanée (processus d'élaboration thermomécanique des aciers, laminage à chaud...) et la recristallisation statique ou primaire. Dans l'optique d'un traitement thermomécanique de parachèvement associant traitement mécanique et traitement thermique, nous allons intéresser ici à la recristallisation statique.

La recristallisation statique ou primaire donne naissance à de nouveaux joints de grains [BEN91]. Ce changement se fait dans la matrice écrouie à partir de germes de recristallisation (Fig. I-87), localisés préférentiellement dans les régions de forte déformation, tels que les croisements de bandes de glissement ou bandes de déformation, les joints de grains, les inclusions...

La taille des grains après recristallisation est d'autant plus fine que le degré d'écrouissage initial de la matrice est élevé (Fig. I-88). En effet, dans le cas d'un mécanisme de croissance de cellules, où les parois des cellules s'affinent par polygonisation en balayant les dislocations, on comprend que la présence d'un grand nombre de dislocations va conduire très vite à la formation de parois de cellules fortement désorientées par rapport à la structure environnante. La germination étant plus rapide, la croissance des cellules donnera un grain plus petit.

Une fois qu'ils ont atteint une taille critique, les germes croissent dans la matrice sous l'effet d'une force motrice provenant de l'énergie de distorsion élastique emmagasinée (sous forme de dislocations), jusqu'à l'état final recristallisé.

Il est à noter que les précipités qu'on retrouve dans les joints de grains peuvent s'opposer à cette force motrice et ralentir la recristallisation.

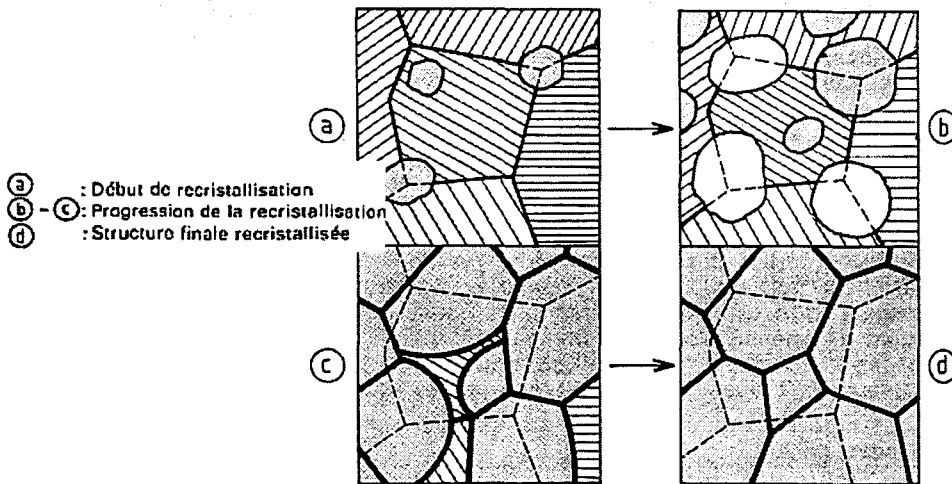


Fig. I - 87 : Schéma de la recristallisation primaire

Le phénomène de recristallisation peut ne se produire toutefois qu'à partir d'un certain taux d'écroutissage critique ϵ_c comme le montre la figure I-88 [BEN91].

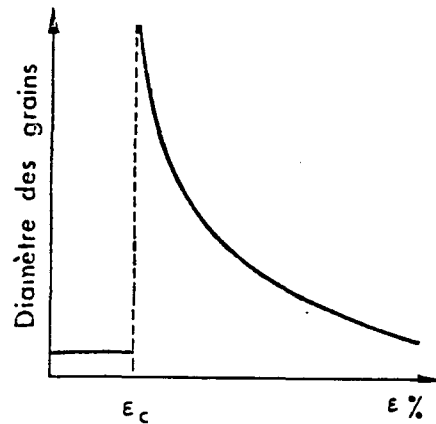


Fig. I - 88 : Evolution du diamètre des grains en fonction du degré d'écroutissage [BEN91]

On remarque que la taille des grains obtenus après recristallisation à une certaine température diminue lorsque le taux de déformation initial augmente.

Une étude de WAGNER [WAG94] a porté sur l'effet d'un traitement thermomécanique de surface sur un alliage de Titane Ti-Al₈ à structure α . L'auteur a utilisé un grenailage de précontrainte suivi d'un traitement thermique local d'une heure à 820°C pour recristalliser les grains en surface. Il obtient en surface des grains cinq fois plus petits qu'avant traitement (20 μm au lieu de 100 μm) comme le montre la figure I-89.

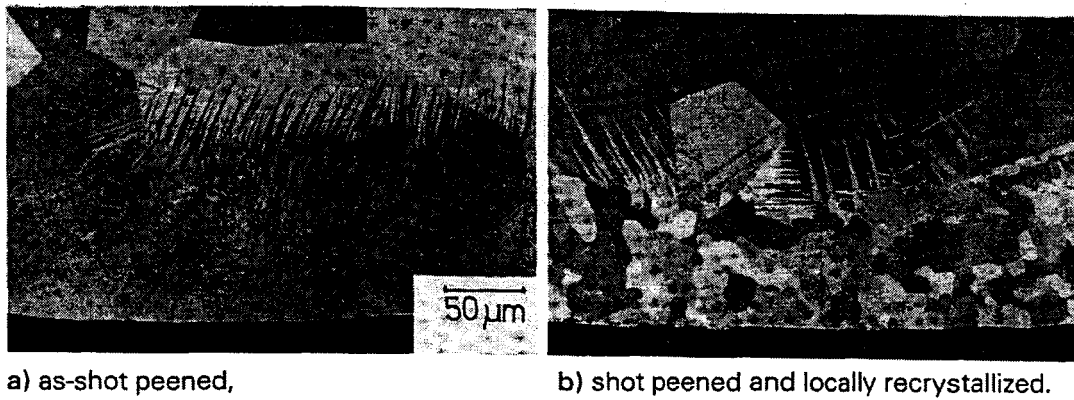


Fig. I - 89 : Microstructures grenillées de l'alliage Ti-Alg avant et après traitement 1 heure à 820°C [WAG94]

Cet affinement de la taille des grains en surface se traduit en fatigue alternée par une amélioration sensible de la durée de vie et un gain de 50 MPa sur la limite de fatigue (Fig. I-90). Cet effet favorable est attribué au plus grand nombre de barrières microstructurales, plus proches les unes des autres, qui ralentissent fortement la progression des fissures courtes.

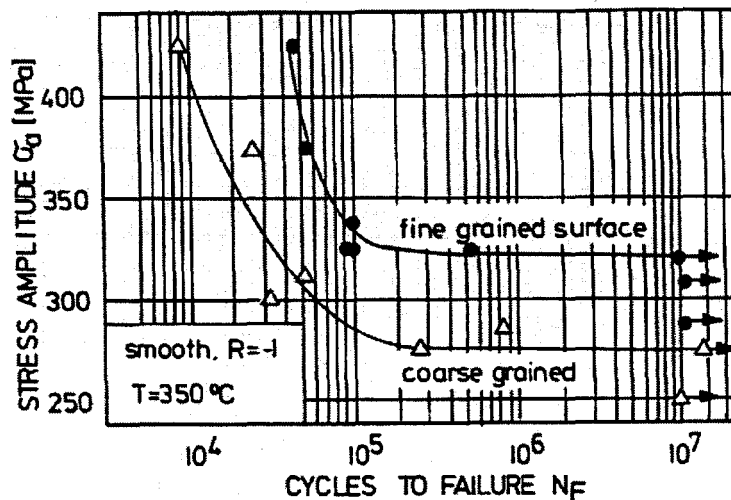


Fig. I - 90 : Amélioration de la tenue en fatigue de l'alliage Ti-Al8 par recristallisation des grains en surface [WAG94]

Cependant la recristallisation modifie la structure du matériau traité, par formation de nouveaux joints de grains. On en déduit que les contraintes résiduelles introduites au préalable par l'écroutissage vont disparaître.

C'est bien entendu un point qui peut se traduire par une diminution de la tenue en fatigue.

***CHAPITRE II : MATERIAU ET CONDITIONS
EXPERIMENTALES***

SOMMAIRE

II. MATERIAU ET CONDITIONS EXPERIMENTALES	II-3
II.1. Le matériau	II-3
II.1.1. Processus d'obtention métallurgique	II-3
II.1.2. Composition chimique et microstructure	II-4
II.1.3. Analyse inclusionnaire du métal de base	II-6
II.1.4. Dureté du matériau et loi de Meyer	II-6
II.2. Les assemblages soudés	II-7
II.2.1. Mode opératoire (procédé de soudage)	II-7
II.2.2. Analyse et contrôle métallurgique	II-8
II.2.2.1. Observations métallographiques	II-8
II.2.2.2. Filiations de dureté et de microdureté	II-9
II.3. Conditions expérimentales	II-10
II.3.1. Les différents types d'éprouvettes de fatigue	II-10
II.3.1.1. Dimensionnement des éprouvettes	II-10
II.3.1.2. Justification de la géométrie des éprouvettes arasées-rainurées	II-13
II.3.1.2.1. Identification du site d'amorçage sur éprouvette brute	II-13
II.3.1.2.2. Essais préliminaires sur éprouvettes arasées	II-14
II.3.1.2.3. Identification du site d'amorçage sur éprouvette arasée-rainurée	II-15
II.3.1.3. Conclusion	II-17
II.3.1.4. Caractérisation des assemblages soudés	II-18
II.3.1.4.1. Mesure des désalignements	II-18
II.3.1.4.2. Mesure de la géométrie locale en pied de cordon	II-19
II.3.1.4.2.1. Choix de la méthode	II-19
II.3.1.4.2.2. Mesures de r et θ des éprouvettes brutes de soudage	II-20
II.3.1.4.3. Mesure des contraintes résiduelles	II-21
II.3.1.4.3.1. Méthode de mesure et résultats	II-21
II.3.1.4.3.2. Discussion	II-23
II.3.2. Conditions d'essai	II-23
II.3.2.1. Cycle de contrainte	II-23
II.3.2.2. Installation expérimentale	II-24
II.3.3. Méthode de détection et de suivi des fissures appliquée aux éprouvettes brutes de soudage	II-24
II.3.3.1.1. Méthode du potentiel électrique	II-25
II.3.3.1.2. Méthode des jauges ou microjauge de déformation	II-26
II.3.3.1.3. Comparaison de la sensibilité des deux méthodes	II-28
II.3.3.1.3.1. Instrumentation des éprouvettes	II-28
II.3.3.1.3.2. Conditionnement des signaux	II-29
II.3.3.1.3.3. Résultats des essais de fatigue	II-30
II.3.3.1.4. Conclusion	II-33
II.3.4. Technique des répliques plastiques appliquée aux éprouvettes AR	II-34

II. MATERIAU ET CONDITIONS EXPERIMENTALES

II.1. Le matériau

II.1.1. Processus d'obtention métallurgique

La nuance d'acier HLE étudiée est un SOLDUR 550 MC fournie par le site de FOS de SOLLAC en tôles de 6 mm d'épaisseur. Elles sont obtenues par laminage thermomécanique qui est en fait un laminage contrôlé visant à obtenir une structure optimisée dans la finesse des grains et des précipités mais aussi dans la morphologie et la répartition des précipités. Il est suivi d'un refroidissement à l'air ou accéléré, ce qui procure un affinage supplémentaire du grain et intensifie le durcissement par précipitation [VIG94].

La nuance S550MC fait donc partie des aciers TMCP (Thermal-Mechanical Control Process) qui se différencie ainsi des aciers classiques [VIG94, MAU91, PER95] :

- à mêmes caractéristiques mécaniques, ils ont une analyse chimique moins chargée,
- à analyses chimiques équivalentes, leurs caractéristiques mécaniques sont plus élevées,
- enfin, ils présentent une meilleure aptitude au soudage.

Le laminage contrôlé consiste à effectuer les différentes passes à des températures précises afin de contrôler les phénomènes d'écaillage et de recristallisation de l'austénite, et la précipitation de carbures dans la ferrite comme l'illustre la figure II-1.

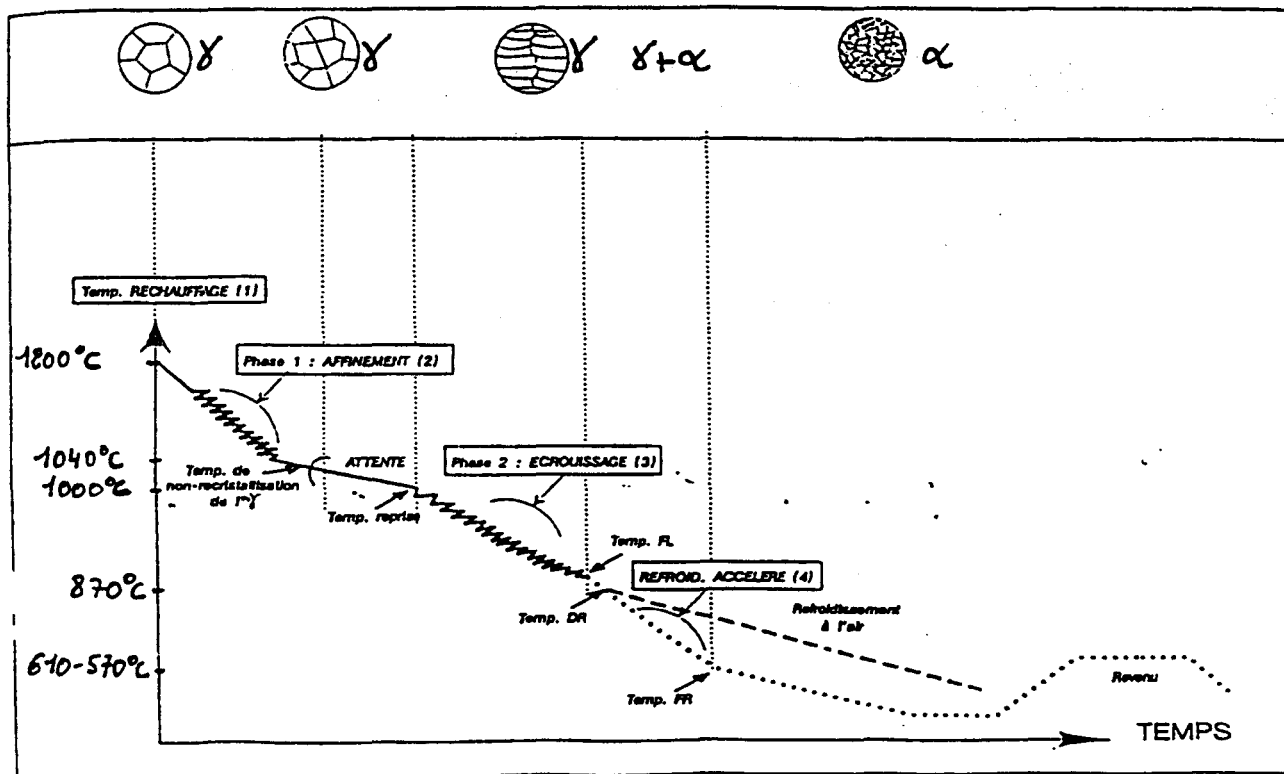


Fig. II - 1 : Schéma de laminage thermomécanique relatif à l'acier S550MC et microstructures associées [VIG94]

Les différentes phases du laminage déterminent chacune une microstructure particulière.

En s'intéressant particulièrement au cas de la nuance S550MC, on observe que le réchauffage des brames à 1200/1250°C (1) permet de fixer un état de dissolution des éléments micro-alliés (mise en solution des carbures de niobium) et fixe la grosseur initiale des grains d'austénite.

La première phase de laminage (2) affine les grains d'austénite par recristallisation spontanée directement liée à la déformation ; la température descend alors jusqu'à 1040°C à la fin de la dernière passe et il faut attendre le refroidissement à 1000°C (phase d'attente) pour commencer la phase d'écroutissage (3).

Cette phase, réalisée par le train finisseur, permet d'influer sur la forme du grain et une sous-structure de dislocations se met en place à l'intérieur des grains et s'apprête à les diviser. La dernière phase de refroidissement accéléré (4), réalisée par une technique de pulvérisation d'eau, fait chuter la température de 870°C jusque 610-570°C.

Durant cette phase, la transformation γ/α se produit et on assiste à la germination de grains de ferrite dans les zones fortement désordonnées, telles que les joints de grains ou les zones à forte densité de dislocations.

Ces grains croissent, par activation thermique, jusqu'à contact mutuel. La taille des grains de ferrite (d_α) est alors inférieure à celles des grains d'austénite initiaux (d_γ). Ceci s'accompagne de la précipitation de carbures de niobium et de vanadium.

II.1.2. Composition chimique et microstructure

La composition chimique de la nuance S 550 MC est la suivante :

C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	V
63	1538	15	4	287	32	62	96

Tableau II - 1: Composition chimique (en 10^{-3} % poids)

Il s'agit d'un acier à bas carbone et à forte teneur en manganèse qui provoque un durcissement par solution solide. Le durcissement est aussi obtenu par précipitation du niobium et du vanadium qui sont des éléments carburigènes. L'effet conjugué de ce durcissement et la faible taille de grain se traduit par des caractéristiques mécaniques élevées :

R_e (MPa) sens long	R_m (MPa) sens long	A% sens long	KCV (J) -20°C sens travers
604	686	25	61

Tableau II - 2 : Propriétés mécaniques du S550MC

La courbe d'écroutissage monotone, obtenue par essai de traction selon la norme NFA 03-151, est présentée figure II-2.

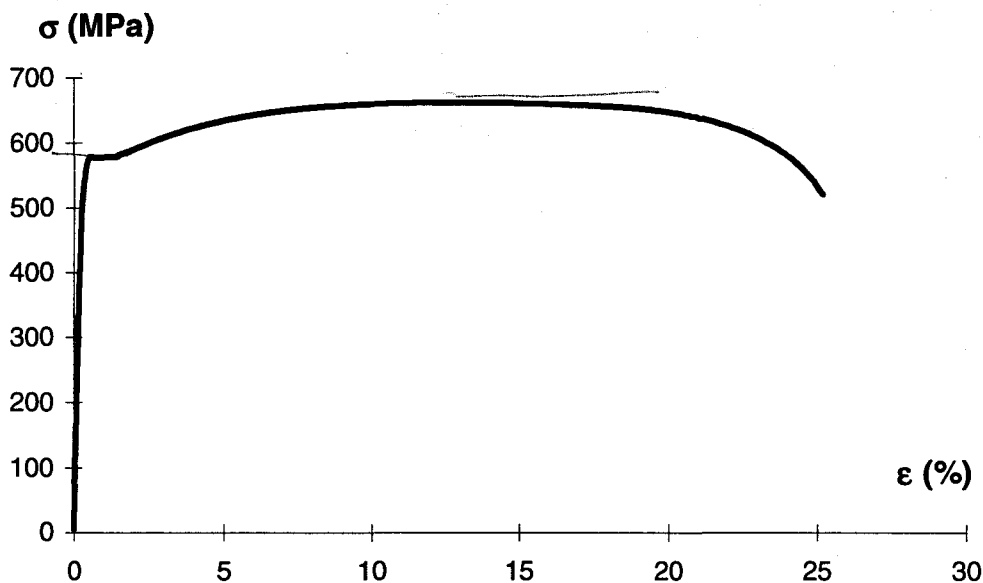


Fig. II - 2 : Courbe d'écroutissage monotone du S550MC

Le processus d'élaboration associée à la composition chimique du S550MC donne finalement une structure de type ferrito-bainitique comme le montre la figure II-3.

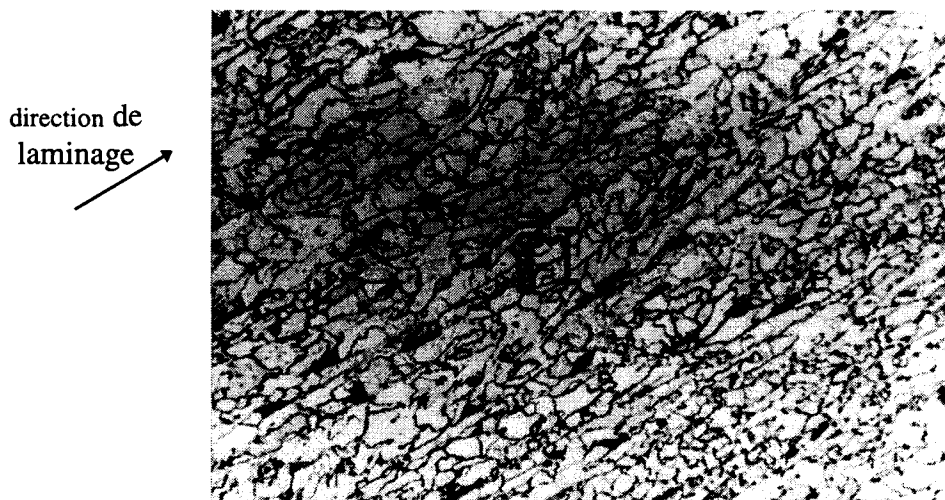


Fig. II - 3 : Microstructure ferrito-bainitique du S550MC

Des analyses statistiques de micrographies obtenues après attaque lino qui ne révèle que les joints de grain ont été réalisées par le service Métallurgie Physique Investigation (MPI) du CRDM [PEN96]. Ces analyses permettent de quantifier la taille de grain du métal de base. Après comparaison d'images types suivant la norme NFA04-102, les indices de grain équivalents sont : $G = 12,5$ à cœur d'échantillon et $G = 12,5-13$ en peau et contre-peau d'échantillon. Ce qui donne un diamètre moyen de grain à cœur de $4,64 \mu\text{m}$ et $3,9 \mu\text{m}$ en peau et contre-peau.

La microstructure du S550MC est donc très fine et explique en partie les bonnes caractéristiques mécaniques de cette nuance (au regard de la loi de Hall-Petch).

Rappelons que l'affinement important du grain de la microstructure du S550MC est directement fonction :

- du schéma de laminage,
- du schéma de refroidissement,
- des teneurs en carbone et manganèse (l'augmentation de la teneur en manganèse permet notamment de diminuer la température de transformation γ/α).

II.1.3. Analyse inclusionnaire du métal de base

Devant l'importance du rôle des inclusions vis-à-vis du comportement en fatigue, nous avons procédé à une cotation inclusionnaire en automatique par analyse d'images sur des échantillons prélevés dans le sens long et le sens travers.

L'ANNEXE I détaille un des résultats obtenus sur un échantillon prélevé dans le sens long du laminage.

Ces résultats montrent que du point de vue inclusionnaire, l'acier est assez « propre » du fait de la nature des inclusions en présence (sulfure de manganèse de 5 à 10 μm de diamètre, oxydes d'alumine et de calcium, et sulfure de calcium). Cependant, on ne peut négliger la densité des oxydes globulaires.

Les observations optiques ont, par ailleurs, confirmé que les inclusions sont réparties de façon homogène dans l'épaisseur des échantillons et sont majoritairement des oxydes globulaires avec toutefois quelques silicates.

II.1.4. Dureté du matériau et loi de Meyer

Des mesures de microdureté Vickers ont été réalisées à cœur pour différents niveaux de charge appliquée.

Pour chaque niveau, on a effectué 3 mesures différentes. Lors de l'essai Vickers, on mesure les dimensions de l'empreinte laissée par un pénétrateur [GRU77]. Ce dernier est une pyramide à base carrée, d'angle au sommet 136° entre faces opposées. La moyenne d des 2 diagonales de l'empreinte donne la dureté HV par la formule : $HV = 1,8544 \frac{F}{d^2}$ (F en kg et d en mm). Les résultats donnant l'évolution de la microdureté en fonction de la charge appliquée, sont montrés figure II-4.

La courbe de tendance associée à la série de points conforte la loi de Meyer qui exprime la dépendance de la taille de l'empreinte à l'effort de pénétration appliqué ($F = k \cdot d^m$, k et m étant des coefficients dépendant du matériau).

Cette courbe est identifiée ici par l'équation : $HV = 297,4 \cdot (\text{charge})^{-0,049}$. On note que pour une charge de 100 g, la microdureté est de 240 et que cette dureté tend vers 210 pour des charges jusqu'à 1000 g. On constate normalement que la dispersion diminue au fur et à mesure que la charge augmente.

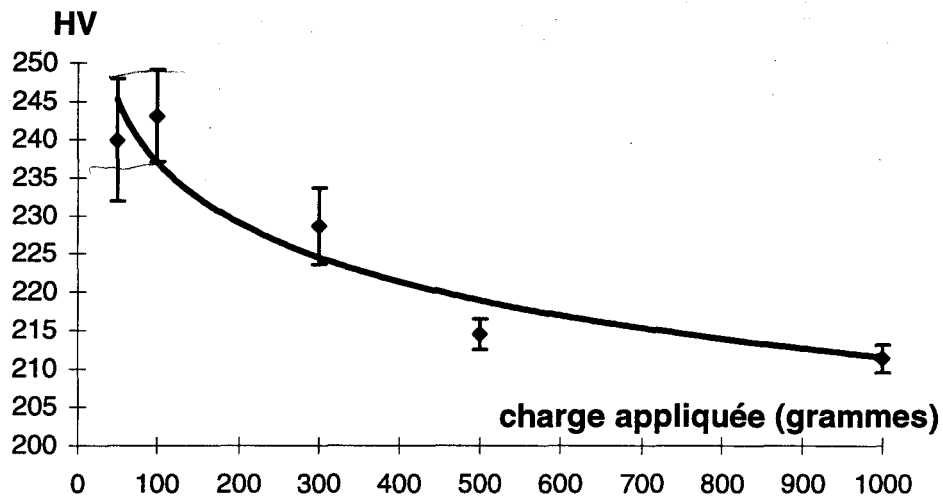


Fig. II - 4 : Evolution de la microdureté Vickers en fonction de la charge appliquée

II.2. Les assemblages soudés

II.2.1. Mode opératoire (procédé de soudage)

L'acier S550MC a été livré par FOS (n° coulée : 730 411869) en feuilles de 770 x 2020 (sens long de laminage) x 6 mm³. Ces feuilles sont ensuite découpées au format 200 (sens de laminage) x 385 (longueur soudée) pour être assemblées en bout-à-bout par procédé MAG fil massif automatique.

La préparation des plaques consiste à réaliser un X symétrique (angle 90°) avec un talon de 1 mm (Fig. II-5).

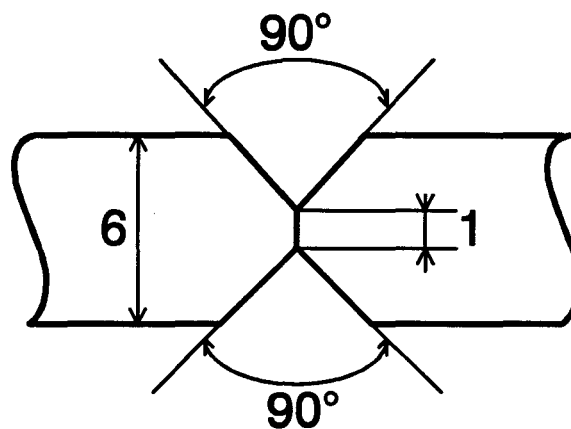


Fig. II - 5 : Préparation du joint soudé

L'opération de soudage s'effectue en 2 passes, endroit et envers, comme le montre la figure II-6, en respectant les exigences de la norme NF EN 25817 (ISO 5817, 1992). La qualité de soudure recherchée est en effet la plus exigeante et correspond à la classe B. Lors du soudage, les plaques découpées sont maintenues sur banc de bridage.

Les paramètres de soudage sont les suivants :

- fil d'apport : Sanox 18,
- gaz de protection : Arcal 21,
- position : 1 G (à plat),
- vitesse : 4,6-4,8 mm/min.
- énergie linéaire : 0,9 kJ/mm.

Un récapitulatif plus détaillé des paramètres de soudage est donné dans le procès-verbal de qualification de soudage en ANNEXE II.

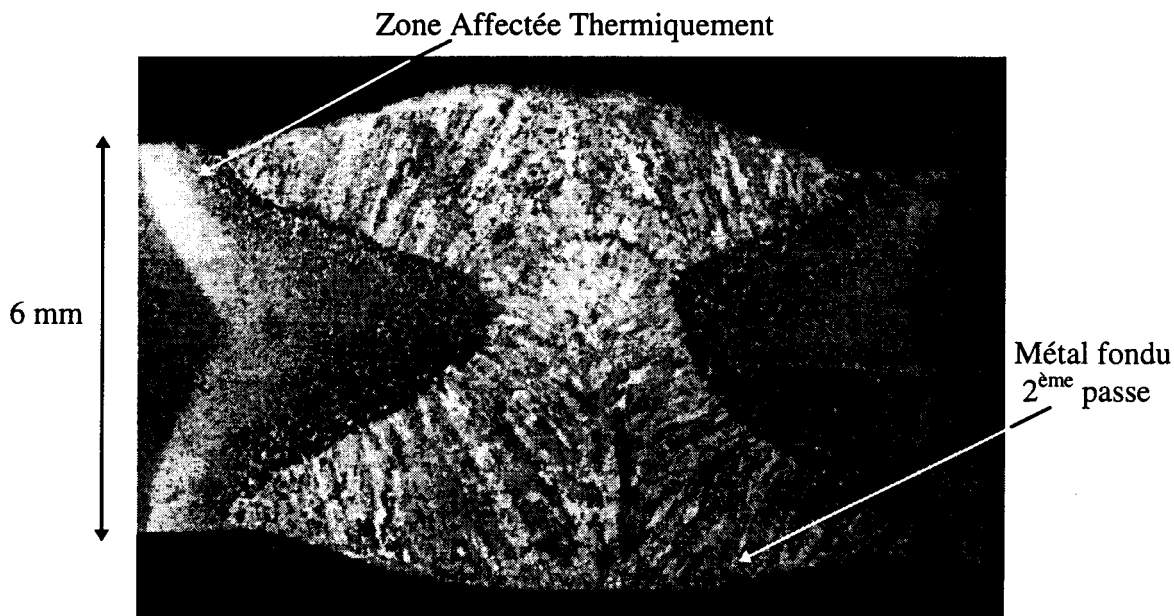


Fig. II - 6 : Macrographie du joint soudé

II.2.2. Analyse et contrôle métallurgique

II.2.2.1. Observations métallographiques

Le mode opératoire de soudage génère une Zone Affectée Thermiquement (ZAT) des deux côtés endroit et envers. Cette ZAT est constituée d'une zone sombre proche de la ligne de fusion où les grains d'austénite ont surchauffé lors de la montée en température du cycle de soudage, zone qui est recristallisée côté première passe lors du soudage du cordon envers. La microstructure résultante côté seconde passe est du type bainite inférieure. Les carbures ou les composés Martensite-Austénite-Carbure (MAC) ont en effet eu le temps de diffuser dans les joints de grain au cours du refroidissement (Fig. II-7).

Les carbures ou composés MAC sont alignés et forment des lattes dont l'épaisseur est de l'ordre du micron. Ceci est en accord avec ce qu'on peut trouver par ailleurs dans la littérature pour des aciers soudés, à moins de 0,1 % de carbone [VER90].

L'espacement inter-lattes est de l'ordre de 2 à 3 μm . Les lattes ainsi formées qui sont orientées dans la même direction constitue un paquet de lattes dont la largeur est d'environ 10 μm .

En effet, plusieurs de paquets de lattes d'orientations différentes peuvent être identifiés à l'intérieur de ce qui a été un ancien grain austénitique au cours du processus de soudage et dont la taille est estimée à environ 80-100 μm .

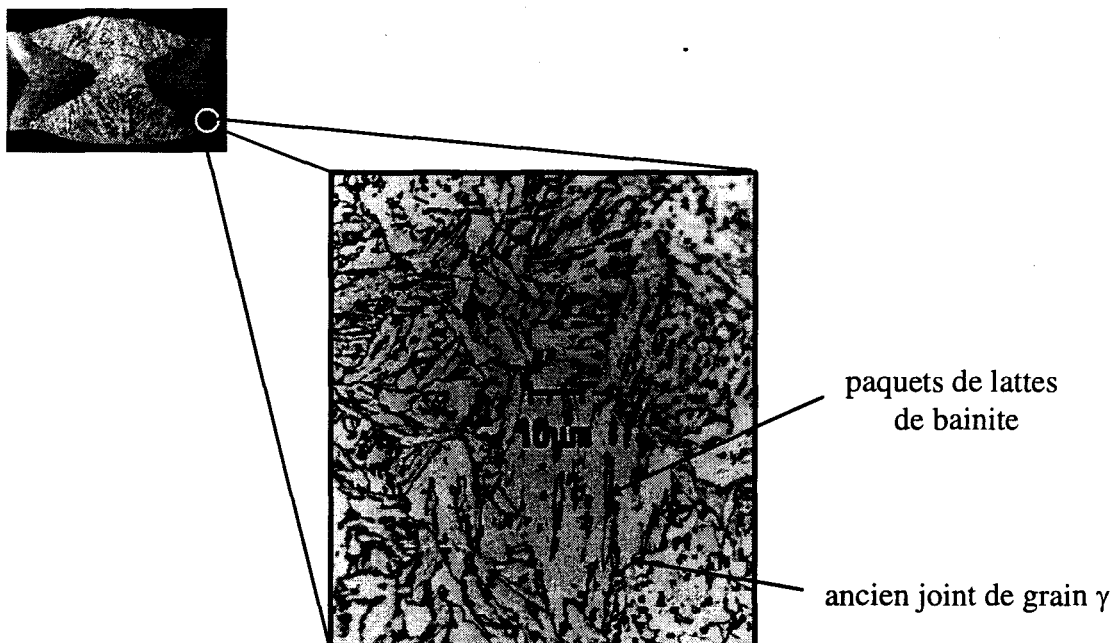


Fig. II - 7 : Détail de la microstructure bainitique en ZAT proche de la ligne de fusion, côté seconde passe

Nous verrons que c'est dans cette microstructure de ZAT que se développent les fissures de fatigue. Leur amorçage y est en effet facilité par le fait que le pied de cordon côté 2^{ème} passe présente la géométrie locale la plus défavorable due à la présence de caniveaux ou de morsures de faible profondeur (de l'ordre de 0,2-0,3 mm). Le métal fondu présente une structure de cristaux en dendrites orientées.

structure de solidification

II.2.2.2. Filiations de dureté et de microdureté

Une filiation de dureté Vickers a été réalisée sous une charge de 30 kg de façon à caractériser l'évolution de cette dureté le long d'un axe perpendiculaire à celui du cordon de soudure à 1,7 mm sous la surface (Fig. II-8).

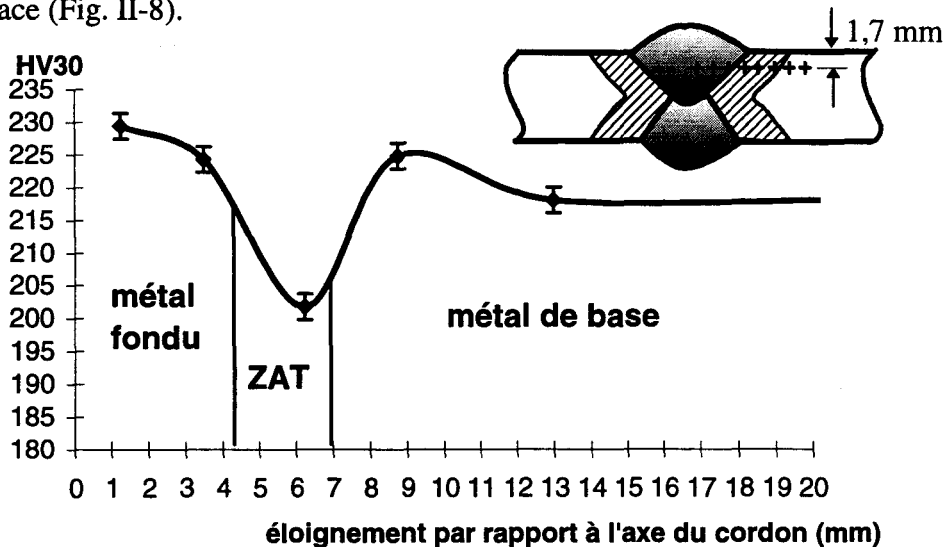


Fig. II - 8 : Filiation de dureté HV30 le long des 3 zones du joint soudé

On observe une diminution de la dureté au passage de la ZAT: Pour mieux préciser le creux de dureté, une filiation de microdureté sous une charge de 100 g a été réalisée suivant un axe perpendiculaire à celui du cordon de soudure à 500 µm sous la surface.

Les résultats de microdureté (figure II-9) confirment la présence d'un creux de dureté localisé précisément en ZAT à grains fins. Cette diminution de dureté est attribuée au fait que, dans cette zone, le processus de soudage a provoqué la recristallisation de la ferrite donnant une microstructure moins dure qu'en ZAT à gros grains purement bainitique.

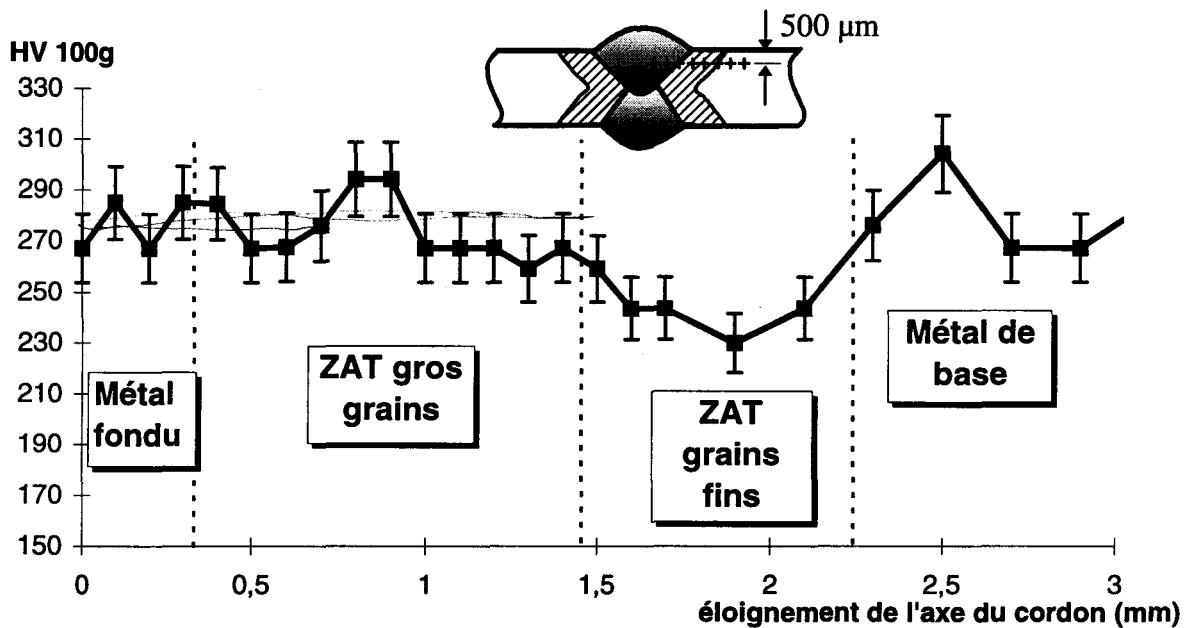


Fig. II - 9 : Filiation de microdureté HV100g à 500 µm sous la surface

On observe que la ZAT à gros grains, voisine de la ligne de fusion, présente une microdureté de l'ordre de celle du métal de base.

II.3. Conditions expérimentales

II.3.1. Les différents types d'éprouvettes de fatigue

II.3.1.1. Dimensionnement des éprouvettes

Dans les différents coupons soudés de dimensions finales 400 x 385 x 6 mm³, nous avons prélevé 6 éprouvettes brutes de soudage dont les dimensions sont indiquées sur la figure 10.

Ces dimensions respectent les préconisations de LIEURADE et al [LIEU90]. En effet, la largeur du cordon est égale à 30 mm, soit 5 fois l'épaisseur et la longueur utile est égale à 90 mm, soit 3 fois la largeur.

La largeur utile est dans ce cas suffisante pour représenter correctement le caractère aléatoire de l'amorçage en pied de cordon tel qu'il se présente dans les structures réelles.

L'axe longitudinal de l'éprouvette correspond au sens long de laminage.

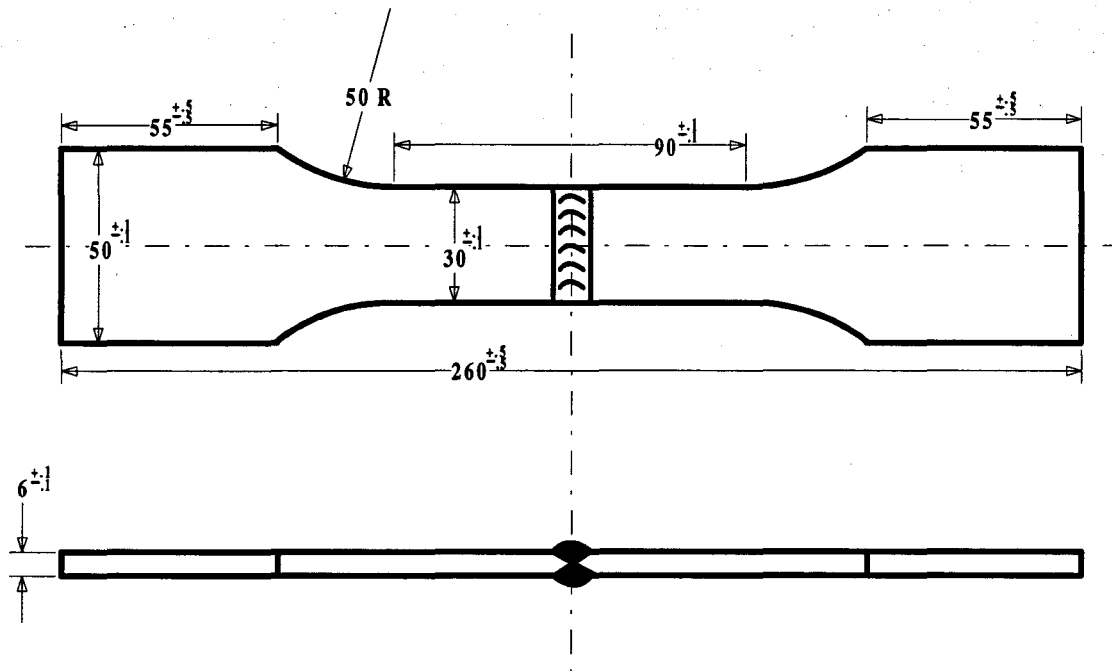


Fig. II - 10 : Géométrie de l'éprouvette brute de fatigue

Un calcul du facteur théorique de concentration de contraintes K_t a été conduit en utilisant le code de calcul par éléments finis ABAQUS [BUI95]. Un quart d'éprouvette, sans cordon de soudure, a été maillé en 3D (Fig. II-11).

L'effort de traction uniaxiale appliqué sur l'éprouvette est représenté par un déplacement imposé de la section extrême, la section centrale étant encastree. Les calculs donnent un facteur K_t de 1,17. La rupture par fatigue devrait donc bien se produire au niveau du cordon de soudure (à titre de comparaison, dans un même type de joint bout-à-bout, KENYON et al [KEN66], y ont calculé un K_t de l'ordre de 3).

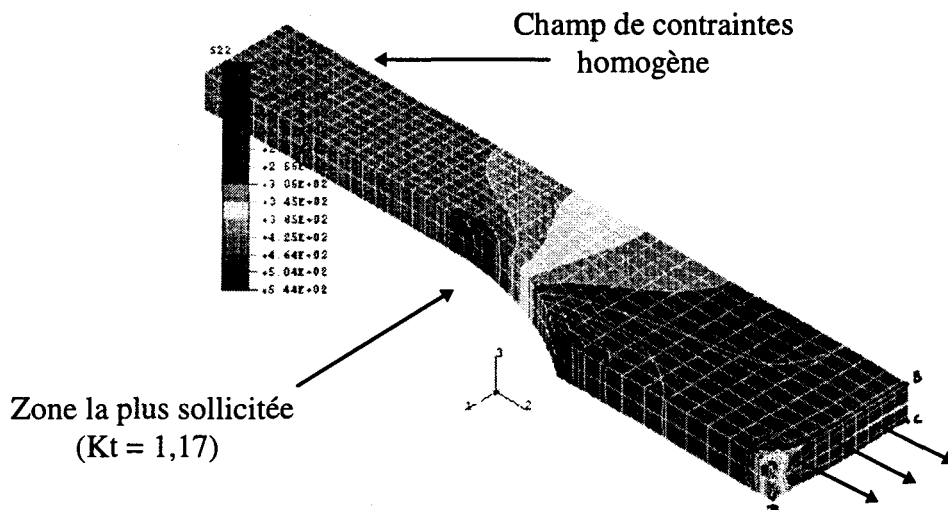


Fig. II - 11 : Isocontraintes longitudinales calculées par éléments finis sur ABAQUS pour un quart d'éprouvette

Cette géométrie d'éprouvette nous permettra d'étudier le comportement en fatigue des joints bruts de soudure, mais aussi des joints parachevés.

Dans le présent travail, nous utiliserons une deuxième géométrie d'éprouvette qui nous permettra d'étudier plus précisément l'influence de la microstructure de la ZAT à gros grains sur l'amorçage et la propagation des fissures.

L'éprouvette brute est d'abord arasée sur ses deux faces, pour s'affranchir de l'effet de géométrie. Comme la profondeur maximale des caniveaux et des morsures en pied de cordon, mesurée au projecteur de profil, est égale à 0,3 mm, nous avons procédé à un enlèvement de matière par rectification sur une épaisseur de 0,4 mm.

L'éprouvette d'épaisseur finale 5,2 mm présente alors une rugosité R_a de 0,4 μm .

Suite à des essais de fatigue réalisés sur une première série d'éprouvettes arasées (cf. paragraphe II.3.3) qui ont montré que la fissure de fatigue était susceptible de s'amorcer au niveau du congé de raccordement, nous avons décidé de localiser de façon sûre l'amorçage au niveau de la ZAT gros grains côté 2^{ème} passe (comme dans le cas des éprouvettes brutes de soudage).

Pour cela, une rainure est usinée par fraisage de profil le long d'un axe parallèle à celui du cordon. La rainure est légèrement décalée sur une des deux lignes de fusion apparentes sur la surface de l'éprouvette arasée, côté seconde passe.

La fraise utilisée a un diamètre de 8 mm et la profondeur de la rainure est limitée à 0,5 mm, pour ne pas atteindre en fond de rainure le métal de base. Le fraisage s'effectue à vitesse d'avance faible et vitesse de rotation élevée (800 tr/min.) avec lubrification importante.

La largeur utile est diminuée de 30 à 15 mm pour des raisons de capacité machine (100 kN maxi.).

La figure II-12 détaille la géométrie du type d'éprouvette arasée-rainurée ainsi définie, que nous appellerons dans la suite « éprouvette AR ».

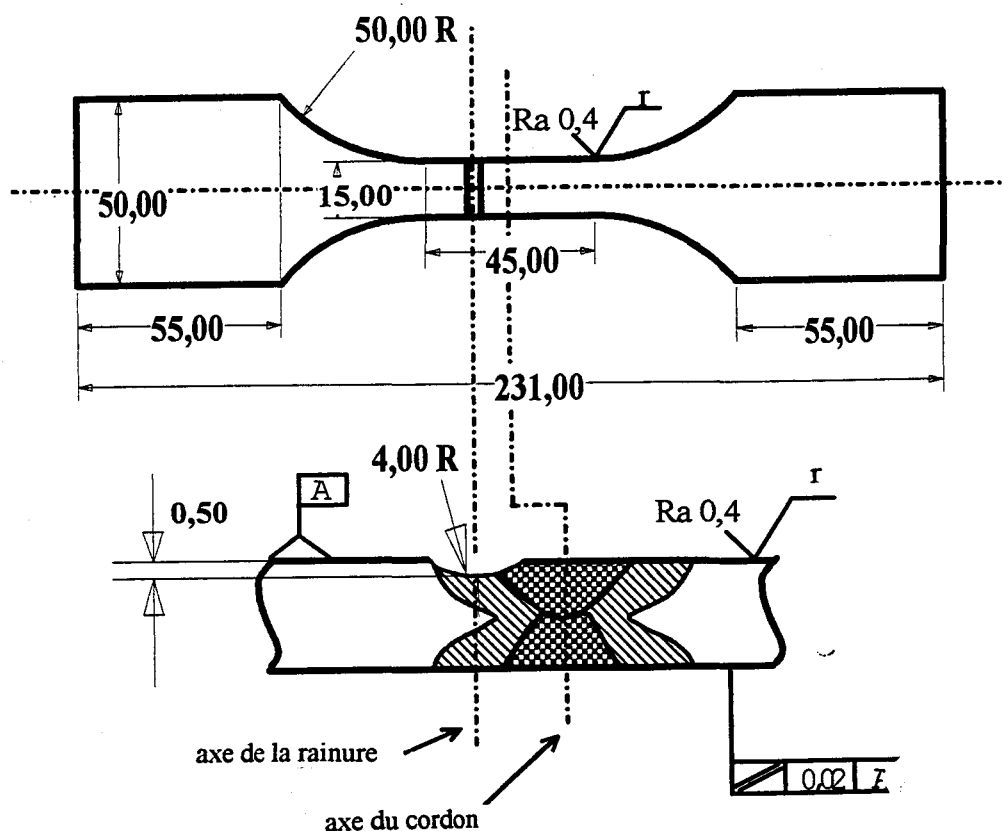
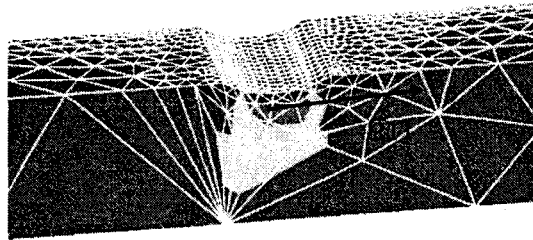


Fig. II - 12 : Géométrie de l'éprouvette arasée-rainurée et détail de la rainure

De la même façon que précédemment, cette géométrie d'éprouvette a été modélisée sur ABAQUS (Fig. II-13). Le calcul conduit, pour les contraintes longitudinales, à un facteur de concentration de contrainte K_t de 1,4 en fond de rainure, donc supérieur au K_t de 1,13 du congé de raccordement.



(Module /
calcul
élastique ?)

Fig. II - 13 : Modélisation par éléments finis sur ABAQUS de l'éprouvette AR

II.3.1.2. Justification de la géométrie des éprouvettes arasées-rainurées

II.3.1.2.1. Identification du site d'amorçage sur éprouvette brute

Dans le cas des éprouvettes brutes de soudage, les fissures de fatigue s'amorcent en surface au niveau de l'un des 2 pieds de cordon côté 2^{ème} passe. Comme le montre la figure II-14, le multi-amorçage est très fréquent (cf. ANNEXE III).

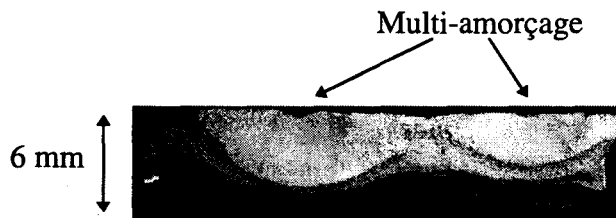


Fig. II - 14 : Exemple de multi-amorçage en pied de cordon côté 2^{ème} passe sur éprouvette brute

Nous avons procédé à des filiations de microdureté sous 100 g sur des coupes transverses à l'axe du cordon au niveau du point d'amorçage dans le cas d'une éprouvette brute de soudage rompue par fatigue. Les empreintes ont été faites à 500 μ m sous la surface, côté métal de base par rapport au cordon de soudure (Fig. II-15).

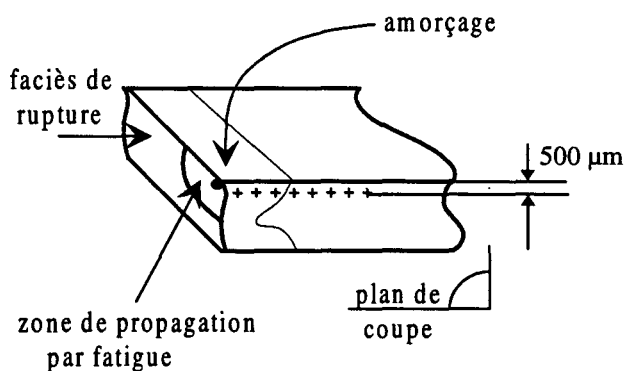


Fig. II - 15 : Filiation de microdureté sur coupe transverse, dans le cas d'une éprouvette brute

La figure II-16 compare la filiation ainsi obtenue avec celle correspondant à une éprouvette non-sollicitée considérée comme référence (Fig. II-9), les creux de dureté en ZAT grains fins ayant été mis en correspondance. Les courbes de cette figure indiquent que l'amorçage des fissures, dans le cas des éprouvettes brutes de soudage, se produit dans la ZAT gros grains près de la ligne de fusion.

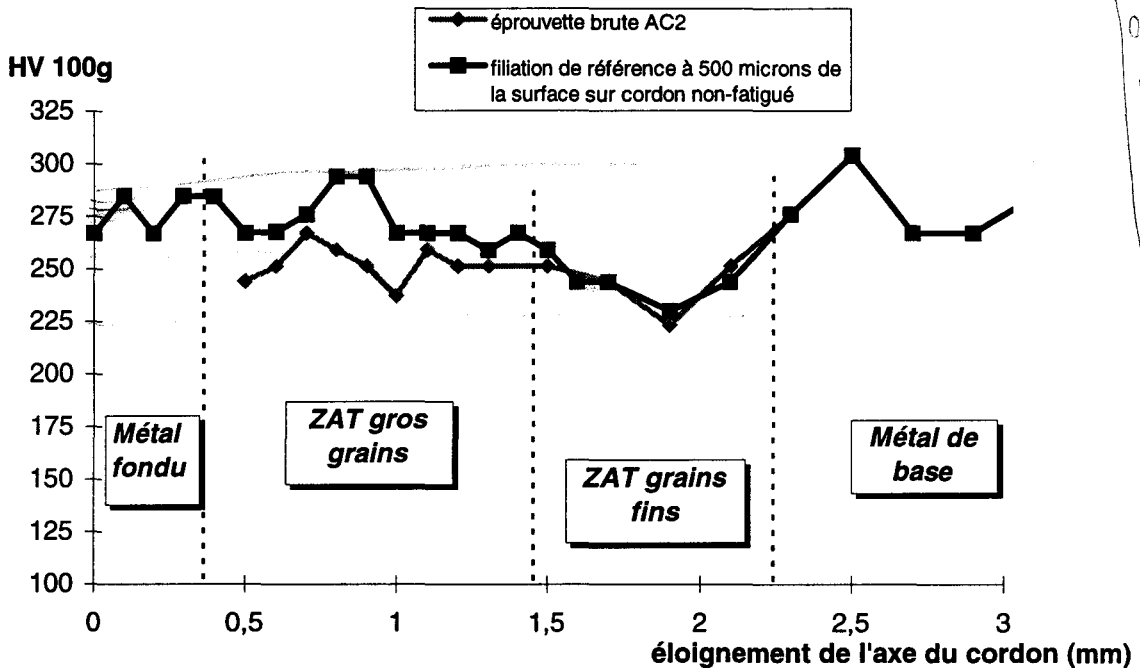


Fig. II - 16 : Identification de la nature de la ZAT d'amorçage sur éprouvette brute par comparaison des duretés

II.3.1.2.2. Essais préliminaires sur éprouvettes arasées

L'arasage des cordons de soudure a été envisagé pour étudier l'influence de la microstructure de la ZAT sur le processus de fissuration tout en s'affranchissant de l'effet macro- et micro-géométrique du cordon de soudure. Il était toutefois nécessaire de vérifier que les sites d'amorçage étaient bien les mêmes pour des éprouvettes arasées (non rainurées) et des éprouvettes brutes de soudage.

Trois essais préliminaires sur éprouvettes arasées ont été réalisés à $\Delta\sigma_N = 400$ MPa sous un rapport de charge de 0,1. Les résultats sont donnés dans le tableau II-3.

repère d'éprouvette	nombre de cycles à rupture	$\Delta\sigma_N$ (MPa)	site d'amorçage
AA1	587000	400	fin de rayon de raccordement des têtes
AA3	1,189000	400	en ZAT, près de la ligne de fusion
AA4	2446000	400	dans le métal fondu

Tableau II - 3 : Résultats des essais préliminaires sur éprouvettes arasées

Si on procède à l'arasage des cordons de soudure, on observe que le site d'amorçage n'est plus quasi-systématiquement en ZAT, comme dans le cas des éprouvettes brutes, mais peut être localisé dans le métal fondu, ou encore au niveau du congé de raccordement.

Dans le cas de l'éprouvette AA4, l'amorçage est interne au métal fondu et est dû à la présence de silicates d'aluminium provenant sans doute de l'opération de soudage. Un examen plus détaillée du faciès de rupture de cette dernière éprouvette est donnée en ANNEXE III.

Pour l'éprouvette AA3, l'amorçage se fait en ZAT à partir de la surface à proximité de la ligne de fusion, puis la propagation s'effectue en surface et en profondeur (Fig. II-17).

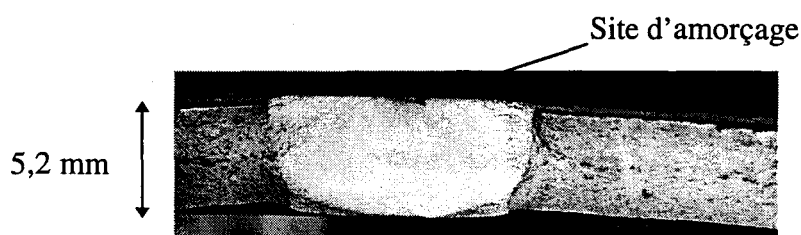


Fig. II - 17 : Faciès de rupture de l'éprouvette arasée AA3 - amorçage en ZAT

Pour l'éprouvette AA1 (Fig. II-18), la fissuration s'est amorcée dans le métal de base au niveau d'un congé de raccordement des têtes d'amarrage, c'est-à-dire là où il y a concentration de contrainte (cf. Fig. II-11, $K_t = 1,17$).

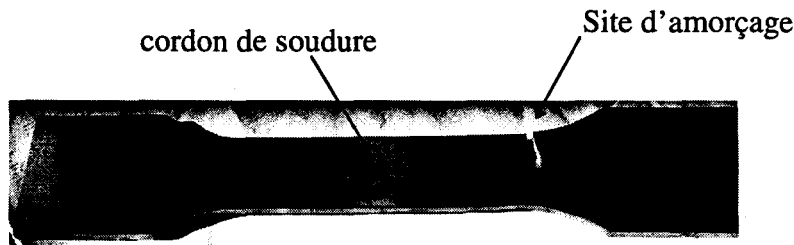


Fig. II - 18 : Exemple de fissuration dans le métal de base sur éprouvette arasée

En conclusion, ces essais ont montré la nécessité de localiser plus sûrement l'amorçage en ZAT, grâce à un rainurage décrit précédemment (Fig. II-12). La géométrie de cette rainure a été choisie suffisamment douce (K_t de 1,4) et l'opération d'usinage, bien maîtrisée et reproductible, permet de ne pas masquer l'influence de la microstructure sur la fissuration par un effet géométrique variant aléatoirement selon le profil du cordon.

II.3.1.2.3. Identification du site d'amorçage sur éprouvette arasée-rainurée

Dans le cas de l'éprouvette AR, l'amorçage se produit systématiquement dans la rainure et en ZAT près de la ligne de fusion comme le montre la figure II-19.

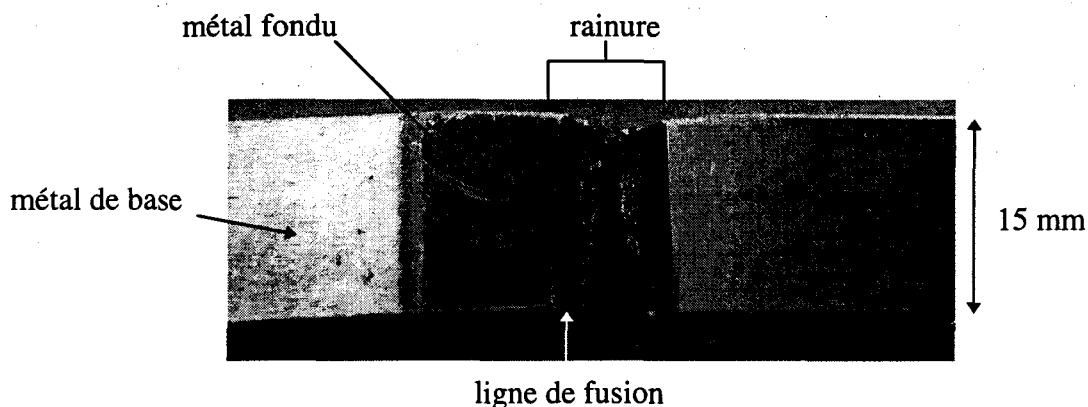


Fig. II - 19 : Rupture par fatigue en fond de rainure en ZAT près de la ligne de fusion sur éprouvette AR

La figure II-20 présente une coupe transverse à l'axe du cordon au niveau du point d'amorçage dans le cas d'une éprouvette AR. On y a fait figurer la limite du cordon 1^{ère} passe et du cordon 2^{ème} passe. On y observe clairement que la fissure s'est amorcée - dans la rainure usinée - en ZAT gros grains à proximité de la ligne de fusion.

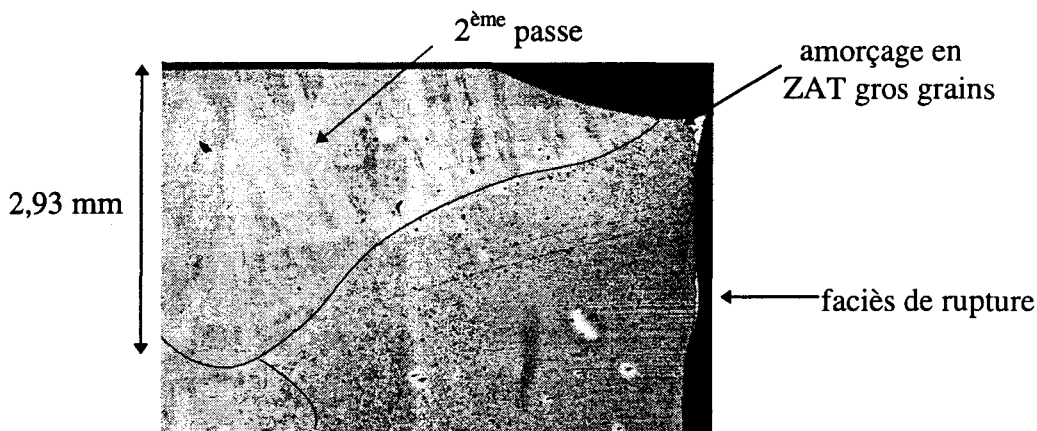


Fig. II - 20 : Observation d'une coupe transverse à l'axe du cordon au point d'amorçage sur éprouvette AR

Comme dans le cas des éprouvettes brutes, nous avons procédé à une autre filiation de microdureté sous 100 g sur une coupe transverse d'une éprouvette AR rompue en fatigue. Là encore, la filiation est faite à 500 µm sous la surface, comme le montre la figure II-21.

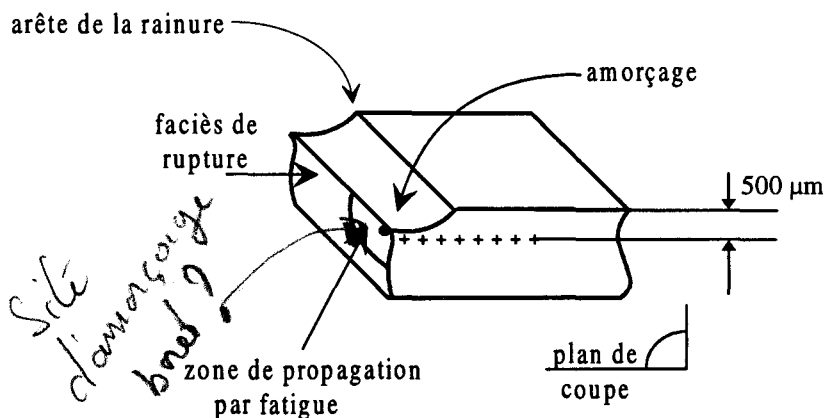


Fig. II - 21 : Filiation de microdureté sur coupe transverse, dans le cas d'une éprouvette AR

La figure II-22 compare la dernière filiation à celles obtenues dans le cas d'une éprouvette brute rompue par fatigue et dans le cas d'une même éprouvette brute non sollicitée constituant la référence. De la même façon que précédemment, les creux de dureté en ZAT grains fins ont été mis en correspondance.

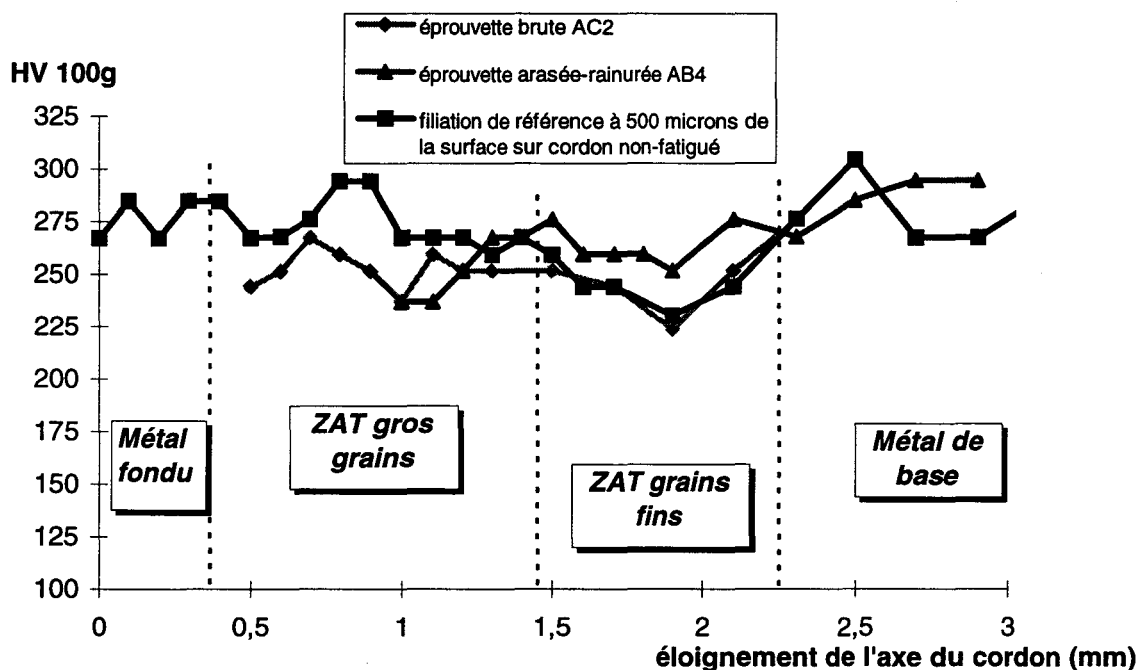


Fig. II - 22: Identification de la nature de la ZAT d'amorçage par comparaison des filiations de microdureté

L'amorçage des fissures de fatigue se produit donc, comme dans le cas des éprouvettes brutes de soudage, en ZAT gros grains à proximité de la ligne de fusion.

II.3.1.3. Conclusion

Les essais préliminaires menés sur éprouvettes arasées ont montré que la fissure de fatigue pouvait s'amorcer :

- en surface de ZAT gros grains, comme dans le cas général des éprouvettes brutes de soudage,
- au cœur du métal fondu, à partir d'alignement de silicates,
- dans le métal de base au niveau du congé de raccordement des têtes de l'éprouvette.

Ceci a conduit à définir une géométrie d'éprouvette arasée-rainurée, pour laquelle la présence d'une rainure, jouant le rôle d'une entaille douce et bien reproductible, a permis d'obtenir, pour ce type d'éprouvette, un amorçage systématique de la fissure dans la ZAT gros grains à proximité de la ligne de fusion. C'est sur cette géométrie d'éprouvette que nous allons étudier, dans la suite de l'étude, le rôle de la microstructure sur le processus d'amorçage et de propagation des fissures.

On remarque, de plus, que la ZAT gros grains du site d'amorçage est une microstructure plus sensible à la fissuration par fatigue que celle de la ZAT grains fins pourtant localisée en fond de rainure, là où la section droite est la plus faible.

(R+)

II.3.1.4. Caractérisation des assemblages soudés

II.3.1.4.1. Mesure des désalignements

Nous avons procédé à des mesures des désalignements axial et angulaire sur les deux types d'éprouvettes définies précédemment, de façon à évaluer leur incidence sur le comportement monotone et cyclique [BUI96].

Les résultats des mesures sur 6 éprouvettes prélevées dans un même coupon soudé, avant et après arasage des cordons de soudure, sont présentés en ANNEXE IV.

Le principe de la mesure est simple [LIEU90] : l'éprouvette est posée sur 2 couteaux et on mesure le désalignement en 4 points le long de l'éprouvette grâce à un comparateur.

Les figures II-23a et II-23b donnent l'évolution de l'alignement angulaire et de l'alignement axial respectivement le long du coupon examiné. On observe que l'arasage diminue très sensiblement le désalignement axial et n'influe pas en revanche sur le désalignement angulaire. Ceci peut s'expliquer par l'enlèvement du bridage qui restitue le défaut angulaire après arasage.

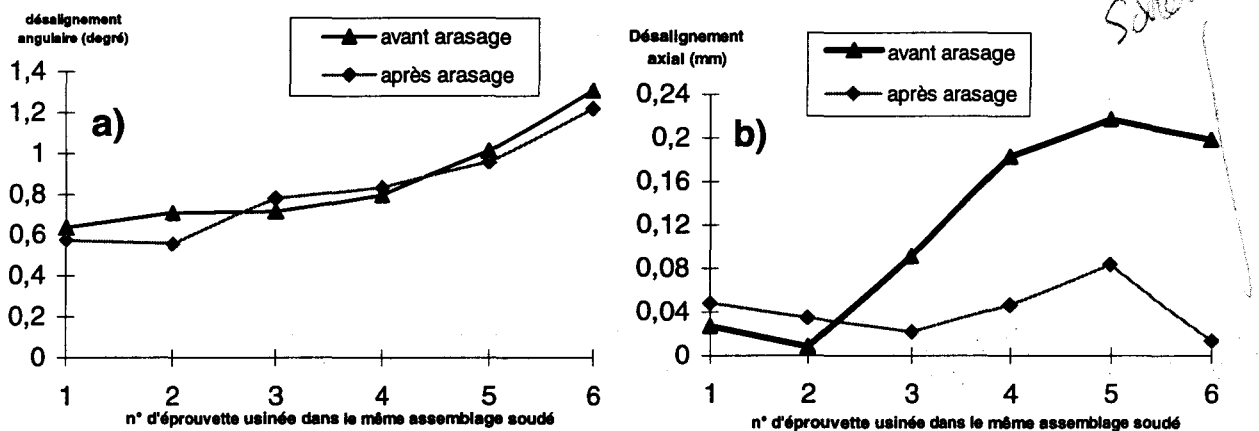


Fig. II - 23 : Evolution des désalignements angulaire (a) et axial (b) pour un même coupon

La procédure de soudage induit donc un certain désalignement axial (inférieur à 0,24 mm), qui est pratiquement supprimé par l'arasage, et un certain désalignement angulaire (inférieur à 1,4 degré), qui subsiste après l'arasage.

Ces valeurs sont à priori très faibles. En outre, un désalignement supplémentaire provenant des éventuels défauts d'alignement des mors de la machine elle-même est susceptible d'être introduit, nous avons donc voulu vérifier le comportement d'une éprouvette montée sur la machine.

Deux jauges de déformation ont été collées symétriquement et au même niveau sur les deux faces d'une éprouvette arasée. La figure II-15 montre l'évolution des réponses des 2 jauges au cours de la 100^{ème} période d'une sollicitation sinusoïdale de faible fréquence. Pour une déformation totale maximale appliquée de 0,15 %, les deux jauges ne font apparaître qu'un écart de déformation de $4 \cdot 10^{-3}$ %. En conséquence, les défauts de désalignement des éprouvettes peuvent être négligés.

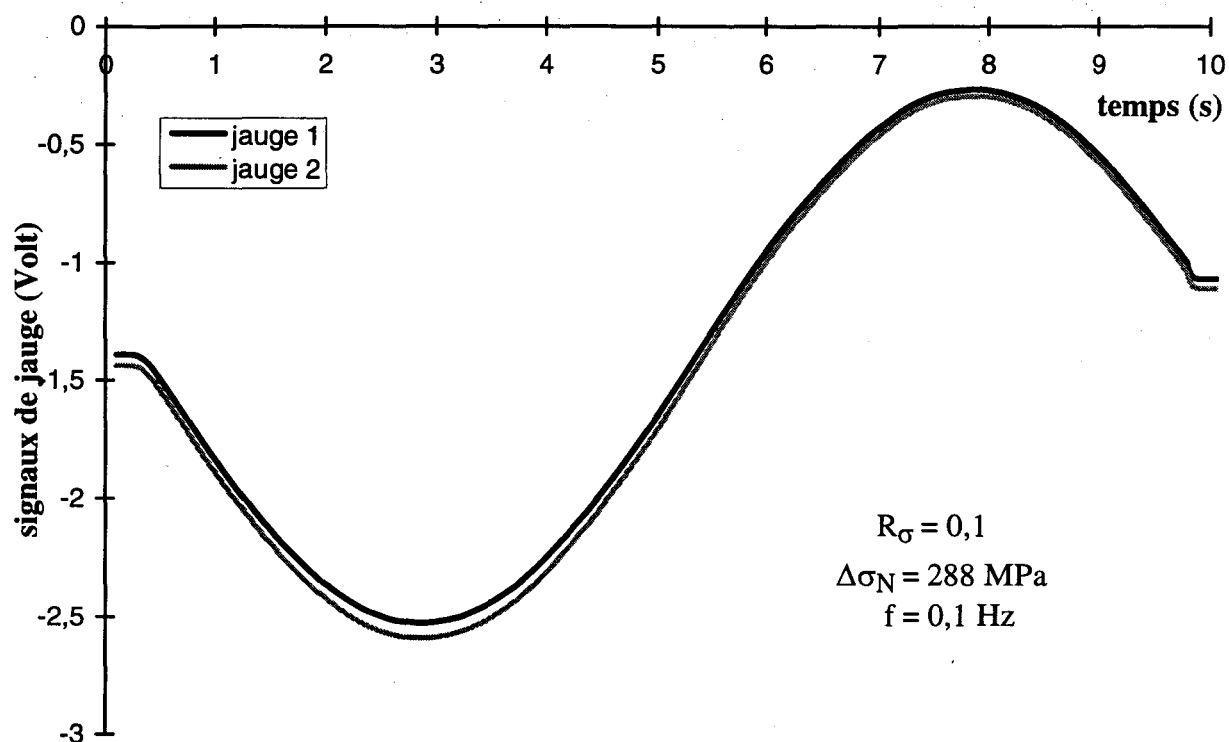


Fig. II - 24 : Comparaison de la réponse des jauges collées symétriquement de part et d'autre d'une éprouvette AR au cours du 100^{ème} cycle

II.3.1.4.2. Mesure de la géométrie locale en pied de cordon

II.3.1.4.2.1. Choix de la méthode

La caractérisation de la géométrie locale en pied de cordon est fortement dépendante de la méthode de mesure des paramètres rayon r et angle θ de raccordement. Nous avons mené une étude comparée des deux méthodes décrites au paragraphe I.3.1.4., la méthode de la tangente et la méthode du plus petit rayon.

Pour cette comparaison, deux types de joints soudés en T ont été considérés, l'un présentant un profil sévère, l'autre un profil plus doux. Pour chaque type de cordon, 10 éprouvettes ont été prélevées dans le même coupon soudé. Cinq opérateurs différents ont alors été sollicités et ont mesuré par les deux méthodes, les rayon et angle de raccordement pour les deux séries d'éprouvettes. L'ensemble des résultats est donné dans l'ANNEXE V.

Les résultats montrent que dans le cas où la géométrie en pied de cordon est sévère, la méthode de la tangente donne des résultats moins dispersés. Dans le cas contraire, c'est la méthode du plus petit rayon qui présente la plus faible dispersion.

Quel que soit le profil de cordon de soudure considéré, la méthode de la tangente donne toujours une valeur de rayon, moyennée sur l'ensemble des 10 éprouvettes, plus grande qu'avec l'autre méthode. Or, l'enjeu dans un calcul de prédiction de durée de vie en fatigue est de bien évaluer le rayon le plus pénalisant, c'est-à-dire le rayon le plus petit. Il vaut mieux, dans ce sens, utiliser la méthode du plus petit rayon pour caractériser la géométrie locale en pied de cordon.

II.3.1.4.2.2. Mesures de r et θ des éprouvettes brutes de soudage

La méthode du plus petit rayon a été choisie pour caractériser la géométrie locale des éprouvettes brutes de soudage. Toutes les éprouvettes ont été observées au projecteur de profil avec un agrandissement $\times 10$. Elles ont été appliquées sur la platine sur chacune de leurs deux faces latérales successivement.

repère d'éprouvette	rayon moyen (mm)	angle moyen (°)
AE2	2,4	19
AD3	1,3	26
AE3	3,6	27
AC6	1,8	27
AE5	1,1	23
AD5	1,55	20,25
AD4	4,9	29,5
AH2	1,85	34,75
AE1	1,5	29,25
AE4	4,35	18,5
AE2	2,4	19
AH1	2,55	22
AH4	1,15	26,5
AE6	2,55	19,5

Tableau II - 4 : Valeurs moyennes de r et θ sur éprouvettes brutes de soudage correspondant au site d'amorçage

Les deux pieds de cordon de la passe endroit et de la passe envers ont donc été caractérisés par deux valeurs de r et θ . Le tableau II-4 donne les valeurs des rayons et angles de raccordement moyens du pied de cordon où s'est amorcée la fissure pour toutes les éprouvettes brutes de soudage testées en fatigue.

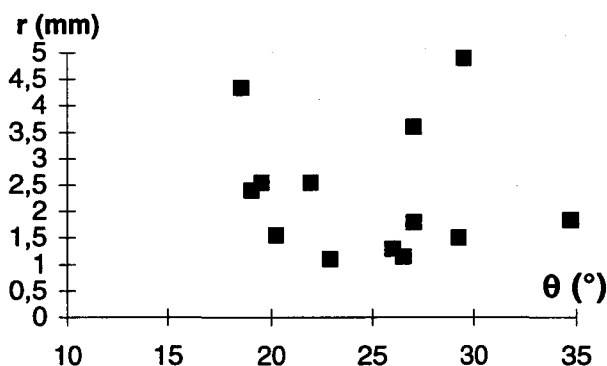


Fig. II - 25 : Rayon en fonction de l'angle de raccordement pour les éprouvettes brutes de soudage

La figure II-25 met en relation pour chacun des pieds de cordon des éprouvettes brutes de soudage le rayon moyen de raccordement à l'angle moyen en pied de cordon. On observe une dispersion assez importante des résultats et aucune relation $r = f(\theta)$ ne semble se dégager clairement.

La valeur moyenne du rayon est de 2,4 mm avec un écart-type de 1,2 et la valeur moyenne de l'angle est de 24,4° avec un écart-type de 5°.

Ces valeurs montrent que la géométrie en pied de cordon, consécutive à la procédure utilisée dans notre étude, est assez douce. Elle correspond bien à la classe B de soudage, pour les assemblages bout-à-bout (cf. norme NF EN 25817).

II.3.1.4.3. Mesure des contraintes résiduelles

II.3.1.4.3.1. Méthode de mesure et résultats

Des mesures de contraintes résiduelles par diffractométrie X (DRX) ont été réalisées par l'ENSAM sur éprouvette brute et sur éprouvette arasée-rainurée.

La raie de diffraction enregistrée est la raie $K\alpha$ du chrome diffractée par la famille de plans (211) du fer. La surface de la zone irradiée est de 1 mm x 10 mm.

La zone de mesure correspond dans les deux cas au site d'amorçage (Fig. II-17), c'est-à-dire :

- en pied de cordon côté 2^{ème} passe dans la ZAT à gros grains pour l'éprouvette brute,
- en fond de rainure, dans la même microstructure, pour l'éprouvette AR.

Les résultats des mesures ont fait l'objet d'un rapport de synthèse [LEB96].

Le profil des contraintes résiduelles σ_{xx} a été établi en fonction de la profondeur sous la surface jusqu'à 500 μm (Fig. II-26). L'enlèvement de matière a été effectué par paliers successifs au moyen d'un polissage électrolytique local, en contrôlant la profondeur enlevée. Ce procédé n'introduit pas de contrainte supplémentaire [LEB96] et ne redistribue que très peu les contraintes. La solution utilisée ici est un électrolyte acéto-perchlorique.

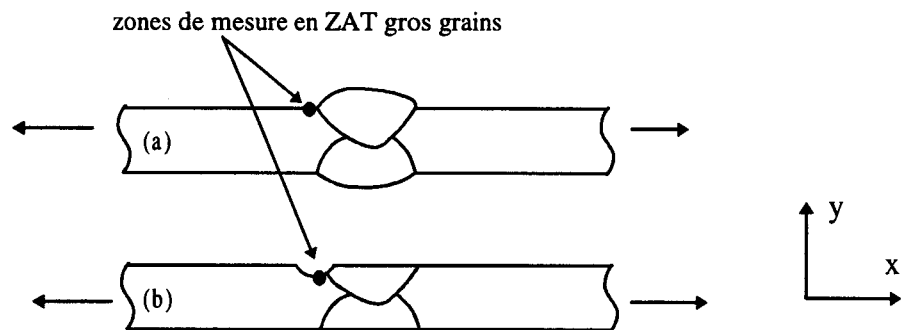


Fig. II - 26 : Emplacement de la zone de mesure des contraintes résiduelles sur éprouvettes brute (a) et AR (b)

La figure II-27 montre l'évolution des contraintes pour les deux types d'éprouvette en fonction de la profondeur.

Les mesures, détaillées en ANNEXE VI, sont effectuées avec une précision de ± 50 MPa en moyenne.

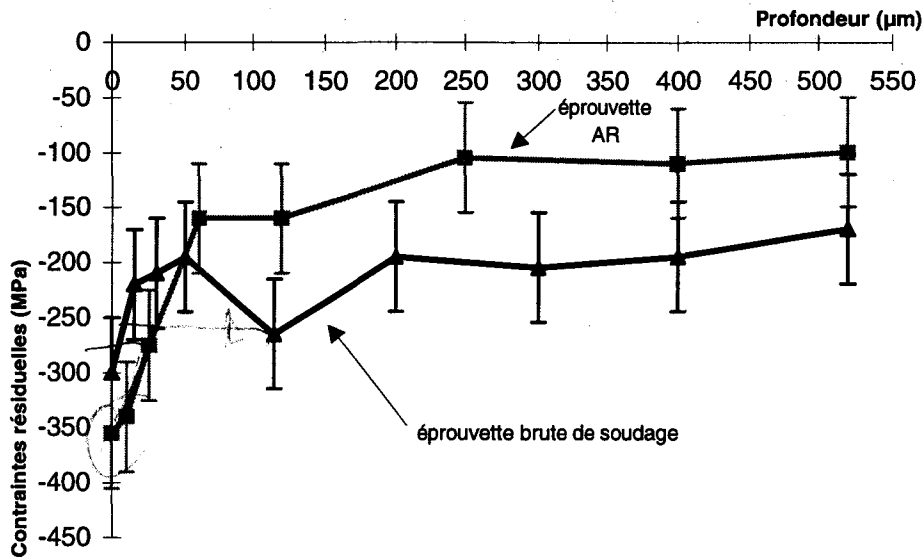


Fig. II - 27 : Evolution des contraintes résiduelles longitudinales en ZAT sur éprouvettes brute et AR en fonction de la profondeur

En plus du déplacement des pics de diffraction qui va permettre le calcul des contraintes résiduelles, la largeur du pic aux 2/5 de la hauteur -ou largeur de corde - a été mesurée. Ce paramètre permet d'apprécier l'état d'écrouissage local du matériau, tout au moins de façon comparative étant donné que cette mesure dépend de l'appareillage utilisé.

La figure II-28 donne l'évolution de la largeur de corde pour les 2 éprouvettes, la largeur de corde y est exprimée en degré en fonction de la profondeur.

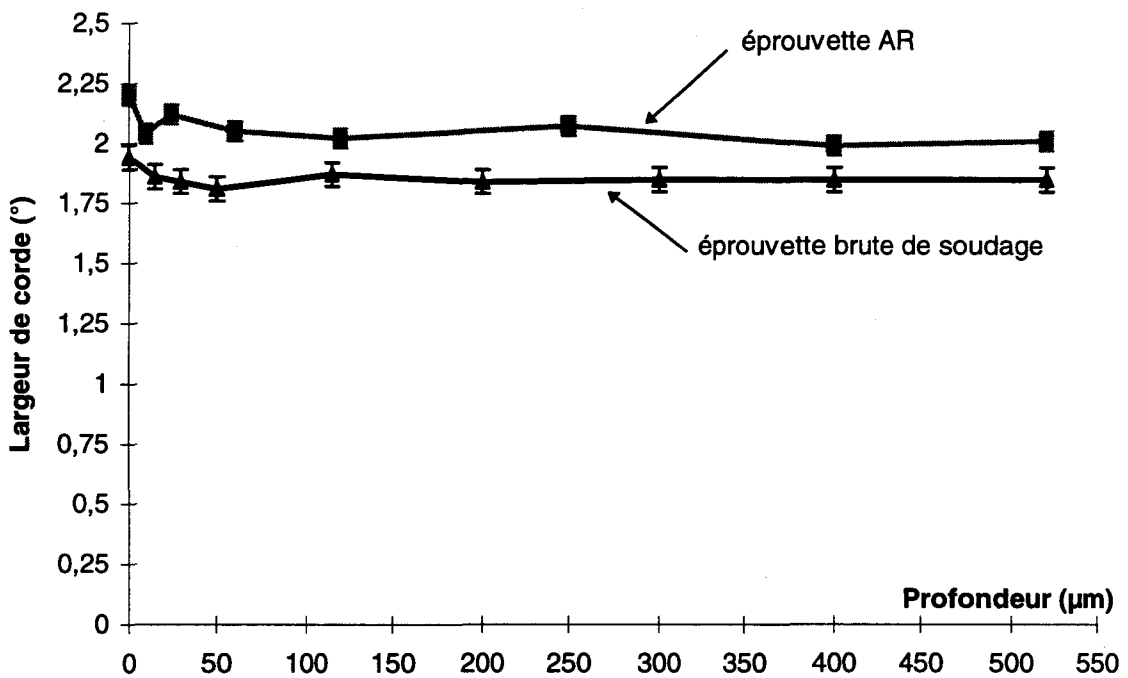


Fig. II - 28 : Evolution de la largeur de corde en fonction de la profondeur en ZAT gros grains

II.3.1.4.3.2. Discussion

Pour l'éprouvette brute de soudage, l'évolution des contraintes résiduelles est faible : la valeur de contrainte de -300 MPa en surface diminue progressivement jusqu'à -190 MPa à 520 μm . La largeur de corde ne varie quasiment pas ; de 1,95° en surface, elle se stabilise à 1,85 en profondeur. Le pic de contrainte de compression à environ 120 μm sous la surface pourrait être corrélé avec le changement de microstructure d'une ZAT à grains surchauffés à une ZAT à gros grains.

Dans le cas de l'éprouvette AR, les contraintes résiduelles sont un peu plus importantes en surface (-350 MPa) et diminuent plus rapidement à partir de 50 μm pour atteindre -100 MPa à 250 μm sous la surface. La largeur de corde est un peu plus élevée que pour l'éprouvette brute et passe de 2,2° en surface pour atteindre 2° à partir de 100 μm .

En conclusion, les contraintes résiduelles longitudinales sont de compression jusqu'à plus de 500 μm sous la surface. Elles sont maximales en surface, et l'usinage de l'éprouvette les fait passer de -300 à -350 MPa. Il faut noter que ces chiffres étaient un peu inattendus : on pouvait s'attendre en effet à ce que la procédure de soudage seule, et même le fraisage ultérieur, se traduiraient par des contraintes résiduelles en surface de traction. Il est évident que ces contraintes résiduelles de compression auront un effet bénéfique sur le comportement en fatigue de ces éprouvettes et donc que ce haut niveau de contraintes de compression initiales diminuera la marge de manoeuvre dont nous disposerons pour mettre en évidence les avantages apportés par un traitement de parachèvement qui améliore la tenue en fatigue par introduction de contraintes résiduelles de compression en pied de cordon.

II.3.2. Conditions d'essai

II.3.2.1. Cycle de contrainte

De par la nature de l'assemblage bout-à-bout, les essais de fatigue sont réalisés en traction ondulée à charge imposée. Le cycle de contrainte est sinusoïdal avec un rapport de charge $R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$ de 0,1 (Fig. II-29) et une fréquence comprise entre 6 et 15 Hz suivant le niveau de chargement.

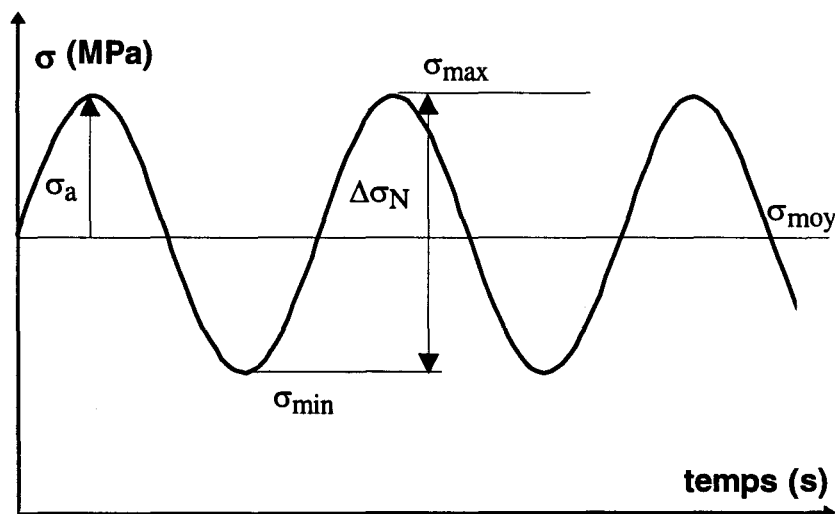


Fig. II - 29 : Cycle de contrainte

II.3.2.2. Installation expérimentale

La machine d'essais utilisée est une machine hydraulique servocontrôlée INSTRON 8501 équipée d'une cellule de charge de 100 kN (Fig. II-30). Le pilotage et l'acquisition des données sont assurés par le logiciel MAX 4.00 développé par INSTRON et implanté sur PC 486DX50.

Cette machine est équipée de mors mécaniques INSTRON permettant de réaliser des essais sur éprouvettes plates d'épaisseur maximale 6 mm. Ils sont dimensionnés pour des sollicitations dynamiques à ± 100 kN.

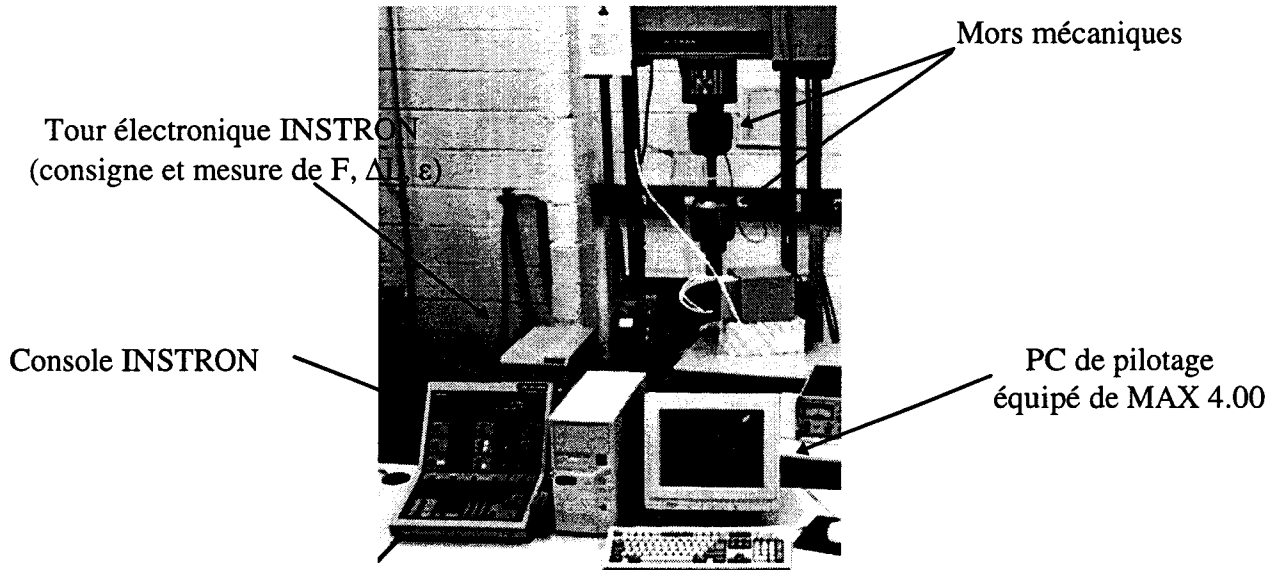


Fig. II - 30 : Vue de l'installation expérimentale

II.3.3. Méthode de détection et de suivi des fissures appliquée aux éprouvettes brutes de soudage

Nous avons développé une méthode originale de détection et de suivi de fissures utilisable durant les essais de fatigue sur toutes les éprouvettes - non-arasées - c'est-à-dire, soit brute de soudage, soit ayant subi ultérieurement tel ou tel traitement de parachèvement.

Un certain nombre de méthodes de détection d'amorçage et de suivi de fissures de fatigue existent.

En particulier, les méthodes de chute de potentiel électrique (Potential Drop Method ou PDM) et les méthodes utilisant des jauges de déformation en pied de cordon dans le cas des joints soudés (Strain Gauge Method ou SGM) sont souvent décrites dans la littérature [JAN85, JAN92, JAN93, BUI96-2, SMI94, GAN81, HAS92, TRI93-1].

Ce sont ces 2 types de méthodes que nous avons choisies de tester dans notre cas.

II.3.3.1.1. Méthode du potentiel électrique

Cette méthode consiste à faire circuler un courant électrique dans une éprouvette, en principe isolée électriquement du reste de la machine, et à mesurer la tension de part et d'autre de l'entaille ou de la zone fissurante. Le champ électrique va être influencé par la géométrie et la longueur de la fissure. L'évolution de cette longueur va s'accompagner d'une augmentation de la résistance électrique de la zone fissurée et par là-même, d'une augmentation de la tension mesurée.

La figure II-31 détaille l'utilisation de cette technique par HAY et al [HAY81] dans le cadre d'essais de fatigue sur éprouvettes de torsion entaillées.

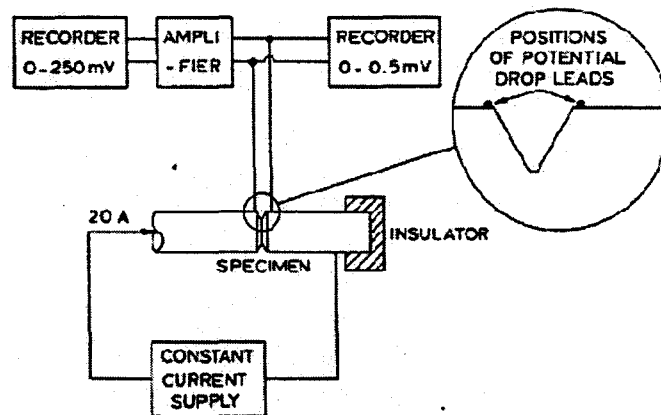


Fig. II - 31 : Schéma d'utilisation de la méthode du potentiel électrique [HAY81]

L'utilisation de techniques de marquage du front de fissure à différents stades de la fissuration permet d'établir un étalonnage de la chute du potentiel en fonction de la longueur de fissure en profondeur. Cet étalonnage dépend de la géométrie de l'éprouvette utilisée. La figure II-32 présente, à titre d'exemple, la courbe d'étalonnage obtenue par HAY et al [HAY81].

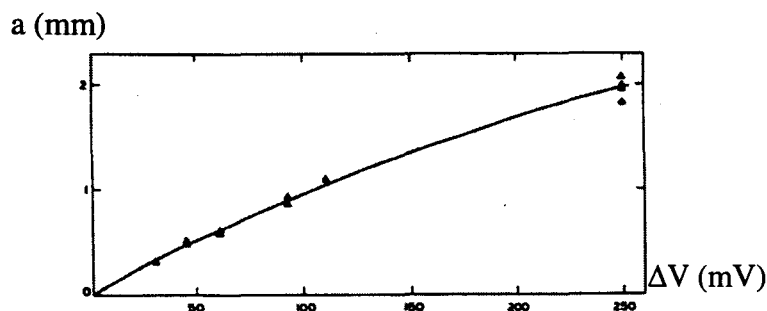


Fig. II - 32 : Courbe d'étalonnage de la longueur de fissure en profondeur a en fonction de ΔV [HAY81]

Dans notre cas, la méthode de chute de potentiel électrique, développée par l'ONERA, a été utilisée. Un courant continu pulsé est appliqué sous forme d'impulsions d'amplitude constante I_{max} et d'une durée d'environ 20 ms, temps pour lequel le potentiel électrique est considéré comme établi. La tension de sortie V_1 est alors mesurée puis le courant s'annule. Exactement 20 ms plus tard, la tension de sortie V_2 est de nouveau mesurée, et on obtient $\Delta V = V_1 - V_2$ (Fig. II-33). Cette méthode est particulièrement adaptée au suivi de fissures de fatigue.

Par rapport à la technique classique, cette technique modifiée permet d'éviter les effets parasites tels que les phénomènes thermoélectriques par mesure de la tension « à vide », c'est-à-dire entre deux impulsions de courant.

En pratique, un suiveur de fissures ANS E325, sous licence ONERA, nous a été prêté par le Groupement Des Laboratoires d'EDF à St-Denis. Cet appareil suiveur de fissures, délivre une tension réglable de 0 à 20 A avec une stabilité de 10^{-3} A et permet une mesure de la tension jusqu'à ± 10 V. Le gain d'amplification peut être porté à 2000. Il est équipé d'un amplificateur différentiel dont le gain est réglable de 100 à 2000. Cet amplificateur est suivi d'un filtre passe-bas de gain 1 et dont la bande passante est limitée à 100 Hz. On trouve ensuite un potentiomètre 10 tours qui permet d'obtenir les valeurs de gain intermédiaires. L'amplification maximale est donc de 20000.

La plage du signal de sortie est de ± 10 V avec une fluctuation inférieure à ± 2 mV associé à un temps de réponse de 1 seconde. Pour un gain de 20000, le bruit à l'entrée est de $\pm 0,1$ μ V.

La fréquence de mesure de la tension est donnée par une horloge interne qui délivre un signal carré de fréquence réglable, comprise entre 10 et 20 Hz

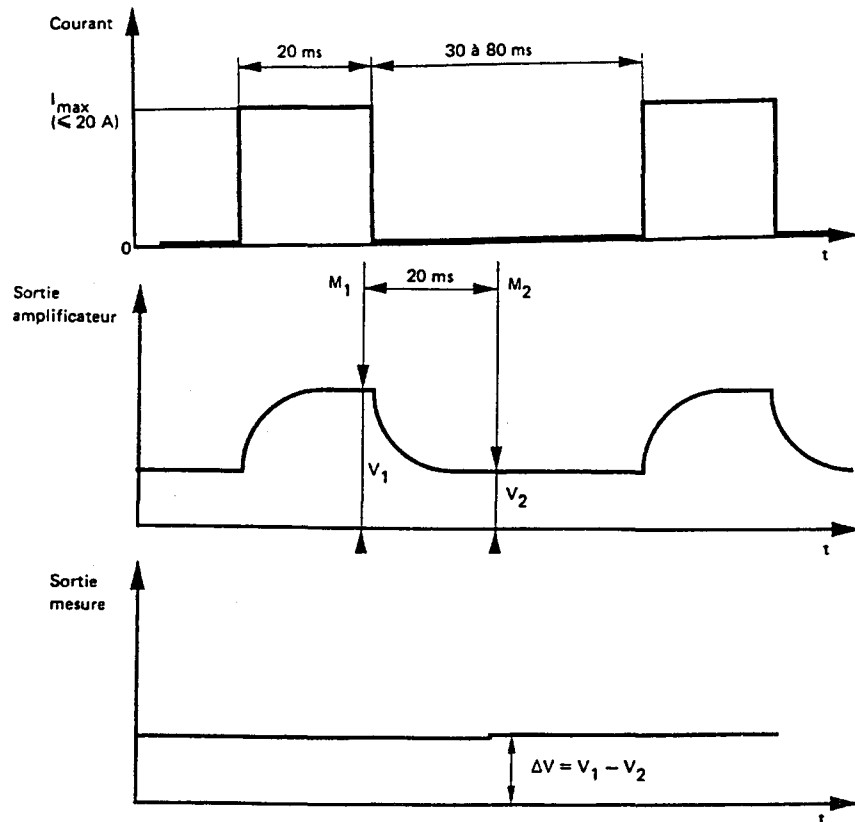


Fig. II - 33 : Principe de la mesure de l'appareil ANS-ONERA à courant continu pulsé

II.3.3.1.2. Méthode des jauges ou microjauges de déformation

La méthode des jauges ou microjauges de déformation est une méthode fréquemment utilisée dans le cas des assemblages soudés sollicités en fatigue [JAN92, JAN95, TRI93-1]. Les jauges ou microjauges sont collées le long du pied de cordon, le plus près possible de celui-ci afin de

pouvoir enregistrer toute perturbation du champ des contraintes apparaissant lors de l'amorçage d'une fissure (Fig. II-34).

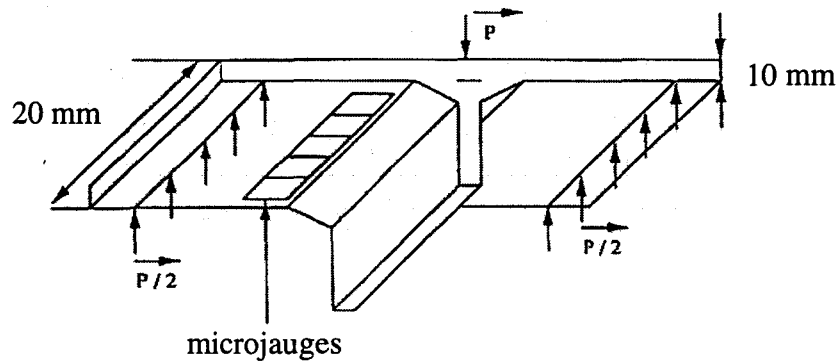


Fig. II - 34 : Positionnement des microjauge de déformation en pied de cordon de soudure d'angle [JAN92]

Lorsqu'une fissure s'amorce, il y a concentration de contrainte en pointe de fissure et déchargement des contraintes en surface, par suite on observe une diminution de la déformation mesurée par la jauge qui est directement affectée par la fissuration (Fig. II-35).

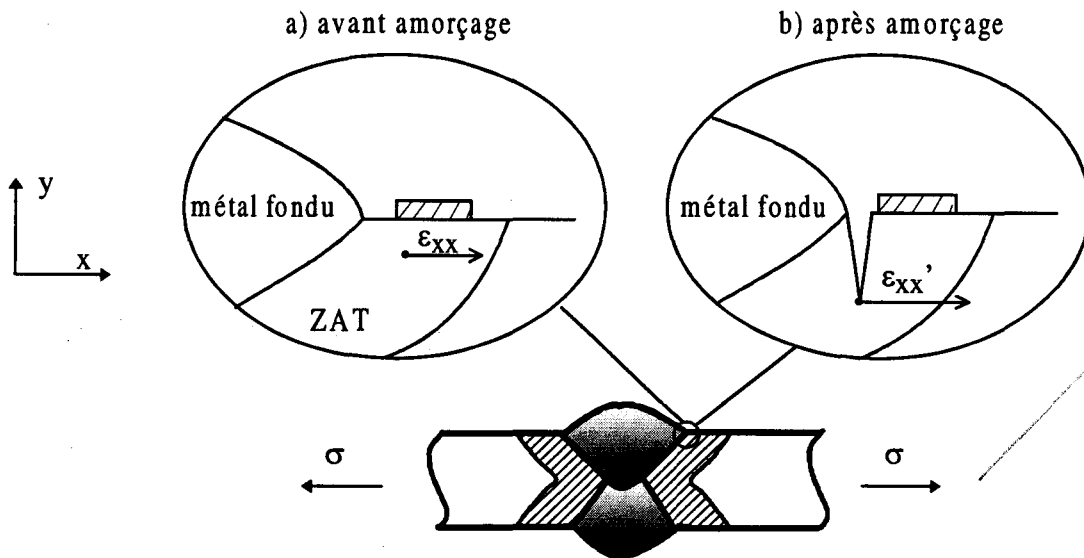


Fig. II - 35 : Mise en évidence de la diminution de la déformation sous la jauge suite à l'amorçage d'une microfissure

Comme pour la méthode précédente, on établit une courbe d'étalonnage exprimant la longueur de fissure a en profondeur en fonction de la dérive de la jauge la plus proche et donc la plus affectée par la fissuration. Cet étalonnage nécessite l'utilisation de techniques de marquage du front de fissure.

Dans le cas de joints soudés en T en E355 sollicités en flexion 4 points, JANOSCH et al [JAN92] ont obtenu la courbe suivante (Fig. II-36) :

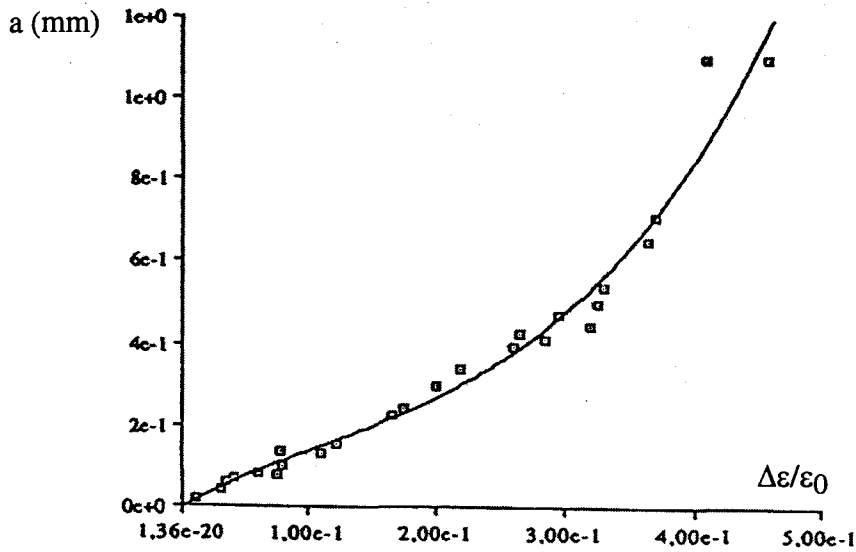


Fig. II - 36 : Courbe d'étalonnage de la méthode de détection par jauges dans le cas de joints soudés en T en flexion 4 points [JAN92]

Par cette méthode, ces auteurs ont pu détecter, pour cette sollicitation de flexion présentant un fort gradient de contraintes dans l'épaisseur de l'éprouvette, des fissures à partir d'une longueur de 50 μm en profondeur.

Il est permis de se demander si un tel seuil de sensibilité sera atteint dans notre cas d'éprouvettes soudées bout-à-bout sollicitées en traction.

II.3.3.1.3. Comparaison de la sensibilité des deux méthodes

Afin de comparer la sensibilité des deux méthodes, nous avons réalisé quelques essais de fatigue tant sur des éprouvettes brutes de soudage que sur des éprouvettes AR. Les éprouvettes étaient instrumentées de façon à mettre en œuvre simultanément les 2 techniques de détection et de suivi.

II.3.3.1.3.1. Instrumentation des éprouvettes

Dans le cas des éprouvettes brutes de soudage, nous avons d'abord meulé soigneusement 3 des 4 pieds de cordon avec une meule de forme afin de favoriser l'amorçage au niveau d'un pied de cordon côté 2^{ème} passe. Une série de 4 jauges VISHAY référencées WK-06-125AD-350, de surface de grille 9 mm², ont ensuite été collées sur la surface de l'éprouvette au plus près du pied de cordon non meulé (Fig. II-37). Pour le passage du courant continu pulsé, deux électrodes ont été soudées sur les têtes de l'éprouvette, tandis que, comme le montre aussi la figure II-37, deux électrodes sont disposées de part et d'autre du pied de cordon non meulé, pour la mesure de la tension par le suiveur de fissures. Ces électrodes n'ont pas été soudées par point directement sur le métal comme c'est habituellement le cas, mais nous avons tout d'abord collé une cosse-relais sur laquelle l'électrode a été soudée à l'étain. Ensuite la conductivité a été assurée par utilisation d'un vernis conducteur reliant cette électrode au métal environnant.

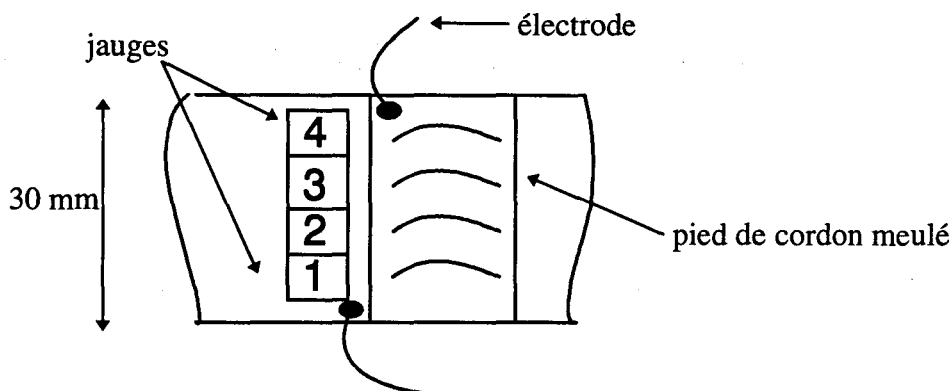


Fig. II - 37 : Schéma d'instrumentation sur éprouvette brute de soudage

Dans le cas de l'éprouvette arasée-rainurée, nous avons collé une même série de jauges à proximité immédiate de la rainure, et les électrodes ont été disposées comme l'indique la figure II - 38. Il est à noter que les éprouvettes AR que nous avons utilisées pour ces tests comparatifs présentent une largeur utile de 30 mm, soit le double de l'éprouvette définie en figure 12. En effet, lors de ces tests, nous n'avons pas encore complètement optimisé la géométrie finale des éprouvettes AR.

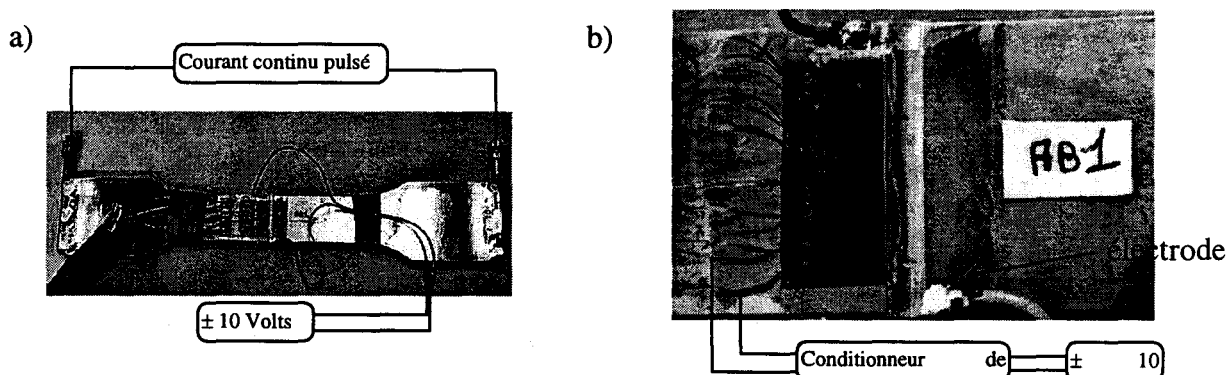


Fig. II - 38 : Détail de l'instrumentation d'une éprouvette AR par les deux techniques en simultanée

II.3.3.1.3.2. Conditionnement des signaux

L'équipement électronique de base de la machine de fatigue INSTRON permet, via une carte spécifique installée dans l'électronique de la machine, l'acquisition des paramètres suivants : charge (donnée par la cellule de charge), déplacement (donné par le capteur LVDT associé au vérin) et déformation (donnée par un éventuel extensomètre).

Nous avons du ajouter une carte électronique d'acquisition INSTRON DAU-133 pour permettre l'acquisition de données externes supplémentaires. La gestion complète de l'acquisition est gérée par le logiciel MAX 4.00.

Le nombre de voies d'acquisition est de 8, avec pour chacune des voies une fréquence d'acquisition maximale de 5 kHz. Les tensions d'entrée sont de ± 10 Volts.

La tension mesurée par le suiveur de fissures va donc monopoliser une des 8 voies de la carte DAU-133, tandis que 4 autres voies sont réservées à l'acquisition des 4 signaux des jauges de déformation.

Chaque jauge de déformation collée sur éprouvette est montée en demi-pont de Wheatstone, comme le montre la figure II-39, avec une jauge externe identique servant à la compensation thermique. La jauge de compensation est commune aux différentes voies de mesure.

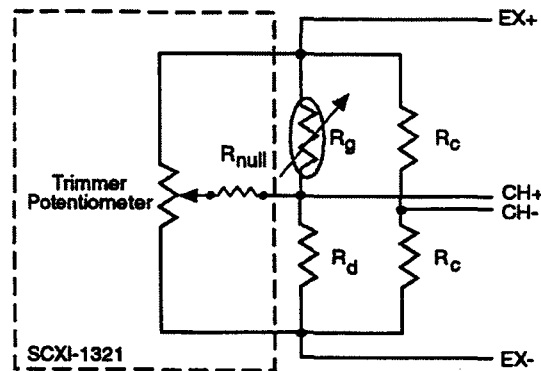


Fig. II - 39 : Schéma de câblage du demi-pont de Wheatstone pour chaque voie de mesure

En pratique, nous avons utilisé un conditionneur de jauges National Instruments, composé de modules SCXI 1321 permettant de compléter chaque demi-pont à l'aide de résistances internes de 350 Ω et de réaliser l'équilibrage du pont par l'intermédiaire de potentiomètres en façade.

Chaque pont est ainsi excité par une tension d'excitation de 3,333 V ($V_{EX+} - V_{EX-}$) et c'est la tension de sortie du point ($V_{mes} = V_{CH+} - V_{CH-}$) qui est mesurée.

La déformation ϵ mesurée par la jauge s'écrit alors :

$$\epsilon = \frac{-4 \cdot V_r}{GF \cdot (1 + 2 \cdot V_r)} \quad \text{avec GF : facteur de jauge } (\approx 2)$$

$$\text{et } V_r = \frac{V_{mes} - V_0}{3,333}, \quad V_0 \text{ étant la tension à vide du pont}$$

II.3.3.1.3.3. Résultats des essais de fatigue

Des essais de fatigue (tableau II-5), ont été réalisés sur une éprouvette brute de soudage repérée AC5 et sur 2 éprouvettes arasées-rainurées AB1 et AB2.

repère d'éprouvette	condition	$\Delta\sigma_N$ (MPa)	Nr (cycles)
AC5	brute de soudage	250	436200
AB1	arasée-rainurée	400	30722
AB2	arasée-rainurée	400	97769

Tableau II - 5 : Résultats des essais de fatigue

Périodiquement, les signaux cycliques des 4 jauges et la tension de sortie du suiveur de fissures ont été échantillonnés à une fréquence d'acquisition toujours supérieure à 111 Hz de façon à assurer un nombre suffisant de points d'acquisition par cycle. Seules les valeurs crêtes ont été enregistrées.

La fréquence d'acquisition adoptée au niveau de la carte d'acquisition est un multiple de la fréquence d'essai de façon à éviter tout problème de coupure en fréquence.

Les figures II-40, II-41 et II-42, comparent, respectivement pour l'éprouvette brute de soudage AC5 et les éprouvettes arasées-rainurées AB1 et AB2, l'évolution de la réponse du suiveur de fissures et celle des valeurs maximales des signaux des 4 jauges de déformation en fonction du nombre de cycles.

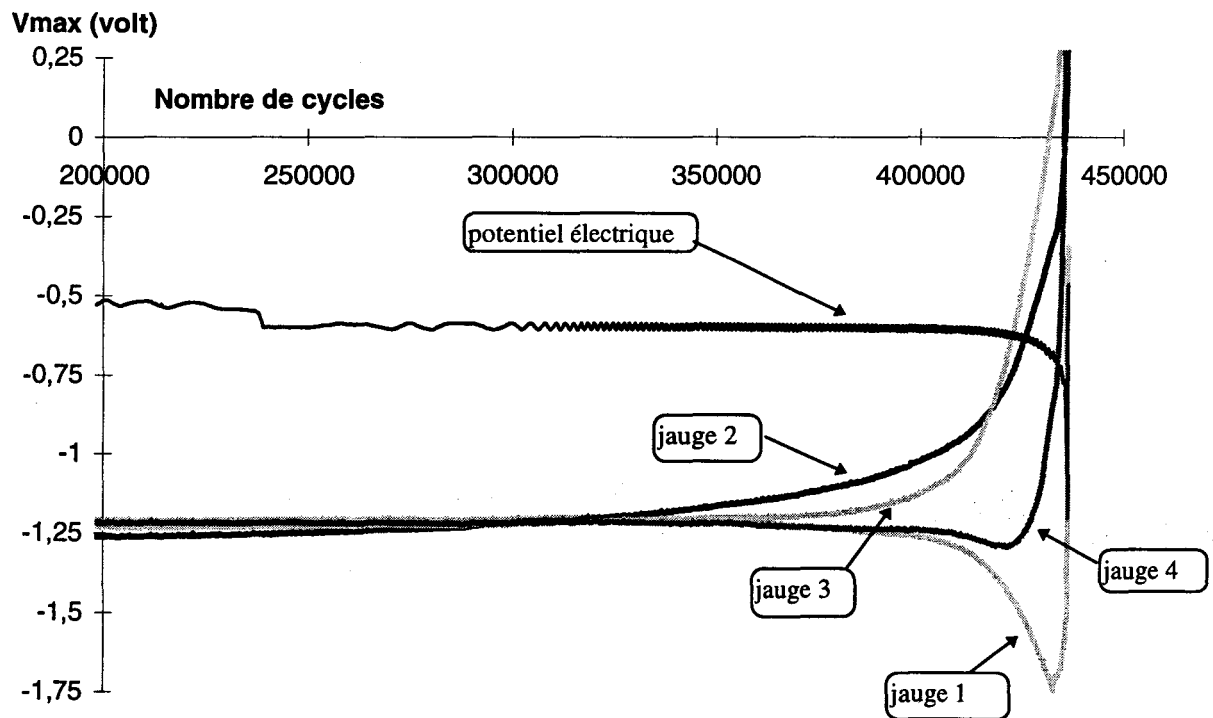


Fig. II - 40 : Comparaison de la dérive des signaux de jauges et du potentiel électrique pour l'éprouvette brute AC5

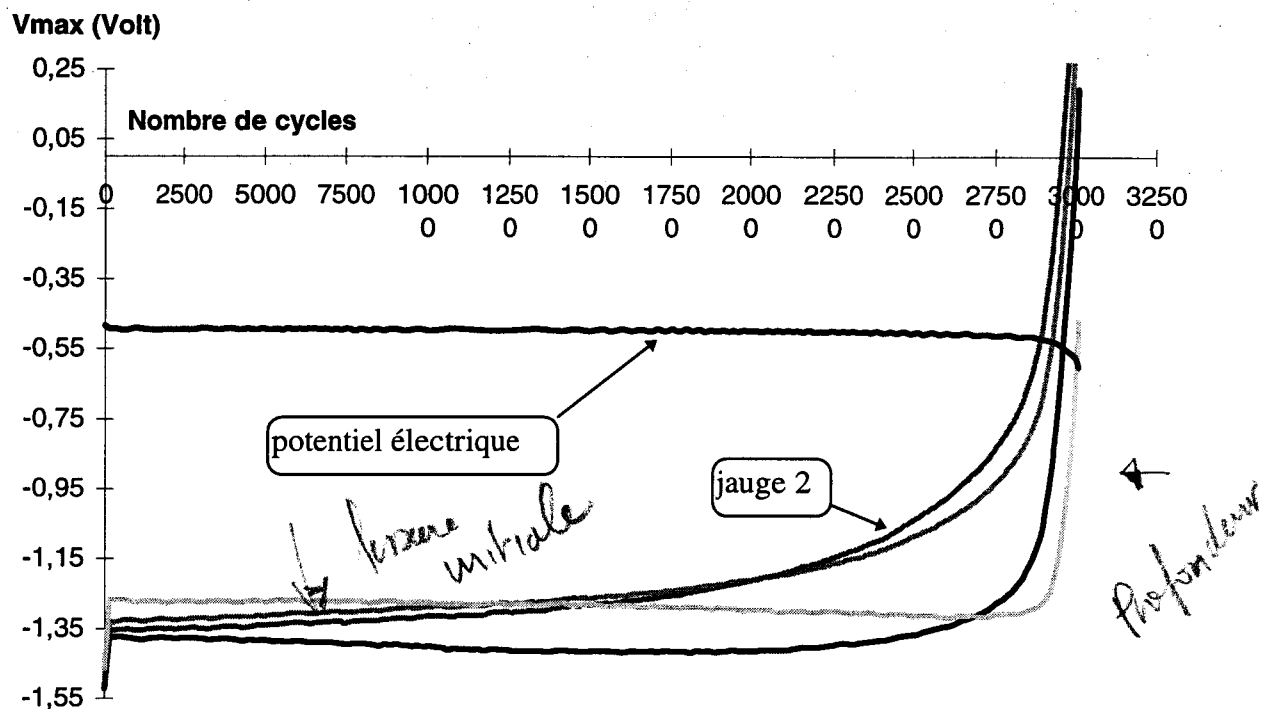


Fig. II - 41 : Comparaison de la dérive des signaux de jauges et du potentiel électrique pour l'éprouvette AR AB1

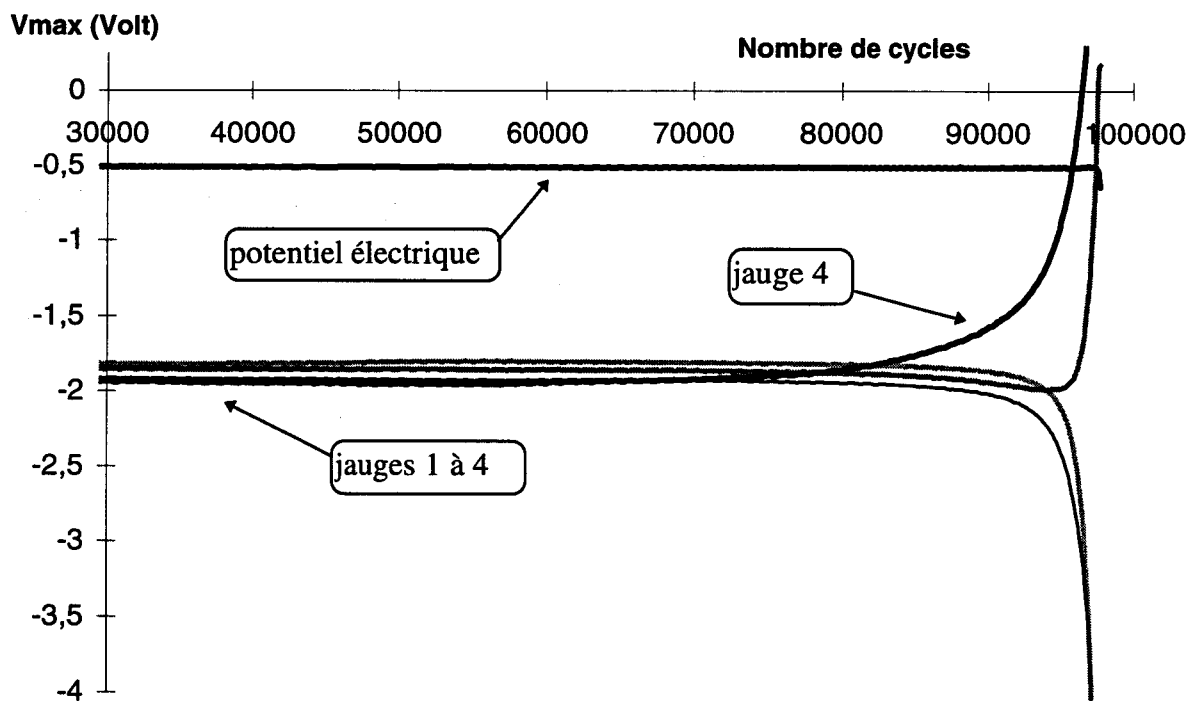


Fig. II - 42 : Comparaison de la dérive des signaux de jauges et du potentiel électrique pour l'éprouvette AR AB2

On constate sur ces trois figures que suite à l'amorçage d'une fissure, les réponses des jauges évoluent beaucoup plus rapidement au cours du cyclage que la réponse du suiveur de fissure par

potentiel électrique. On peut évaluer à presque un facteur 2 le rapport entre les nombres de cycles où les deux méthodes affichent une dérive significative.

Par exemple, pour l'éprouvette brute AC5 (Fig. II-40), le potentiel électrique ne dérive franchement qu'à partir d'environ 420000 cycles (pour une durée de vie de l'éprouvette de 436000 cycles, tandis que la jauge 2 commence à se décharger dès 230000 cycles et se décharge de plus en plus fort jusqu'à la rupture. La jauge 3 suit la même évolution mais seulement après 370000 cycles. Au contraire, les jauges 1 et 4 commencent par effectuer un changement plus conséquent, puis la jauge 4 se décharge assez rapidement jusqu'à la rupture, alors que la jauge 1 continue à se charger avant de se décharger très rapidement juste avant la rupture brutale.

L'examen du faciès de rupture permet de comprendre les évolutions des signaux de ces différentes jauges (Fig. II-43). La fissure s'est amorcée face à la jauge 2, puis s'est propagée en surface vers la jauge 3 et en profondeur. Le front de fissure qui grandit progressivement se déplace vers la jauge 4, et moins rapidement vers la jauge 1. Enfin la rupture finale de l'éprouvette, très ductile, touche ses deux extrémités, mais surtout celle du côté de la jauge 1.

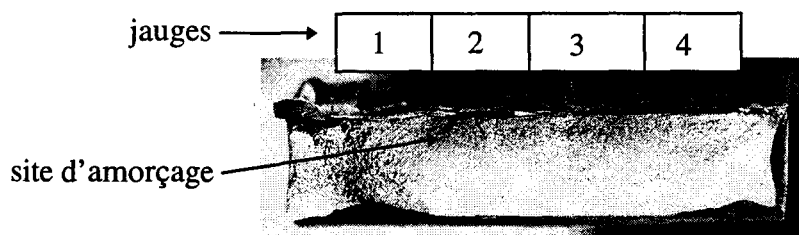


Fig. II - 43 : Faciès de rupture de l'éprouvette AC5 en relation avec la position des jauges

II.3.3.1.4. Conclusion

Parmi les diverses méthodes de détection décrites dans la littérature, nous avons choisi de retenir soit la méthode du potentiel électrique, soit la méthode des jauges ou microjauge de déformation.

Ce choix était conditionné par le coût d'utilisation de ces méthodes, la disponibilité du matériel et l'expérience du laboratoire.

Nous avons testé ces deux méthodes en simultanément, et ce sur nos deux types d'éprouvettes de fatigue. Les résultats montrent que suite à l'amorçage et à la propagation d'une fissure, les signaux de jauges dérivent beaucoup plus rapidement que le signal du potentiel électrique.

Il aurait été cependant possible d'augmenter la sensibilité de la méthode du potentiel électrique en disposant sur l'éprouvette une série de paires d'électrodes disposées en vis-à-vis par rapport à la zone d'amorçage potentiel. Mais il aurait été impossible de coller les jauges au plus près du pied de cordon non meulé dans le but de réaliser un essai comparé de la sensibilité des deux méthodes.

En définitive, c'est la méthode des jauges de déformation qui a été retenue et utilisée dans la suite pour tous les essais.

Cependant, une étape d'étalonnage précise est nécessaire pour évaluer la sensibilité de la méthode et pour savoir si cette méthode est capable de détecter des fissures courtes (cf. chapitre suivant).

Dans cette optique, nous utiliserons des chaînettes de 8 jauges de référence : PA 06 100 ESA 350 option F, conçues sur mesure par SEEA pour instrumenter les futures éprouvettes non arasées (Fig. II-44). La surface de grille pour chaque jauge de la chaînette est de 6,45 mm². L'entraxe entre jauges est de 3,5 mm.

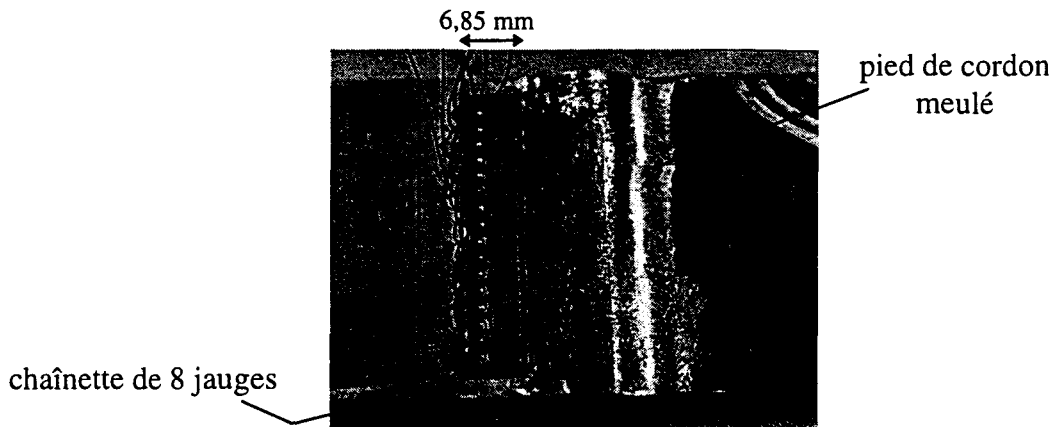


Fig. II - 44 : Instrumentation du seul pied de cordon non-meulé côté 2^{ème} passe avec une chaînette de 8 jauges

II.3.4. Technique des répliques plastiques appliquée aux éprouvettes AR

Pour les éprouvettes AR destinées à l'analyse du rôle de la microstructure sur le processus de fissuration, nous avons décidé d'utiliser une technique qui nous semble particulièrement adaptée à la détection de l'amorçage et au suivi de la propagation en surface des fissures de fatigue. Il s'agit de la technique des répliques plastiques.

Cette technique semble de plus tout-à-fait compatible avec la géométrie de la rainure des éprouvettes AR.

La procédure expérimentale consiste à effectuer pour chaque éprouvette testée, une série d'empreintes du fond de la rainure prises au fur et à mesure du cyclage.

Lors de chaque arrêt de l'essai de fatigue, on applique à l'éprouvette la charge maximale du cycle de façon à maintenir ouvertes les fissures éventuelles. On dépose alors dans la rainure une dose convenable d'acétone et on applique une feuille d'acétate de dimensions adéquates (Fig. II-45). Après un maintien de quelques dizaines de secondes, on retire délicatement la réplique.

Par précaution, nous doublerons systématiquement la prise de réplique.

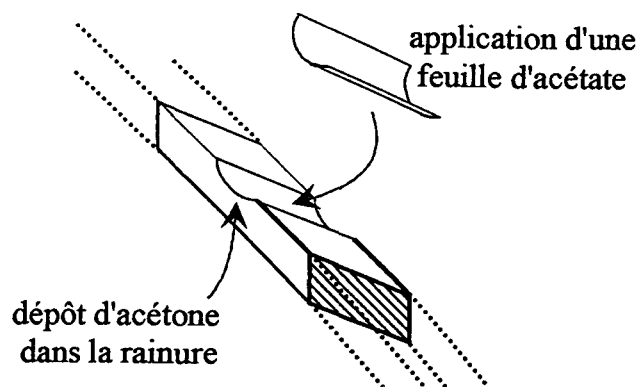


Fig. II - 45 : Application d'une réplique dans la rainure d'une éprouvette AR

***CHAPITRE III : ETUDE EXPERIMENTALE ET
INTERPRETATION***



SOMMAIRE

III. ETUDE EXPERIMENTALE ET INTERPRETATION	III-3
III.1. Courbes de Woehler à rupture	III-3
III.1.1. Condition brute de soudage	III-3
III.1.2. Condition arasée-rainurée	III-7
III.1.3. Influence de la qualité de la soudure	III-9
III.1.4. Comparaison des courbes de Woehler	III-11
III.2. Influence de la microstructure bainitique sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes	III-14
III.2.1. Amorçage et propagation des fissures courtes	III-14
III.2.1.1. Utilisation de la technique des répliques	III-14
III.2.1.2. Observations des répliques	III-15
III.2.1.2.1. Localisation du site d'amorçage	III-15
III.2.1.2.2. Exemples de suivi en propagation	III-17
III.2.1.2.3. Influence du niveau de chargement	III-20
III.2.1.2.4. Evolution de l'endommagement et des vitesses de propagation en surface	III-21
III.2.1.2.5. Propagation des fissures en surface	III-26
III.2.1.1. Analyse des coupes transverses	III-30
III.2.1.1.1. Nickelage et découpe des échantillons	III-30
III.2.1.1.2. Propagation des fissures en profondeur	III-32
III.2.2. Modélisation de la cinétique de propagation des fissures en ZAT	III-35
III.2.2.1. Identification des paramètres des modèles de propagation	III-35
III.2.2.2. Prédiction des courbes de Woehler à rupture et à l'amorçage	III-37
III.2.3. Conclusions	III-40
III.3. Définition d'un critère d'amorçage dans le cas des éprouvettes brutes de soudage	III-43
III.3.1. Etalonnage de la réponse des jauges	III-43
III.3.1.1. Techniques de marquage	III-43
III.3.1.1.1. Marquage par surcharge	III-43
III.3.1.1.2. Marquage par fragilisation à basse température	III-44
III.3.1.1.3. Marquage par brunissage	III-45
III.3.1.1.4. Conclusion	III-45
III.3.1.2. Courbe d'étalonnage	III-45
III.3.1.3. Evolution de la forme du front de fissure	III-50
III.3.2. Choix d'un critère d'amorçage	III-53
III.3.3. Courbe de Woehler à l'amorçage	III-54
III.4. Conclusions	III-55

III. ETUDE EXPERIMENTALE ET INTERPRETATION

Ce chapitre qui présente l'ensemble des essais de fatigue menés sur les deux types d'éprouvettes décrits précédemment est divisé en 3 parties. Dans la première partie nous présentons et comparons les courbes de Woehler à rupture pour les éprouvettes brutes de soudage et arasées-rainurées. La seconde partie est axée sur la mise en évidence de l'influence de la microstructure des sites d'amorçage sur la propagation des fissures courtes par le biais des essais sur éprouvettes AR. Enfin et à partir de ces résultats, la dernière partie est consacrée à l'étalonnage de la méthode des jauges utilisée sur éprouvettes brutes et à la définition d'un critère d'amorçage.

III.1. Courbes de Woehler à rupture

III.1.1. Condition brute de soudage

Dans le cas brut de soudage, 4 niveaux de variation de contrainte nominale (250, 275, 333 et 400 MPa) ont été choisis pour décrire correctement la courbe de Woehler, avec un nombre de 4 essais par niveau.

Le tableau III-1 résume les durées de vie obtenues pour la condition brute de soudage et précise les sites d'amorçage. Etant donné que les éprouvettes brutes de soudage sont instrumentées par une chaînette de 8 jauges, nous avons au préalable meulé soigneusement 3 des 4 pieds des cordons de soudure endroit et envers afin de localiser l'amorçage au niveau du seul pied de cordon instrumenté (côté 2^{ème} passe).

Repère d'éprouvette	$\Delta\sigma_N$ (MPa)	N_R	Site d'amorçage
AD2	200	2936415	non rupture, essai interrompu
AC1	250	998600	métal fondu
AC2	250	702000	pied de cordon non meulé 2ème passe
AC4	250	900794	pied de cordon meulé 1ère passe
AC5	250	436200	pied de cordon non meulé 2ème passe
AE2	250	2500000	non rupture, essai interrompu
AD4	250	3244644	non rupture, essai interrompu
AE6	275	2100000	non rupture, essai interrompu
AH1	275	569708	pied de cordon non meulé 2ème passe
AH4	275	621986	pied de cordon non meulé 2ème passe
AD3	333	322752	pied de cordon non meulé 2ème passe
AD4	333	246207	pied de cordon meulé 2ème passe
AD5	333	262000	pied de cordon non meulé 2ème passe
AE3	333	248824	pied de cordon non meulé 2ème passe
AC6	333	254944	pied de cordon non meulé 2ème passe
AE5	333	309482	pied de cordon non meulé 2ème passe
AE1	400	153366	pied de cordon non meulé 2ème passe
AH2	400	117197	pied de cordon meulé 2ème passe
AE4	400	132370	pied de cordon meulé 2ème passe
AE2	400	103000	pied de cordon non meulé 2ème passe

Tableau III - 1 : Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes brutes de soudage

La courbe de Woehler associée à ces résultats est donnée en figure III-1. On constate une dispersion relativement faible dans le domaine de l'endurance limitée, c'est-à-dire pour des niveaux de contrainte allant de 275 à 400 MPa, tandis que pour chaque niveau, au moins une rupture de l'assemblage soudé n'est pas localisée en pied de cordon laissé non meulé.

On observe alors soit un amorçage dans le pied de cordon meulé côté 2^{ème} passe, soit un amorçage dans le métal fondu. Dans le 1^{er} cas, on peut penser que la réduction de section et l'apparition de rayures superficielles suite à l'opération de meulage sont à l'origine de cette localisation. Dans le second cas, nous verrons au paragraphe III.1.3. que l'amorçage dans le métal fondu est lié à un manque de liaison entre les deux passes endroit et envers.

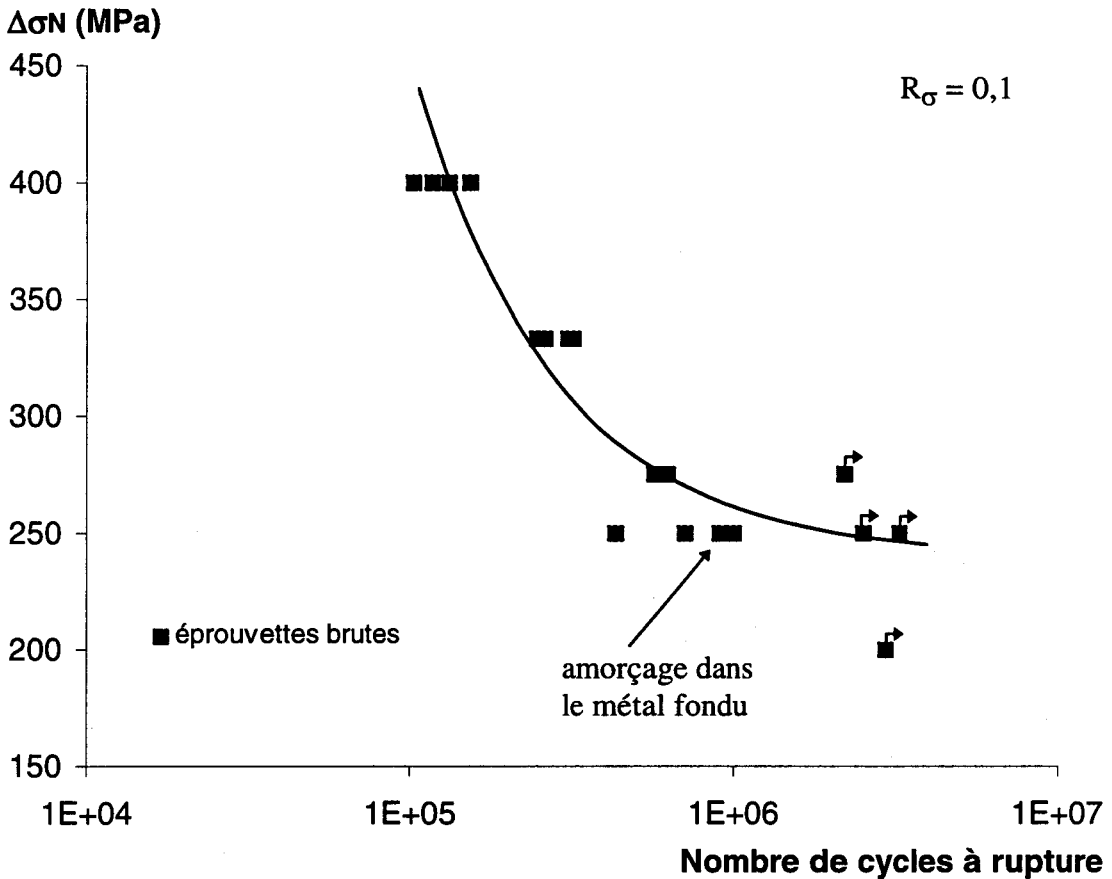


Fig. III - 1 : Courbe de Woehler à rupture pour la condition brutes de soudage

Le logiciel ESOPE utilisé au CRDM (Fig. III-2) nous permet d'ajuster les données expérimentales avec un modèle linéaire du type « Bastenaire simplifié », qui présente une asymptote horizontale correspondant à l'endurance illimitée. Le modèle de Bastenaire-simplifié s'écrit alors :

$$N_R = A / (\Delta\sigma - \Delta\sigma_D)$$

avec $A = 21,4 \cdot 10^6$

$\Delta\sigma_D = 240 \text{ MPa}$

La limite de fatigue $\Delta\sigma_D$ est ainsi estimée à 240 MPa (correspondant, en amplitude, à $\sigma_D = 120 \text{ MPa}$, soit environ 20% de la limite d'élasticité du métal de base) et la limite d'endurance conventionnelle à $2 \cdot 10^6$ cycles, $\Delta\sigma_{D \cdot 2 \cdot 10^6}$, est alors égale à 250 MPa.

Les courbes moyenne à 50 % de survie et d'équiprobabilité à 5 et 95 % de survie correspondant à ce modèle sont également tracées sur la figure III-2.

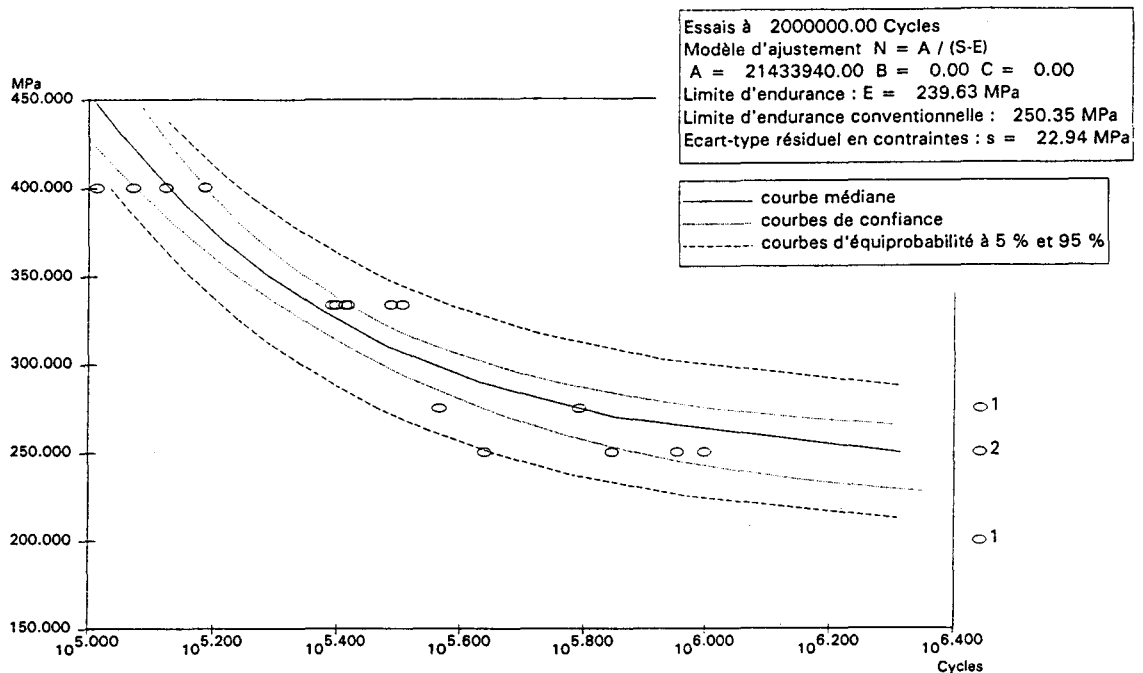


Fig. III - 2 : Modèle de « Bastenaire simplifié » probabilisé appliqué aux résultats sur éprouvettes brutes de soudage

Enfin, dans le domaine de l'endurance limitée (pour les points à rupture entre 250 et 400 MPa), nous avons également identifié par la méthode des moindres carrés, les coefficients du modèle de BASQUIN, qui s'écrit :

$$N_R = C.(\Delta\sigma)^{-m}$$

Nous avons obtenu $C = 1,1.10^{18}$ et $m = 4,98$. Cette valeur de l'exposant est très supérieure à la valeur classique de 3 donnée dans l'EUROCODE 3 pour l'ensemble des catégories de détails d'assemblages soudés, ce qui est un signe de la bonne qualité de l'assemblage soudé étudié ici.

Corrélation N_R - géométrie en pied de cordon

Certains auteurs (cf. chapitre I) ont établi des relations directes entre durées de vie à rupture et paramètres géométriques du cordon de soudure. Nous avons tenté d'établir le même type de corrélation dans le cas des éprouvettes brutes de soudage.

Pour les 3 niveaux de variation de contrainte 275, 300 et 400 MPa, nous avons exprimé les nombres de cycles à rupture en fonction des valeurs de rayon (Fig. III-3a) et d'angle (Fig. III- 3b) de raccordement mesurées par la méthode du plus petit rayon.

Les figures III-3a et III-3b montrent que le nombre de cycles à rupture dépend essentiellement de la variation de contrainte appliquée et non du paramètre géométrique considéré.

Aucune relation directe entre géométrie locale en pied de cordon et durée de vie n'est mise en évidence.

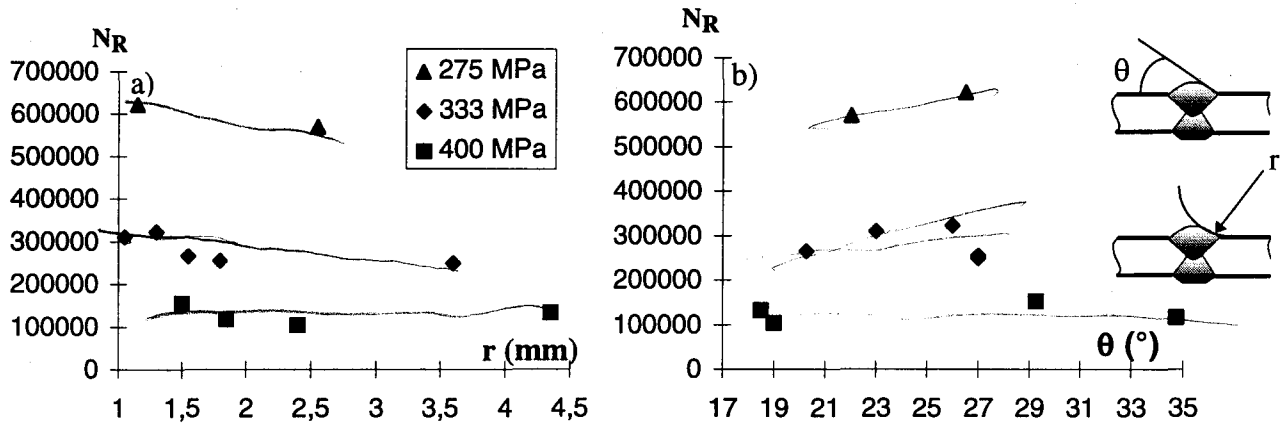


Fig. III - 3 : Expression de N_R en fonction de r (a) et θ (b) pour différents niveaux de variation de contrainte

Dans le cas des assemblages soudés bout-à-bout, on peut calculer le coefficient de concentration de contraintes en pied de cordon à partir des valeurs de rayon r et d'angle θ de raccordement, suivant la formulation proposée par LAWRENCE [LAW73] :

$$K_t = 1 + 0,27 \cdot (\tan(\theta))^{0,25} \cdot \left(\frac{e}{r}\right)^{0,5} \quad \text{avec } e, \text{ épaisseur de la tôle en mm.}$$

La figure III - 4 exprime le nombre de cycles à rupture en fonction du K_t ainsi calculé, pour les différents niveaux de chargement.

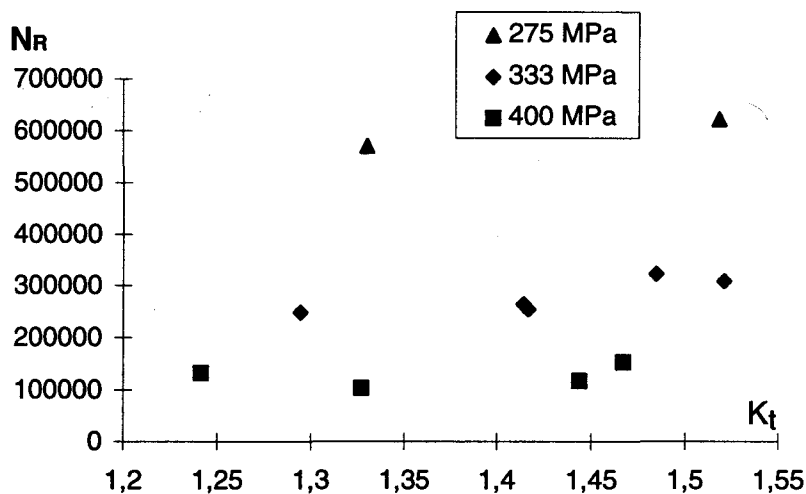


Fig. III - 4 : Nombre de cycles à rupture en fonction du coefficient théorique de concentration de contrainte calculé selon [LAW73], pour différents niveaux de variation de contrainte

On constate là encore que le nombre de cycles à rupture ne dépend pas de façon évidente du coefficient de concentration de contrainte calculé.

En conclusion, ces résultats ne permettent donc pas d'établir une corrélation directe entre le nombre de cycles à rupture et les paramètres géométriques locaux du pied de cordon (rayon, angle ou K_t qui en découle).

III.1.2. Condition arasée-rainurée

Pour la condition arasée-rainurée, le domaine de variation de contrainte exploré s'étend de 385 à 500 MPa.

Le tableau III-2 donne les durées de vie à rupture et précise le site d'amorçage pour chaque éprouvette AR.

Repère d'éprouvette	$\Delta\sigma_N$ (MPa)	Nombre de cycles à rupture	Site d'amorçage
AP3	350	3000000	non rupture, essai interrompu
AL2	385	975023	rainure, ZAT gros grains
AA5	400	3 308 913	non rupture, essai interrompu
AB1	400	30 722	métal fondu
AB6	400	3 000 000	non rupture, essai interrompu
AF3	400	218342	métal fondu
AF5	400	88125	métal fondu
AF6	400	84867	métal fondu
AP2	400	457400	rainure, ZAT gros grains
AL5	400	387607	rainure, ZAT gros grains
AB2	450	100 000	rainure, ZAT gros grains
AL3	450	185922	rainure, ZAT gros grains
AB6	500	49170	rainure, ZAT gros grains
AB4	500	56713	rainure, ZAT gros grains
AL1	500	68303	rainure, ZAT gros grains

Tableau III - 2 : Résultats des essais de fatigue sur éprouvettes arasées-rainurées

La courbe de Woehler correspondante est donnée en figure III-5.

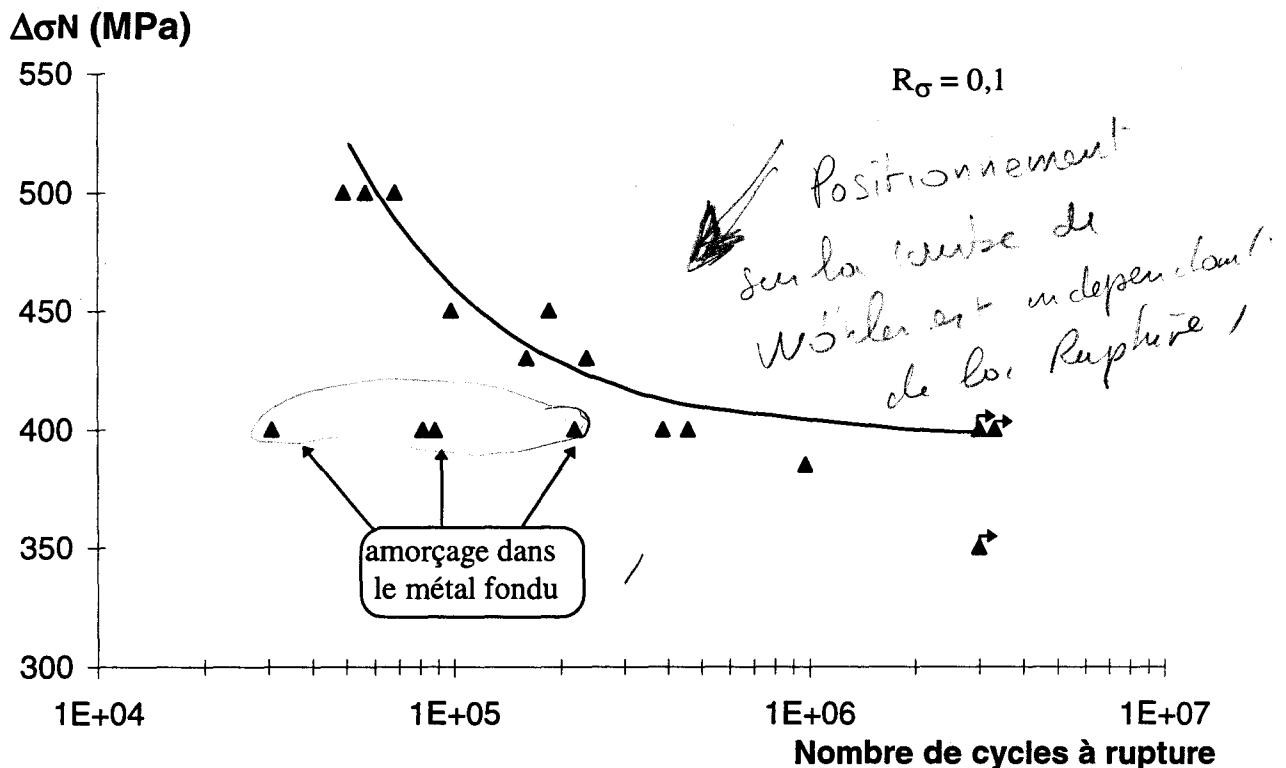


Fig. III - 5 : Courbe de Woehler à rupture des éprouvettes arasées-rainurées

Si on ne considère pas les 4 éprouvettes pour lesquelles les fissures de fatigue se sont amorcées dans le métal fondu, on voit que la dispersion est relativement faible dans le domaine de l'endurance limitée.

L'utilisation du logiciel ESOPE permet ici encore d'identifier les constantes du modèle de « Bastenaire-simplifié » qui s'écrit :

$$N_R = A / (\Delta\sigma - \Delta\sigma_D)$$

où $A = 6,3 \cdot 10^6$ et $\Delta\sigma_D = 392$ MPa.

La limite de fatigue $\Delta\sigma_D$ est ainsi estimée à 394 MPa et la limite d'endurance conventionnelle $\Delta\sigma_D \cdot 2.10^6$ est alors égale à 400 MPa (Fig. III-6).

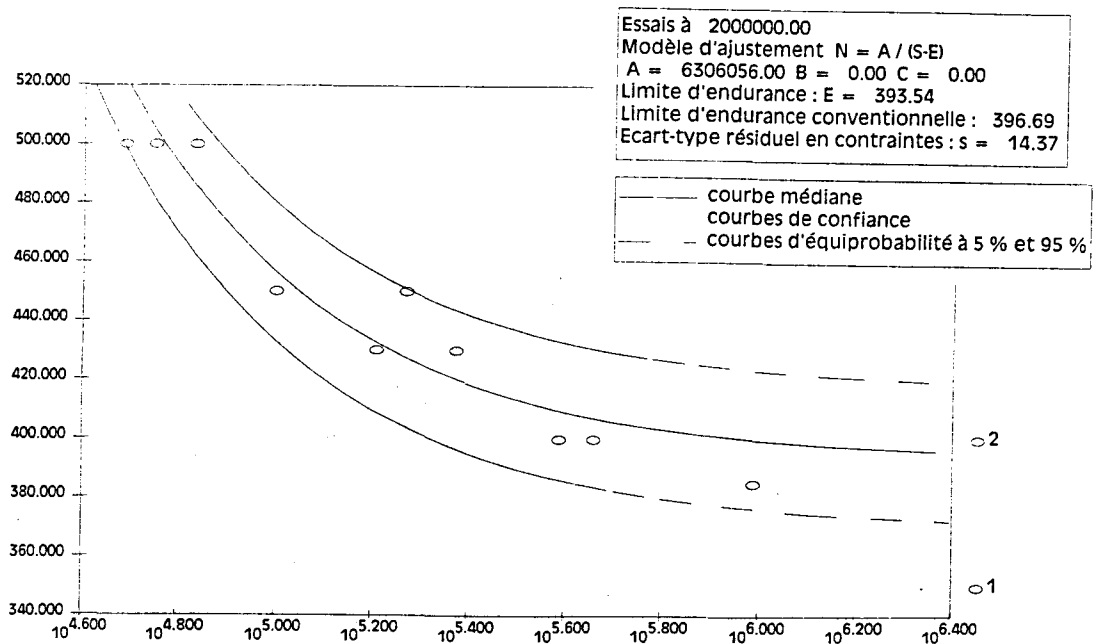


Fig. III - 6 : Modèle de « Bastenaire simplifié » probabilisé appliqué aux résultats sur éprouvettes AR

De même que pour la condition précédente, nous avons identifié les coefficients du modèle de Basquin dans le domaine de l'endurance limitée (points à rupture de 400 à 500 MPa), qui s'écrit :

$$N_R = C.(\Delta\sigma)^{-m}$$

Nous avons obtenu $C = 3,4 \cdot 10^{38}$ et $m = 12,53$. Même si cette géométrie d'éprouvette AR ne correspond à aucun détail soudé considéré dans l'EUROCODE 3, on peut tout de même estimer que cette valeur d'exposant est 4 fois supérieure à celle donnée classiquement pour les détails soudés les plus étudiés et se rapproche ici très nettement de celles couramment rencontrées pour les aciers de base sans soudure.

III.1.3. Influence de la qualité de la soudure

Nous avons constaté quelques cas de fissurations inattendues dans le métal fondu, donc à côté de la rainure ou du pied de cordon et ceci aussi bien avec une éprouvette brute de soudage (AC1) qu'avec des éprouvettes arasées-rainurées (AB1, AF3, AF5 et AF6). La figure III-7 montre un tel amorçage pour l'éprouvette AR repérée AF6. Il est à noter que 3 des 4 éprouvettes AR présentant ce défaut sont issues du même coupon soudé repéré AF.

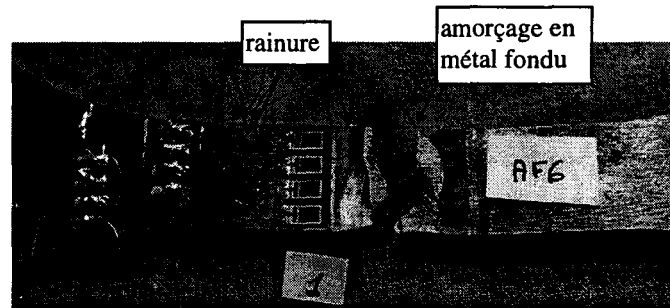


Fig. III - 7 : : Exemple de fissuration dans le métal fondu sur une éprouvette AR (AF6)

L'observation des faciès de rupture de ces éprouvettes (Fig. III-8) montre qu'il existe systématiquement une ligne d'amorçages multiples internes liés à la présence d'inclusions type silicates et oxydes, de même nature que ceux déjà constatés lors de l'analyse inclusionnaire du métal de base, mais en grande densité à mi-épaisseur.

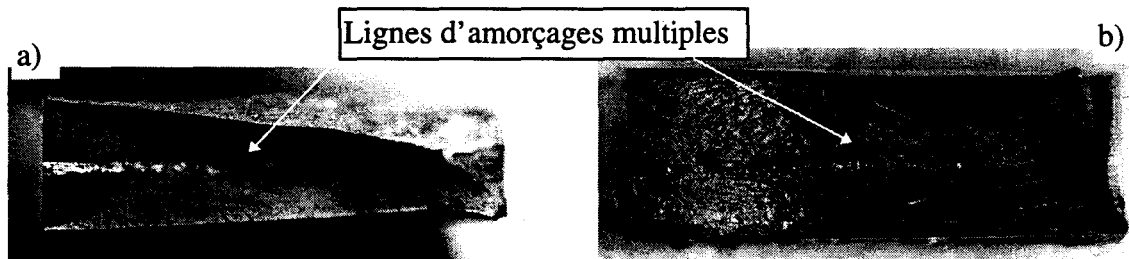


Fig. III - 8 : Faciès de rupture de l'éprouvette brute (AC1) et de l'éprouvette AR (AF6)

Toutes les éprouvettes restantes du coupon AF ont donc été envoyées pour un contrôle radiographique à l'Institut de Soudure (IS). Ce contrôle n'a mis en évidence aucun défaut interne, toutefois la limite minimale de détection de la technique mise en œuvre était de 100 μm .

Le faciès de rupture de l'éprouvette AF5 a été minutieusement examinée en microscopie optique et au MEB. On peut en tirer les conclusions suivantes :

- au niveau de la ligne d'amorçage, qui apparaît brillante en macroscopie, on observe de nombreux oxydes principalement de manganèse et de silicium de taille variant de 1,5 à 100 μm ,

inclusions

- ces oxydes sont situés à la limite du métal fondu et de la zone à gros grains de la ZAT à mi-épaisseur de cordon, expliquant ainsi les lignes d'amorçages internes observées (Fig. III-9),
- les cordons de soudure endroit et envers ne sont pas symétriques, cette dissymétrie pouvant être à l'origine d'une interpénétration incomplète des 2 passes (Fig. III-10),
- nous sommes en présence d'un défaut de soudage : manque partiel d'interpénétration entre les 2 passes à mi-épaisseur.

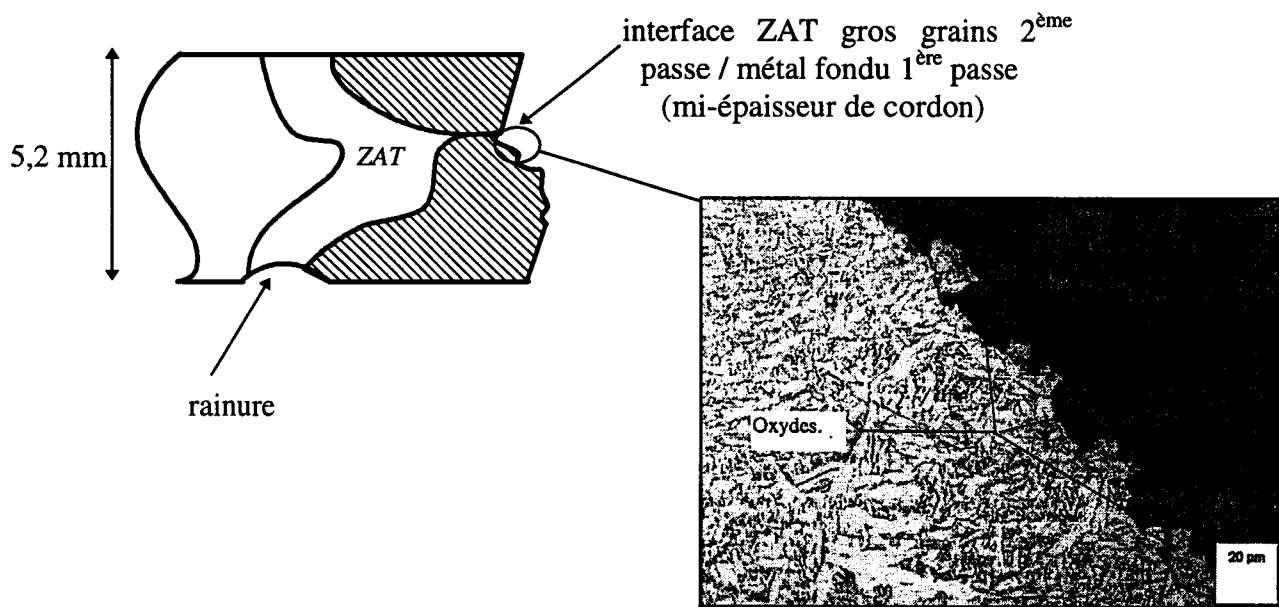


Fig. III - 9 : Oxydes à l'origine d'amorçages internes à mi-épaisseur de cordon

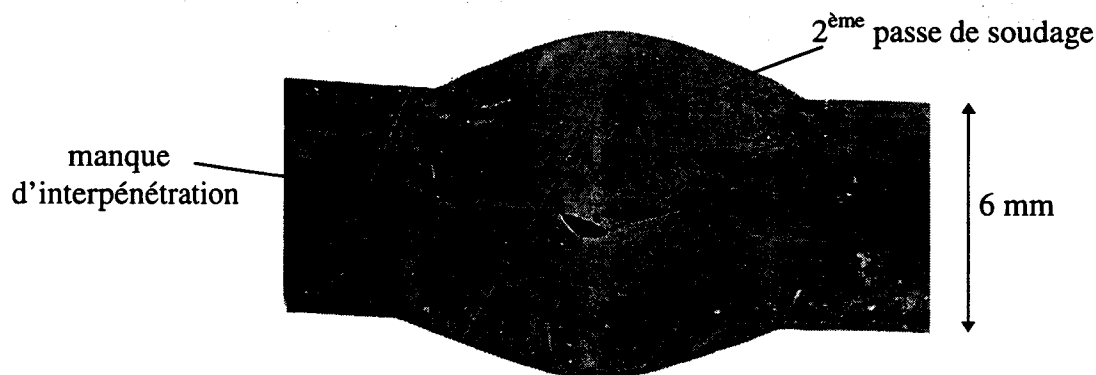


Fig. III - 10 : Manque d'interpénétration entre passes sur éprouvette brute

En conclusion, il apparaît que certains coupons n'ont pas été correctement soudés et que la rupture prématurée en fatigue constatée pour quelques éprouvettes est soit due à la présence d'oxydes de manganèse et de silicium associés à la présence de soufflures à la limite du métal fondu et de la ZAT à gros grains à mi-épaisseur de cordon, soit due à un manque d'interpénétration.

En conséquence, pour les coupons suivants, un contrôle systématique de la qualité des soudures et de la bonne interpénétration des passes a été effectué par radiographie X avant de procéder à tout nouvel essai de fatigue.

Ces analyses radiographiques n'ont pas indiqué de défauts particuliers sur le reste des éprouvettes brutes de soudage et arasées-rainurées.

Ce résultat n'est pas surprenant du fait de la petite taille des oxydes rencontrés. On voit que l'observation des exigences de la norme est en fait conditionnée par les limites des moyens de contrôle utilisés.

III.1.4. Comparaison des courbes de Woehler

Tous les résultats de fatigue ayant conduit à une rupture dans la ZAT sont reportés dans le même diagramme de Woehler en figure III - 11. La résistance en fatigue des conditions brute de soudage et arasée-rainurée y est comparée à celle du métal de base (données CRPC).

La courbe de Woehler à rupture du métal de base S550MC a été obtenue par ailleurs dans les mêmes conditions de sollicitation avec des éprouvettes plates de 4 mm d'épaisseur (longueur utile 30 mm, largeur utile 20 mm et rayon de raccordement 30 mm).

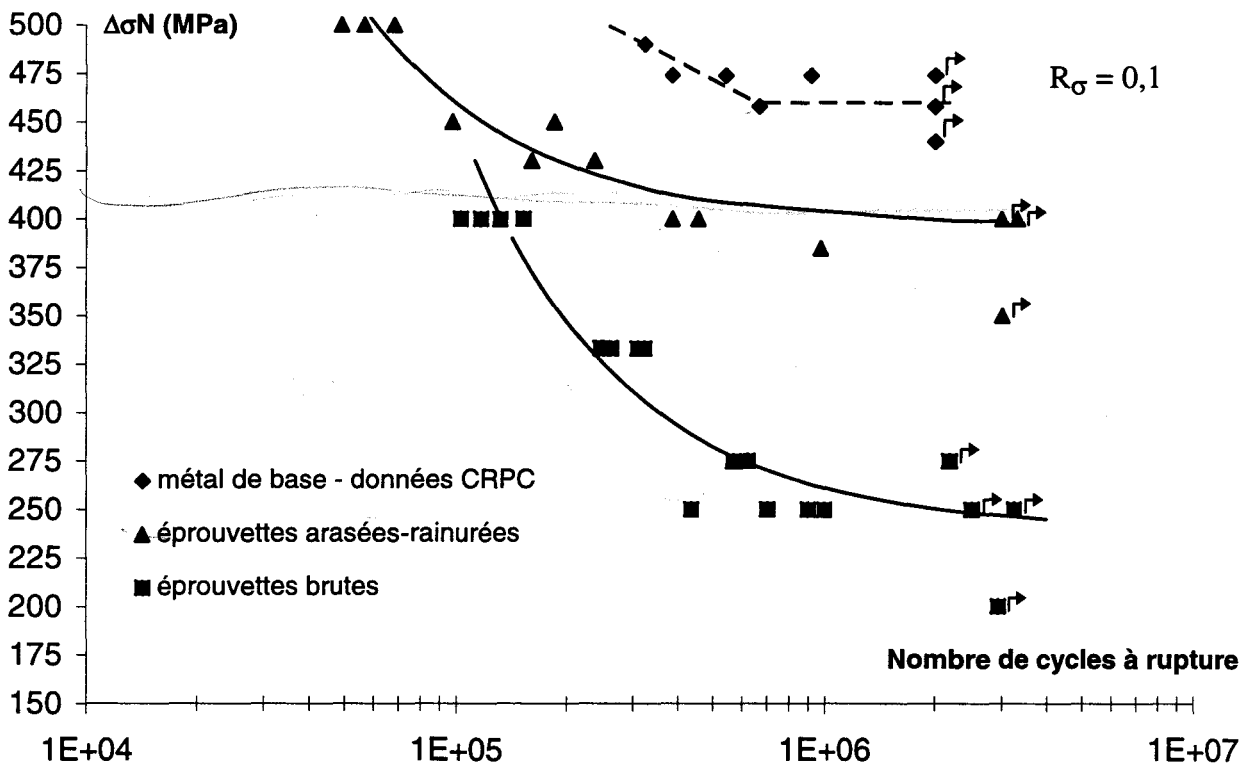


Fig. III - 11 : Comparaison des courbes de Woehler à rupture suivant le type d'éprouvette

La limite d'endurance conventionnelle $\Delta\sigma_D$ 2.10^6 du métal de base est à peu près égale à 450 MPa, soit presque le double de celle obtenue pour la condition brute de soudage de la présente étude (250 MPa). On constate d'autre part, que la limite d'endurance conventionnelle des éprouvettes AR (400 MPa) se rapproche fortement de celle du métal de base.

Dans le domaine de l'endurance limitée, on observe une accentuation de la pente de la droite de Basquin au fur et à mesure qu'on passe des éprouvettes brutes de soudage aux éprouvettes AR et au métal de base. La rupture à 5.10^5 cycles est obtenue pour une variation de contrainte de 280 MPa dans la condition brute de soudage, de 410 MPa dans la condition AR et de 475 MPa pour le métal de base.

Le tableau III-3 résume les données importantes à considérer dans la comparaison des différentes conditions étudiées.

Condition	microstructure du site d'amorçage	$\sigma_{rés}$ en surface du site d'amorçage (MPa)	géométrie locale du site d'amorçage (K_t)
métal de base	ferrito-bainitique	non-mesuré	1
arasée-rainurée	ZAT gros grains dans la rainure, bainitique	-350	$K_t = 1,4$ (E.F.)
brute de soudage	pied de cordon 2 ^{ème} passe en ZAT gros grains, bainitique	-300 <i>reste en compression</i>	$K_t \approx 1,5$ (plus petit rayon)

Tableau III - 3 : Résumé des données d'influence pour les différentes conditions étudiées

La présence du cordon de soudure induit pour les éprouvettes brutes un coefficient théorique de concentration de contraintes de l'ordre de 1,5 et des microdéfauts en pied de cordon, microdéfauts qu'il est difficile de caractériser même par la méthode du plus petit rayon. Dans le cas des éprouvettes AR, le coefficient théorique de concentration de contrainte est égale à 1,4 en fond de rainure. Dans le cas du métal de base, la longueur des éprouvettes testées est suffisamment grande pour éviter tout effet géométrique de concentration de contrainte dans la partie utile.

Les mesures de contraintes résiduelles faites au niveau des sites d'amorçage sur éprouvette brute et sur éprouvette AR montrent qu'on a sensiblement le même niveau de contrainte en compression. Dans le cas du métal de base, on suppose que les contraintes résiduelles (qui n'ont pas été mesurées) introduites par l'usinage sont négligeables.

Les sites d'amorçage relatifs aux éprouvettes brutes et AR présentent le même type de microstructure bainitique de ZAT à gros grains pour laquelle la taille de l'ancien grain γ est d'environ 80-100 μm , contrairement au cas du métal de base de nature ferrito-bainitique à grains fins dont la taille est de l'ordre de 5 μm .

On observe donc que, malgré la présence de contraintes résiduelles de compression, le comportement en fatigue des éprouvettes brutes et des éprouvettes AR est moins bon que dans le cas du métal de base. Ceci est à relier aux effets combinés des concentrations de contrainte liées aux facteurs géométriques aux sites d'amorçage, ainsi qu'à leur microstructure.

MB
Bien que l'amorçage se produise dans la même microstructure bainitique, le moins bon comportement des éprouvettes brutes comparé aux éprouvettes AR est relatif à un effet de concentration de contrainte plus important en pied de cordon lié à la forme locale du pied de cordon et à la présence de microdéfauts.

Il faut attirer l'attention sur le fait qu'il n'y a ici qu'un facteur 1,8 entre les limites de fatigue conventionnelles du métal de base et de la condition brute de soudage. Ce faible écart met en évidence la très bonne qualité du soudage (hormis les cas critiques internes évoqués plus haut)

qui conduit à une microgéométrie en pied de cordon très douce et à un champ de contraintes résiduelles de compression (ce qui n'est généralement pas le cas dans d'autres conditions de soudage industrielles).

Il faudra s'en souvenir lors de l'appréciation ultérieure de l'amélioration apportée par tel ou tel traitement de parachèvement proposé. La marge du gain potentiel est telle qu'il sera impossible d'obtenir ici des gains de 100, 150 %, voire plus, comme on l'a vu parfois dans la littérature.

III.2. Influence de la microstructure bainitique sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes

Ce paragraphe est composé de 2 parties. La 1^{ère} partie met en évidence les paramètres microstructuraux qui influent sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes. La seconde porte sur la modélisation de la cinétique de propagation et la prédiction de la tenue en fatigue pour la condition arasée-rainurée.

III.2.1. Amorçage et propagation des fissures courtes

L'étude de l'influence de la microstructure bainitique de la ZAT à gros grains sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes a été menée, sur éprouvettes AR, grâce à la mise en œuvre de la technique des répliques plastiques et par l'observation de coupes métallographiques transversales.

III.2.1.1. Utilisation de la technique des répliques

La technique des répliques plastiques a été mise en œuvre sur 3 éprouvettes AR, sollicitées de façon séquentielle jusqu'à rupture respectivement sous une variation de contrainte de 430, 450 ou 500 MPa, de façon à couvrir au mieux le domaine de l'endurance limitée. Le niveau de 500 MPa, appelé dans la suite niveau haut, correspond à une durée de vie de l'ordre de 50000 cycles (donc proche du domaine de la fatigue oligocyclique). Le niveau de 430 MPa, appelé dans la suite niveau bas, a conduit à une rupture pour 235000 cycles.

Le tableau III-4 résume les conditions de prises de répliques pour ces trois essais de fatigue interrompus. Chaque prise de réplique est effectuée sur toute la longueur de la rainure (15 mm), l'opération étant en général doublée par précaution. A chaque interruption du cyclage, l'éprouvette est maintenue en traction sous la contrainte maximale du cycle, de façon à maintenir ouvertes les microfissures présentes.

A noter que le fond de rainure des éprouvettes AQ6 et AP4 avait au préalable subi une attaque au Nital pour révéler la microstructure.

repère d'éprouvette	état du fond de rainure	$\Delta\sigma_N$ (MPa)	nombre d'interruptions de l'essai	nombre de cycles pour la 1 ^{ère} prise de répliques	nombre de cycles entre 2 prises de répliques	N_R (cycles)
AQ6	révélé par nital 4	430	31	20000	5000/10000	235000
AL3	non révélé	450	17	10000	10000	180000
AP4	révélé par nital 4	500	36	5000	1000	60000 (Bastenaire)

Tableau III - 4 : Conditions de prises de répliques sur éprouvettes AR

Au niveau de contrainte de 500 MPa, l'essai de fatigue a été volontairement interrompu à 40000 cycles de façon à « figer » les fissures de fatigue dans leur croissance. Cependant le nombre de cycles à rupture peut être estimé à 60000 cycles d'après la loi de Bastenaire précédemment identifiée.

III.2.1.2. Observations des répliques

Chaque réplique est protégée par des lames de verre, puis est observée au microscope optique à l'aide d'un miroir.

III.2.1.2.1. Localisation du site d'amorçage

L'attaque au Nital, effectuée sur les éprouvettes testées aux niveaux haut et bas, permet encore de confirmer que l'amorçage des fissures de fatigue se fait majoritairement dans la ZAT à gros grains près de la ligne de fusion. C'est ce que montre la figure III-12, sur laquelle le métal fondu apparaît plus sombre, obtenue à partir d'une réplique prise à 72 % de la durée de vie sur l'éprouvette AP4 cyclée à $\Delta\sigma_N = 500$ MPa.

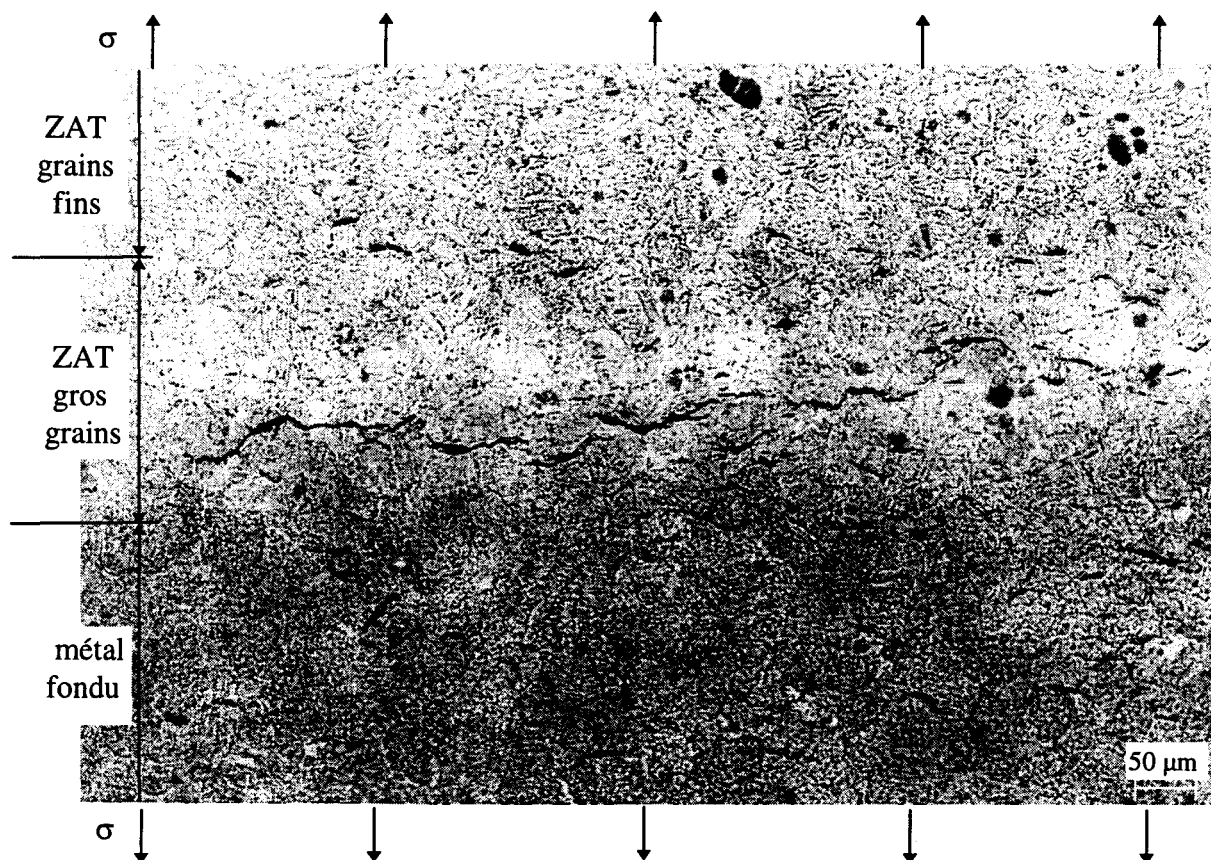


Fig. III - 12 : Prise de réplique à 72 % de N_R sur éprouvette AR testée à $\Delta\sigma_N = 500$ MPa

Pour ce haut niveau de chargement, on observe une multi-fissuration et l'endommagement par fatigue est réparti de façon assez homogène sur toute la longueur de la rainure (15 mm). L'amorçage et la propagation en surface des fissures se produisent selon une direction globalement perpendiculaire à l'axe de sollicitation.

La majeure partie des microfissures observées se sont amorcées dans la ZAT gros grains, tandis que seules quelques unes sont présentes dans la ZAT grains fins. Il faut rappeler que le fond de la rainure de profil assez doux ($K_t = 1,4$) correspond à la ZAT grains fins. Le multi-amorçage préférentiel observé en ZAT gros grains n'est donc pas imputable à un effet de géométrie, mais bien à un effet de microstructure, et peut-être à un effet de taille de grain dans cette microstructure. Les photos présentées en figures III-13 et III-14 montrent les toutes premières fissures observées respectivement à 16% de N_R pour l'éprouvette AP4 et à 38% de N_R pour

l'éprouvette AQ6. Leurs longueurs en surface sont respectivement 30 et 34 μm . Sur ces répliques qui reproduisent fidèlement la microstructure (c'est surtout vrai pour l'éprouvette AP4, pour laquelle nous avons obtenu sur toutes les répliques la meilleure qualité de reproduction de la microstructure), nous pouvons observer que ces fissures se sont amorcées préférentiellement dans les paquets de lattes de bainite orientées en surface perpendiculairement à l'axe de sollicitation, en suivant des alignements de carbures ou composés MAC.

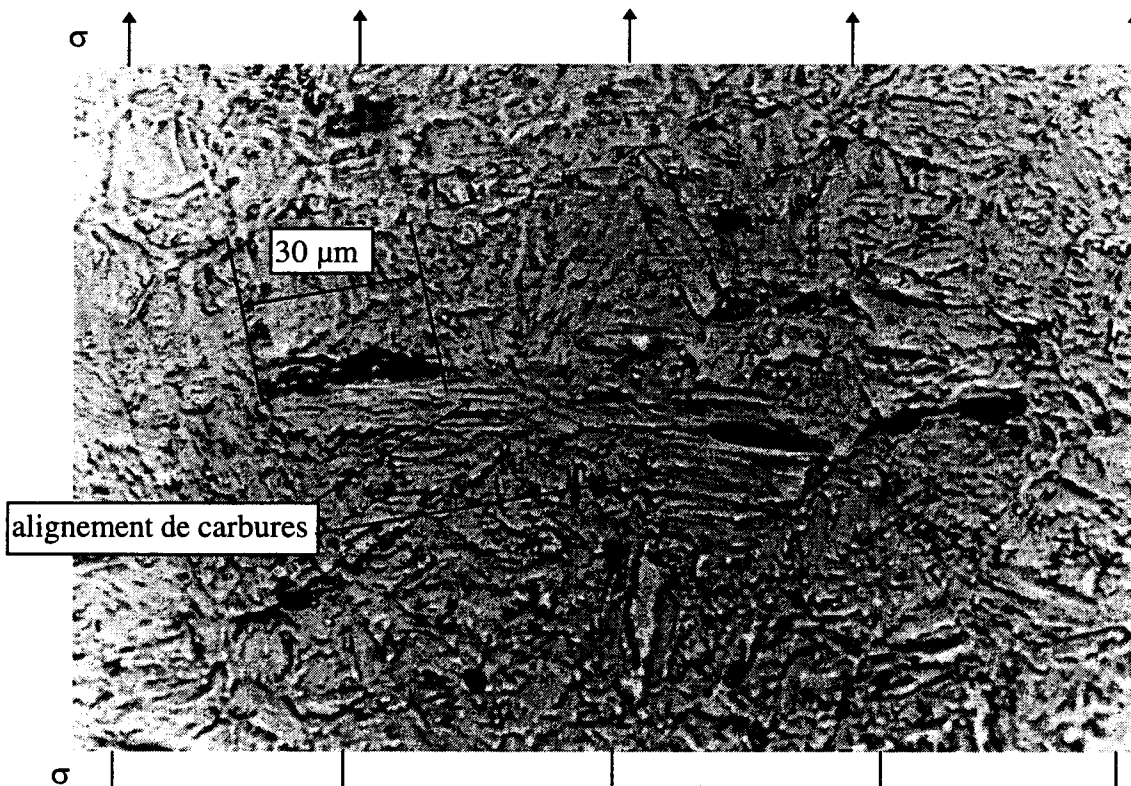


Fig. III - 13 : Amorçages multiples dans les paquets de lattes orientés à 90° par rapport à l'axe de sollicitation sur éprouvette AP4

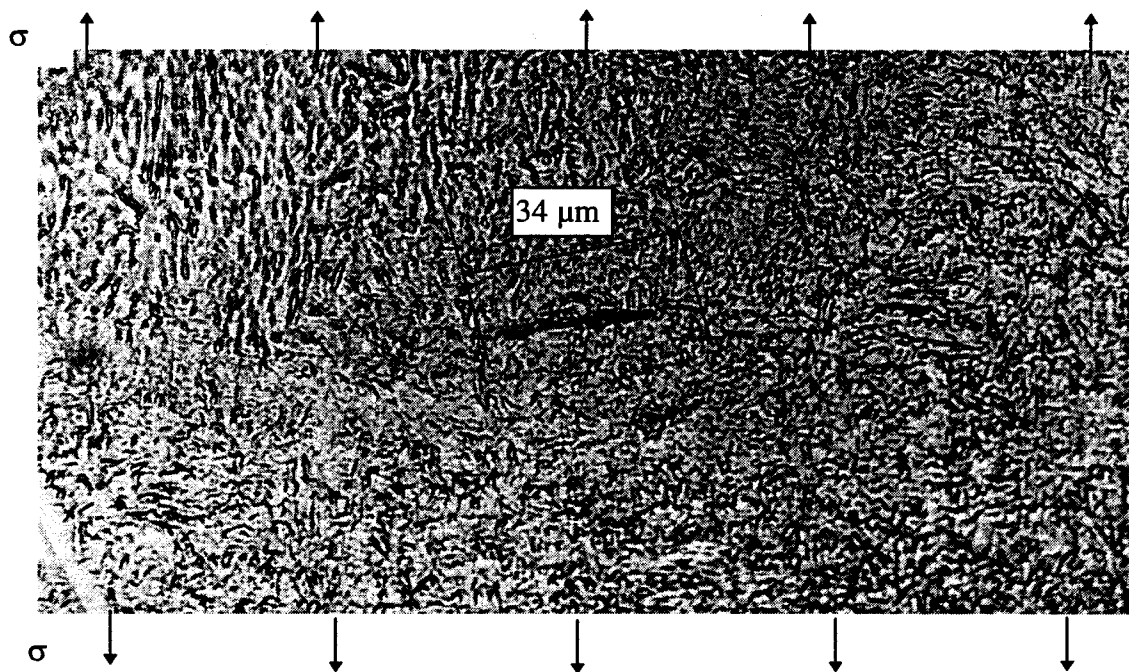


Fig. III - 14 : Amorçage isolé d'une fissure à 90° par rapport à l'axe de sollicitation sur éprouvette AQ6

III.2.1.2.2. Exemples de suivi en propagation

La technique des répliques plastiques permet de retracer l'évolution de l'endommagement en surface de rainure au cours du cyclage par prises d'empreintes successives.

La fissure principale menant à la rupture de l'éprouvette est ainsi repérée et on peut remonter par ordre chronologique inverse à l'amorçage de cette fissure. La taille minimale des fissures qu'on a pu observer est de 10 à 20 μm , ceci montre le très bon seuil de sensibilité de la méthode des répliques.

La figure III-15 retrace l'évolution de la fissure principale observée sur l'éprouvette AL3 sollicitée à $\Delta\sigma_N = 450 \text{ MPa}$. La présence de la fissure, longue alors de 41 μm , a été repérée pour la 1^{ère} fois à 24 % de la durée de vie pour ce niveau de chargement. On peut observer les coalescences successives à 90000 cycles et 120000 cycles de cette fissure principale avec des fissures secondaires présentes à proximité. A noter qu'à 120000 cycles, la pointe de fissure est fortement incurvée et la jonction se fait en « boucle ».

La figure III-16 retrace l'évolution partielle d'une fissure secondaire en surface de l'éprouvette AQ6 testée à $\Delta\sigma_N = 430 \text{ MPa}$. La présence de la fissure, longue alors de 5 μm , a été repérée pour la 1^{ère} fois à été repéré ici à environ 26 % de la durée de vie. La croissance de cette fissure est lente. En outre, plusieurs prises de répliques consécutives à 75000, 80000 et 85000 cycles, ou encore entre 100000 et 150000 cycles, montrent que la fissure ne se propage pas durant ces périodes. Seules les prises d'empreintes où on observe une progression significative de la fissure sont montrées sur cette figure.

Les observations des empreintes nous indiquent donc qu'il existe des arrêts et/ou des ralentissements de propagation dans la microstructure bainitique de la ZAT gros grains.

L'identification des paramètres métallurgiques à l'origine de ces arrêts ou ralentissements fait l'objet du paragraphe III.2.1.2.5. Cette identification sera faite surtout à partir des observations sur l'éprouvette AP4 pour laquelle l'attaque au Nital du fond de rainure a parfaitement révélé la microstructure bainitique. L'attaque sur l'éprouvette AQ6 (Fig. III-16) a malheureusement été légèrement trop forte.

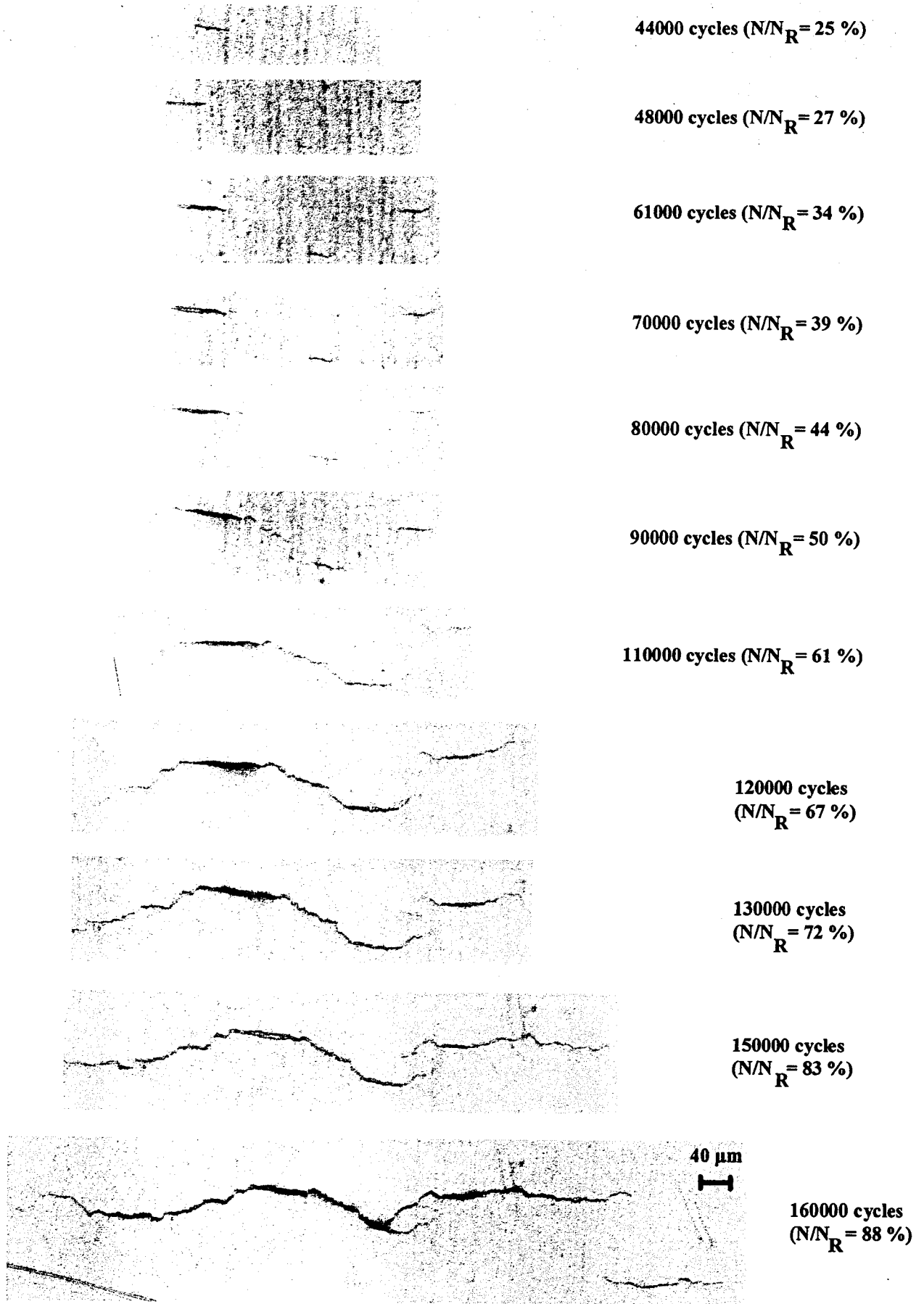
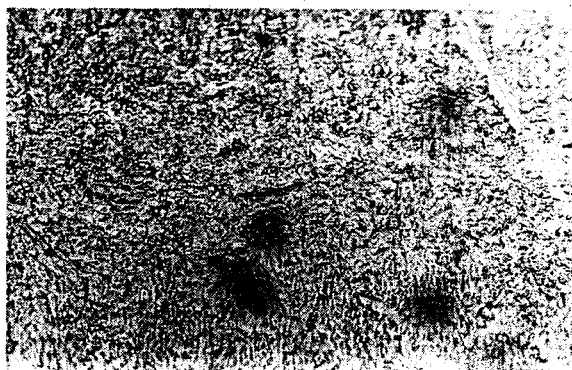


Fig. III - 15 : Evolution de la propagation en surface de la fissure principale sur l'éprouvette AL3
 ($R_\sigma = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 450 \text{ MPa}$; $N_R = 180000 \text{ cycles}$)

25 μ m
|-----|

Pem
Pas de travail
sur structure
homogène
en ZAT



70000 cycles
($N/N_R = 30\%$)



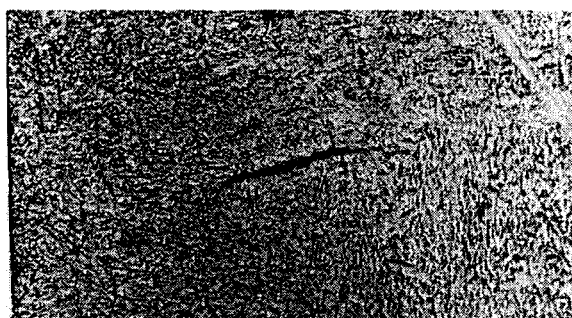
90000 cycles
($N/N_R = 38\%$)



100000 cycles
($N/N_R = 43\%$)



150000 cycles
($N/N_R = 64\%$)



160000 cycles
($N/N_R = 68\%$)

Fig. III - 16 : Evolution de la propagation en surface d'une fissure secondaire sur l'éprouvette AQ6

($R_\sigma = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 430$ MPa ; $N_R = 235000$ cycles)

III.2.1.2.3. Influence du niveau de chargement

Chargement

Quel que soit le niveau de chargement, on constate un amorçage multiple de fissures de fatigue. Cependant, la densité des fissures augmente lorsque le niveau de contraintes augmente, comme le montre, par exemple, les 2 photos de la figure III-17 comparant la densité de microfissures à même fraction de durée de vie (70%) pour les essais à haut et bas niveau.

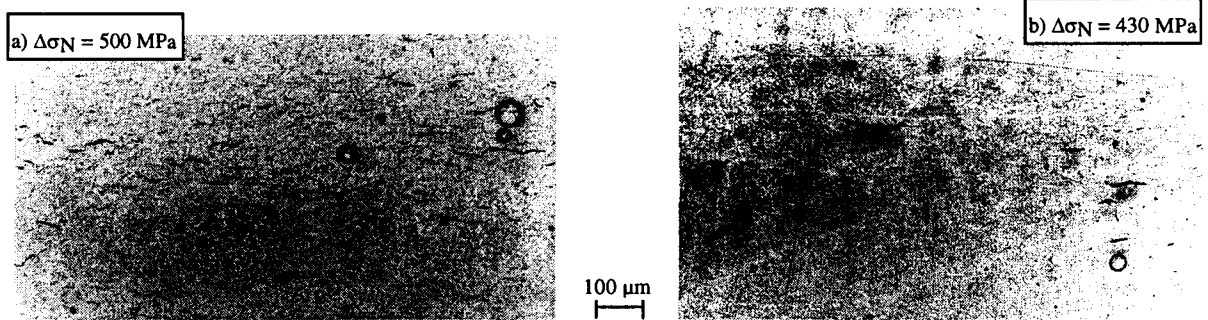


Fig. III - 17 : Influence du niveau de chargement sur la densité de microfissures en ZAT gros grains

Pour les plus bas niveaux de contrainte (430 et 450 MPa), on observe que, parmi les quelques fissures amorcées dès 25 à 30 % de N_R , une seule va se développer de façon importante et conduira à la rupture de l'éprouvette.

A titre d'illustration, la figure III-18 montre les fissures présentes à la surface de l'éprouvette testée à 450 MPa pour 83 % de N_R . La fissure principale s'est propagée sous l'action du cyclage mais aussi par coalescence avec les fissures secondaires qui se trouvent dans son voisinage (comme on le voit sur la figure). Les fissures secondaires trop éloignées de la fissure principale ne participent pas à sa propagation.

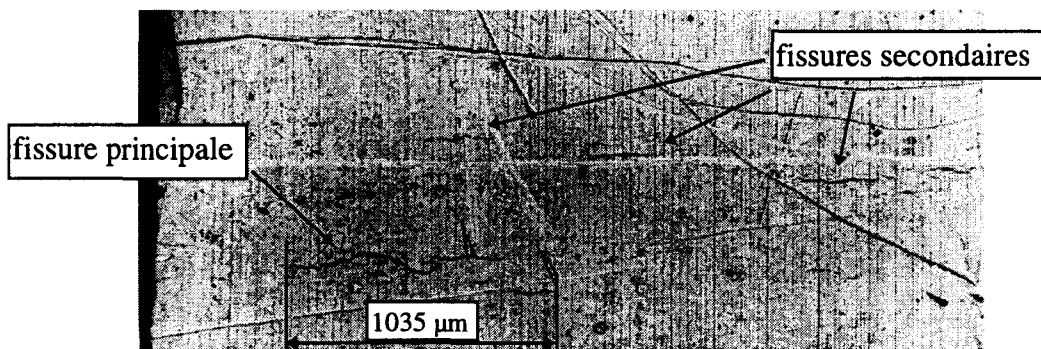


Fig. III - 18 : Microfissures en surface à 83 % de la durée de vie pour l'éprouvette AL3 ($\Delta\sigma_N = 450$ MPa)

A haut niveau de contrainte (500 MPa), on observe plutôt, dès 10 à 20 % de la durée de vie, de très nombreux amorçages de microfissures. La plupart de ces fissures se propagent durant le cyclage et coalescent au fur et à mesure, donnant naissance à ce qui deviendra la fissure principale conduisant à la rupture (Fig. III-12).

III.2.1.2.4. Evolution de l'endommagement et des vitesses de propagation en surface

Les fissures observées (sur la figure III-18 par exemple) ne sont généralement pas strictement rectilignes et nous avons choisi de mesurer la longueur $2c$ en surface « à vol d'oiseau », c'est à dire comme étant la distance entre ses deux extrémités comme le montre la figure III-19.

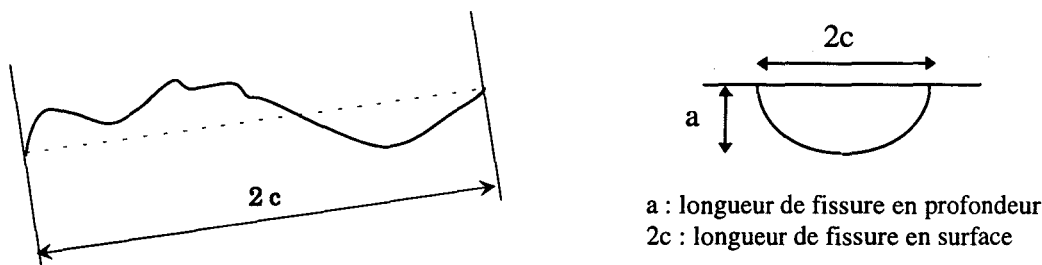


Fig. III - 19 : Exemple schématique de mesure d'une longueur de fissure en surface à « vol d'oiseau »

Après coalescence d'une fissure « principale » avec une fissure secondaire à proximité, on considère alors la longueur de fissure totale, sans toutefois tenir compte dans la mesure précédente de la longueur de la fissure secondaire (Fig. III-20) :

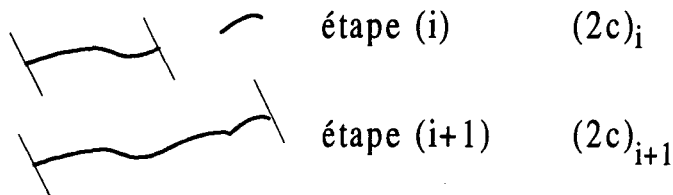


Fig. III - 20 : Prise en compte du phénomène de coalescence dans la mesure de la longueur de fissure

Nous avons mesuré pour les 3 éprouvettes AR repérées AQ6, AL3 et AP4 les longueurs en surface $2c$ des fissures principales, mais aussi dans certains cas des fissures secondaires les plus développées, au fur et à mesure de l'endommagement par fatigue. Ces mesures sont données dans le tableau III-5.

Le plus grand nombre de répliques (36) concerne l'éprouvette AP4 testée à $\Delta\sigma_N = 500$ MPa pour laquelle l'attaque nital a été la meilleure.

La figure III-21 montre l'évolution des longueurs des fissures principales et secondaires, en fonction du nombre de cycles, pour les trois éprouvettes AR étudiées.

La figure III-22 présente les mêmes résultats exprimés cette fois en fonction de la fraction de durée de vie. Cette figure montre que les courbes relatives aux fissures principales présentent une évolution semblable, pratiquement indépendante du niveau de chargement :

- a) l'apparition des toutes premières microfissures a lieu très tôt dans la durée de vie. De façon plus précise, la fissure principale a déjà une longueur de $5 \mu\text{m}$ pour $N/N_R = 26 \%$ à bas niveau de contrainte, et de $14 \mu\text{m}$ pour $N/N_R = 10 \%$ à haut niveau. Une

même longueur de 30 μm est atteinte respectivement à 36 et 14 % de N_R . Cette valeur de fraction de durée de vie pour laquelle on peut observer l'apparition des fissures courtes, est sensible au niveau de contrainte : elle est plus grande pour un bas niveau de contrainte.

- b) la longueur de fissure augmente progressivement avec le cyclage durant la plus grande partie de la durée de vie, d'abord très lentement, puis un peu plus rapidement avec quelques sauts correspondant à des coalescence de la fissure principale avec une fissure secondaire (Fig. III-21).
- c) enfin, dans la dernière partie de la durée de vie (environ 5 % pour 430 MPa et 10 % pour 450 MPa), la longueur de la fissure principale s'accélère très brutalement.

éprouvette AQ6 $\Delta\sigma_N = 430 \text{ MPa}$				éprouvette AL3 $\Delta\sigma_N = 450 \text{ MPa}$				éprouvette AP4 $\Delta\sigma_N = 500 \text{ MPa}$		
nombre de cycles	N/N _R (%)	2c (μm)		nombre de cycles	N/N _R (%)	2c (μm)		nombre de cycles	N/N _R (%)	2c (μm)
		fissure principale	fissure secondaire			fissure principale	fissure secondaire			fissure principale
235000	100	4517		180000	100	3670	954	40000	66	523
230000	98	1117	2817	170000	94	2533	673	39000	65	457
225000	96	436	776	160000	89	992	512	38000	63	419
220000	94	425	430	150000	83	825	283	37000	62	376
215000	91	382	403	140000	78	694	226	36000	60	355
210000	89	370	376	130000	72	420	167	35000	59	274
205000	87	338	354	120000	67	367	155	34000	57	242
200000	85	297	317	110000	61	347	120	33000	55	184
195000	83	286	292	100000	56	300	100	32000	53	173
190000	81	257	272	90000	50	174	84	31000	52	68
185000	79	235	246	80000	44	122	69	30000	50	49
180000	77	211	223	70000	39	96	51	29000	48	49
175000	74	188	200	61000	34	76	51	28000	47	49
170000	72	180	184	56000	31	69		27000	45	49
165000	70	117	149	52000	29	61		26000	43	49
160000	68	103	110	48000	27	49		25000	42	49
155000	66	96	99	44000	24	41		24000	40	49
150000	64	93	94					23000	38	49
140000	60	80	86					22000	37	49
130000	55	71	75					21000	35	49
120000	51	69	70					20000	33	49
115000	49	52	60					19000	32	49
110000	47	45	49					18000	30	49
105000	45	45	45					17000	28	36
100000	43	45	45					16000	27	36
95000	40	38	41					15000	25	36
90000	38	38	38					14000	23	36
85000	36	30	34					13000	22	36
80000	34	26	28					12000	20	36
70000	30	26	26					11000	18	36
60000	26	5	15					10000	17	36
								9000	15	36
								8000	13	30
								7000	12	23
								6000	10	14
								5000	8	14

Tableau III - 5 : Mesures des longueurs en surface 2c des fissures principales et des fissures secondaires les plus importantes au cours des essais séquentiels sur éprouvettes AR

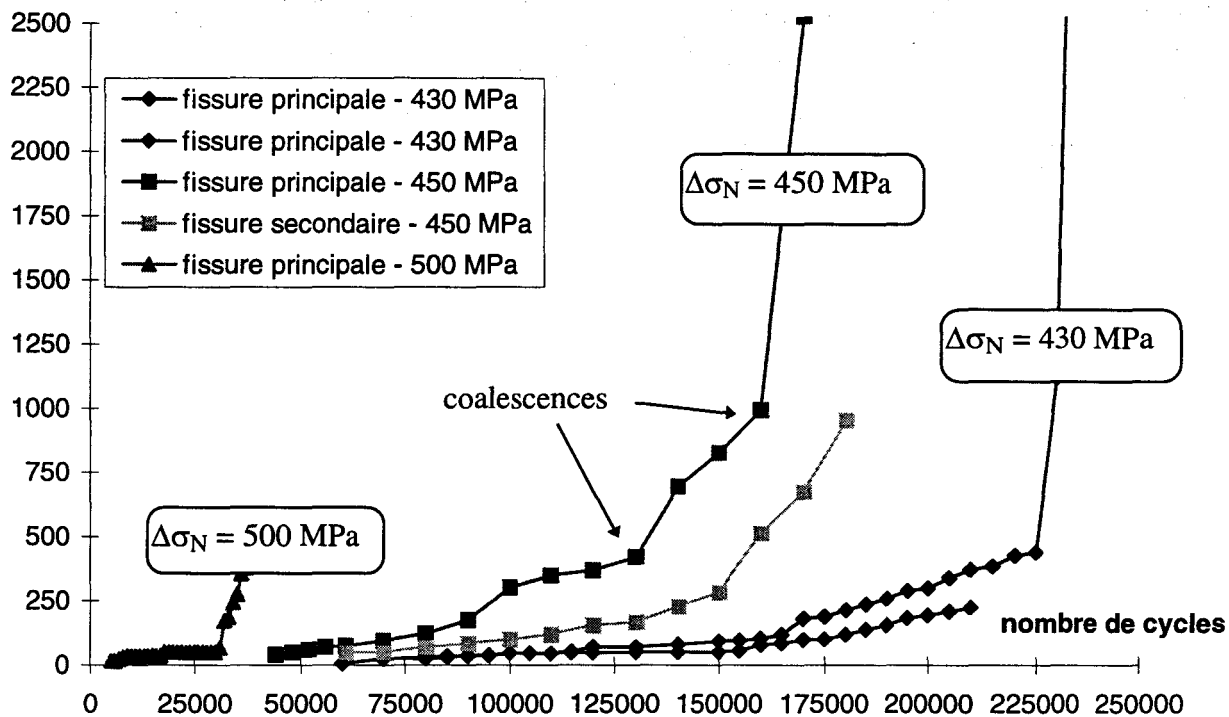


Fig. III - 21 : Evolution de la longueur de fissure en surface 2c en fonction du nombre de cycles et de $\Delta\sigma_N$

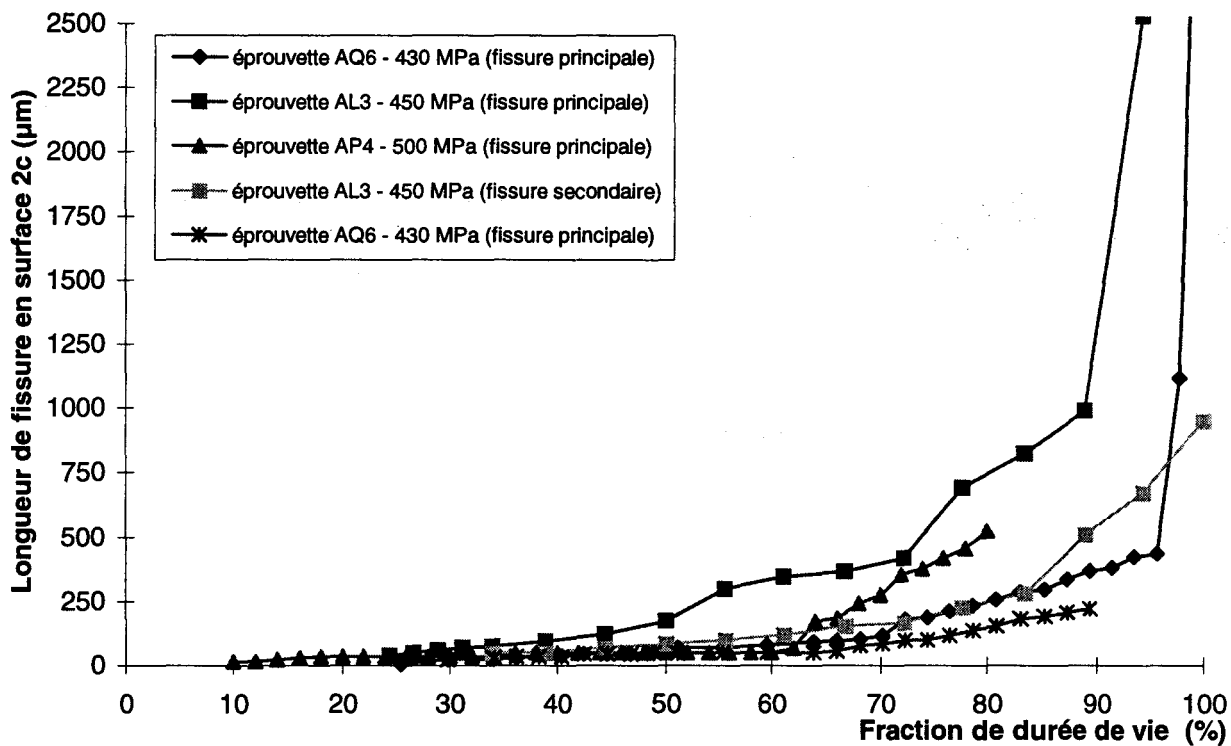


Fig. III - 22 : Evolution de la longueur de fissure en surface 2c en fonction de la fraction de vie

A partir de ces mesures, on peut déterminer la vitesse de fissuration en surface $\frac{d2c}{dN}$ en fonction de la longueur de fissure en surface 2c, comme dans d'autres travaux sur les fissures courtes [MIL93, MIL96, TUR95-1]. La méthode de calcul est simple : considérant deux étapes

consécutives i et $i+1$, on obtient la vitesse moyenne en surface en divisant la différence des longueurs de fissure $(2c)_{i+1} - (2c)_i$ par celle des nombres de cycles $N_{i+1} - N_i$.

La vitesse moyenne ainsi calculée par l'expression :

$$\left. \frac{d(2c)}{dN} \right)_{\text{moy.}} = \frac{\Delta(2c)}{\Delta N} = \frac{(2c)_{i+1} - (2c)_i}{N_{i+1} - N_i}$$

est alors rapportée à la longueur de fissure moyenne en surface :

$$(2c)_{\text{moy.}} = \frac{(2c)_{i+1} + (2c)_i}{2}$$

Les résultats des calculs des vitesses de propagation rapportées aux longueurs moyennes de fissure en surface sont donnés dans l'ANNEXE VII sous forme de tableaux pour les 3 éprouvettes AR considérées.

La figure III-23a donne l'évolution de la vitesse de propagation en surface en fonction de la longueur en surface pour les fissures principales observées aux 3 niveaux de chargement.

La figure III-23b compare les mêmes courbes relatives aux fissures principales et secondaires suivies aux niveaux 430 et 450 MPa.

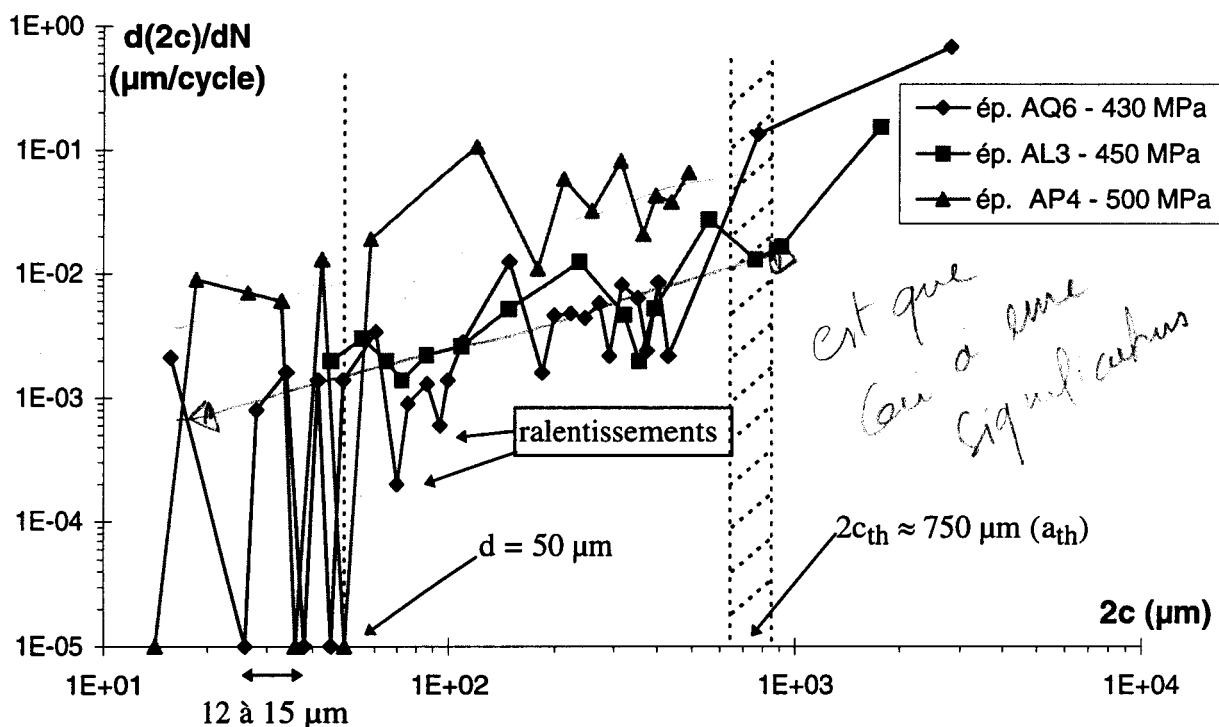


Fig. III - 23a : Evolution des vitesses de propagation en fonction de la longueur en surface pour les fissures principales aux 3 niveaux de sollicitation

On retrouve sur les figures III-23a et III-23b l'évolution typique des fissures schématisées en figure I-41 [MIL93]. On distingue très nettement les 3 stades de propagation communément admis :

- a) un premier stade qui se caractérise par une succession de progressions et d'arrêts de la fissure encore très courte. Ces arrêts, tous les 12 à 15 µm en surface, correspondent à la présence de barrières microstructurales que la fissure doit franchir pour progresser.

- A ce stade, les fissures sont appelées fissures microstructuralement courtes (que nous noterons dans la suite FMC),
- b) un 2^{ème} stade qui se caractérise par une succession de progressions plus rapides et de ralentissements, ceux-ci étant de moins en moins marqués au fur et à mesure que la longueur de fissure augmente. Durant ce stade, les fissures sont appelées fissures physiquement courtes (que nous noterons dans la suite FPC),
 - c) un 3^{ème} stade pour lequel la longueur de fissure va augmenter de plus en plus vite, sans présenter les ralentissements précédents. C'est le stade des fissures longues (que nous noterons dans la suite FL) qui est alors abordé. Dans ce stade, nous n'avons que très peu de points expérimentaux. Il aurait en effet suffi de prolonger les prises de répliques mais notre objectif était surtout d'étudier le domaine des fissures courtes dont la progression est influencée par la microstructure.

Les frontières entre ces domaines (Fig. III-23a) ont été définies dans la partie bibliographique ; le premier est le seuil microstructural d , le deuxième est le seuil mécanique de fissuration $2c_{th}$ (en relation avec le seuil a_{th} au sens de la mécanique de la rupture).

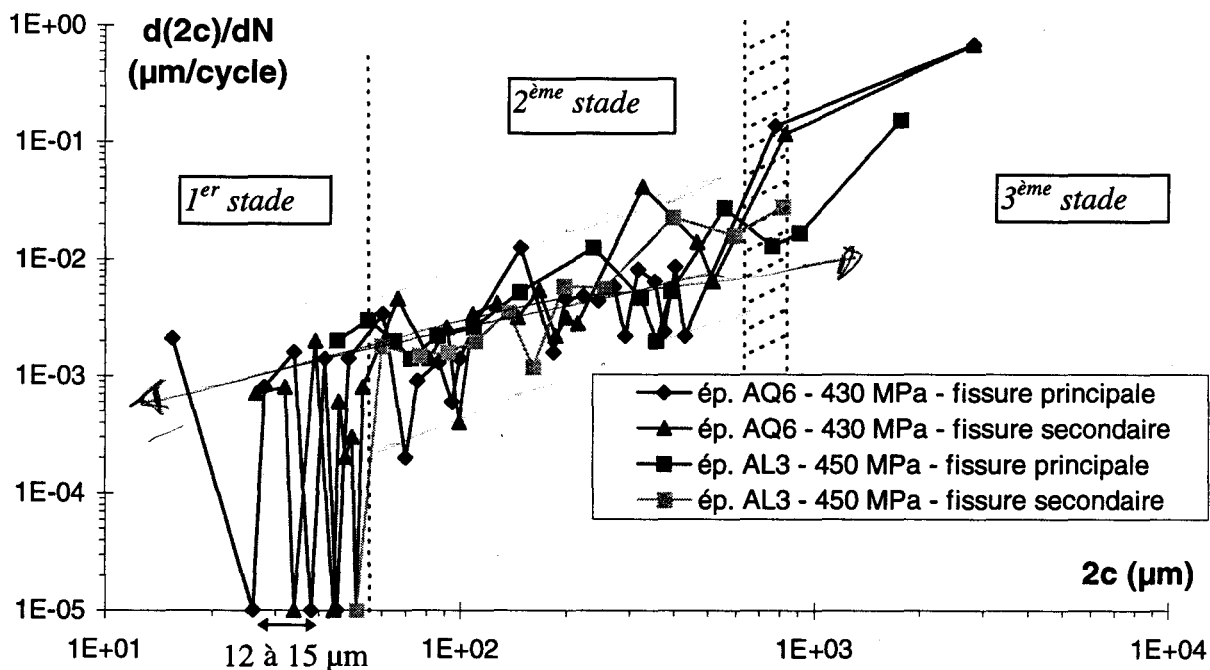


Fig. III - 23b : Evolution des vitesses de propagation en fonction de la longueur en surface pour les fissures principales et secondaires aux niveaux 430 et 450 MPa

Dans notre cas d'étude, on peut donc qualifier de « fissure courte » toute fissure dont la longueur en surface est inférieure à $700-800 \mu\text{m}$. Quant au seuil microstructural, qui caractérise la microstructure dans laquelle se développe la fissure, nous pouvons l'évaluer à $50 \mu\text{m}$.

Les arrêts de croissance des fissures microstructuralement courtes sont observés tous les 12 à $15 \mu\text{m}$ en surface. Ces arrêts de la fissure sont bien réels : nous avons effectivement constaté sur 2 voire plusieurs répliques consécutives qu'une même fissure courte FMC ne s'est pas propagée en surface. Elle ne reprend sa progression qu'après avoir franchi la barrière microstructurale.

Sur la même figure, on voit que, dans le 2^{ème} stade de croissance, la fissure n'est plus arrêtée mais seulement ralentie et que la diminution de la vitesse de propagation qui accompagne ces ralentissements est de moins en moins marquée au fur et à mesure que les fissures physiquement courtes se propagent.

Ces barrières qui empêchent ou entravent la progression des Fissures courtes, sont relativement rapprochées et participent donc à la bonne résistance en fatigue de la microstructure bainitique de la ZAT à gros grains (cf. paragraphe I. 3.3.2.4).

Sur la figure III-24, nous avons évalué le nombre de cycles nécessaires à la croissance des fissures de fatigue pour chacun des 3 stades de la FMC, FPC et FL aux 2 niveaux de contraintes 430 et 450 MPa.

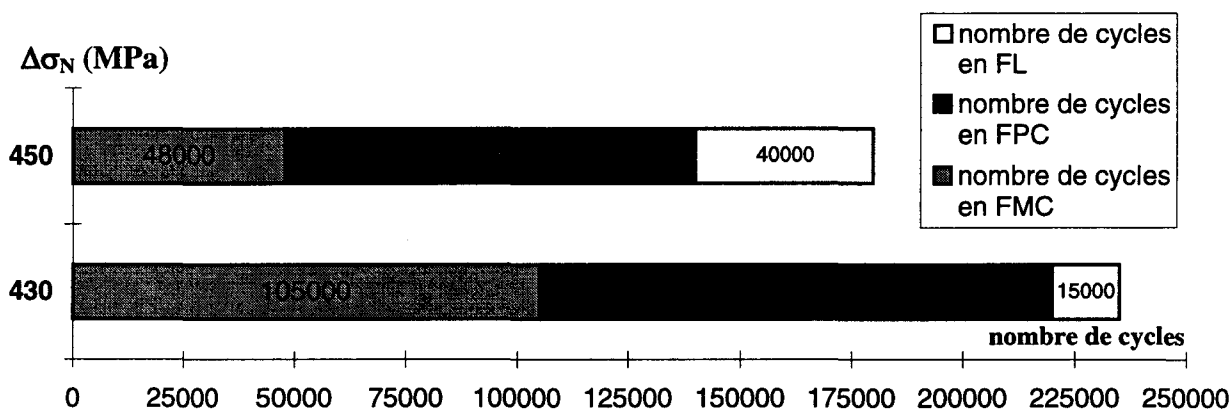


Fig. III - 24 : Evolution du nombre de cycles dans chaque stade de propagation en fonction de $\Delta\sigma_N$

Les résultats obtenus uniquement sur les deux éprouvettes AQ6 et AL3 montrent que l'amorçage et la croissance des fissures microstructurellement courtes représentent 26 % de la durée de vie à 450 MPa, et 45 % de la durée de vie à 430 MPa. La croissance des fissures physiquement courtes représente sensiblement 50 % de la durée de vie totale en fatigue pour les 2 niveaux de contrainte.

III.2.1.2.5. Propagation des fissures en surface

En suivant la progression de la fissure principale de l'éprouvette AP4 testée à $\Delta\sigma_N = 500$ MPa, nous nous proposons d'analyser les répliques correspondant à ses différents points d'arrêts et de ralentissements, afin de tenter d'identifier les différentes barrières microstructurales rencontrées par la fissure au cours de sa progression.

Sur la figure III - 25, nous avons repéré les arrêts de croissance dans le stade FMC par les numéros 1, 2 et 3, et le premier ralentissement dans le stade FPC par le numéro 4.

Rappelons que ces arrêts de propagation correspondent à au moins deux prises de répliques consécutives pour lesquelles la fissure microstructurellement courte ne s'est pas propagée.

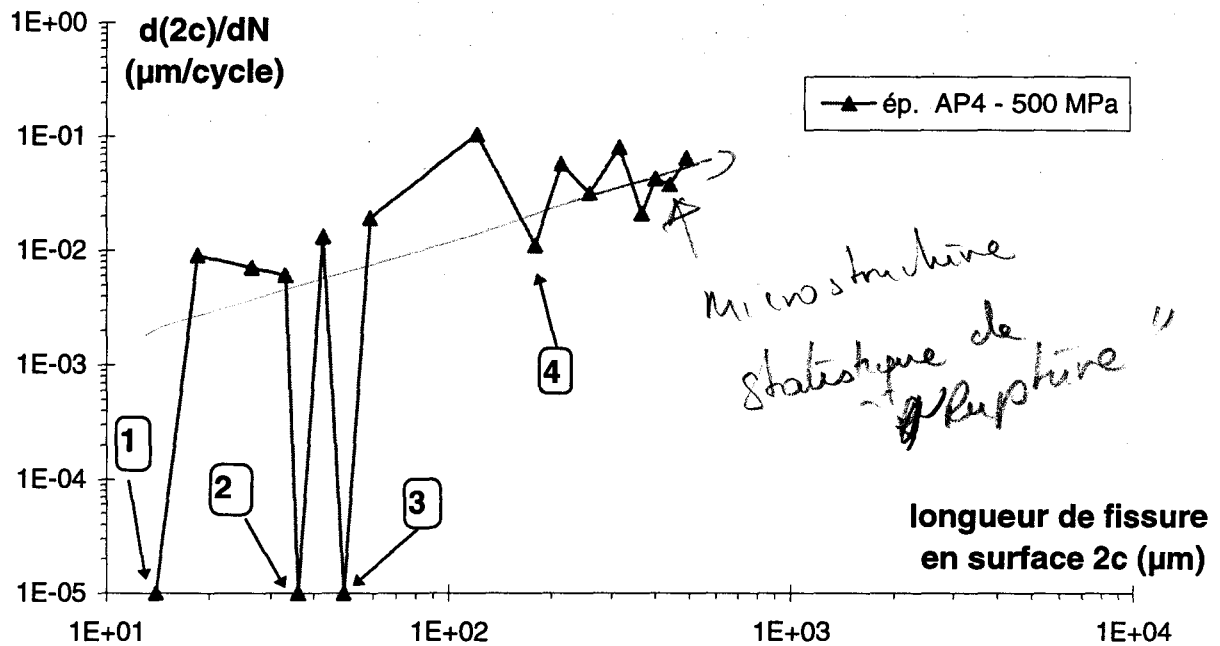


Fig. III - 25 : Repérage des arrêts et ralentissements de propagation sur éprouvette AP4

Nous pouvons tout d'abord observer sur les figures III-26 à III-28 que les fissures s'amorcent aux interfaces lattes de carbures/matrice ferritique, en suivant un alignement de carbures orienté en surface à environ 90° par rapport à l'axe de sollicitation.

Les premières répliques montrent que la fissure qui deviendra la fissure principale est arrêtée à 10 % de N_R , sa longueur étant alors de $14 \mu\text{m}$ (arrêt n°1).

La figure III-26 ne permet pas d'identifier en surface l'origine microstructurale de cet arrêt. C'est donc vraisemblablement en profondeur qu'une barrière microstructurale s'oppose, à ce stade de développement, à la croissance de cette fissure.

Après une période de croissance, la fissure de longueur $36 \mu\text{m}$ s'arrête à nouveau (arrêt n°2).

La figure III-27 montre que la fissure est bloquée dans sa progression du côté droit à la frontière d'un paquet de lattes suffisamment désorientées par rapport à la direction des lattes suivies jusque là, et du côté gauche, à la frontière d'un ancien joint de grain austénitique de la ZAT gros grains.

On peut observer à gauche de cet ancien joint de grain γ que les lattes de bainite adjacentes sont très fortement désorientées (presque dans l'axe de sollicitation).

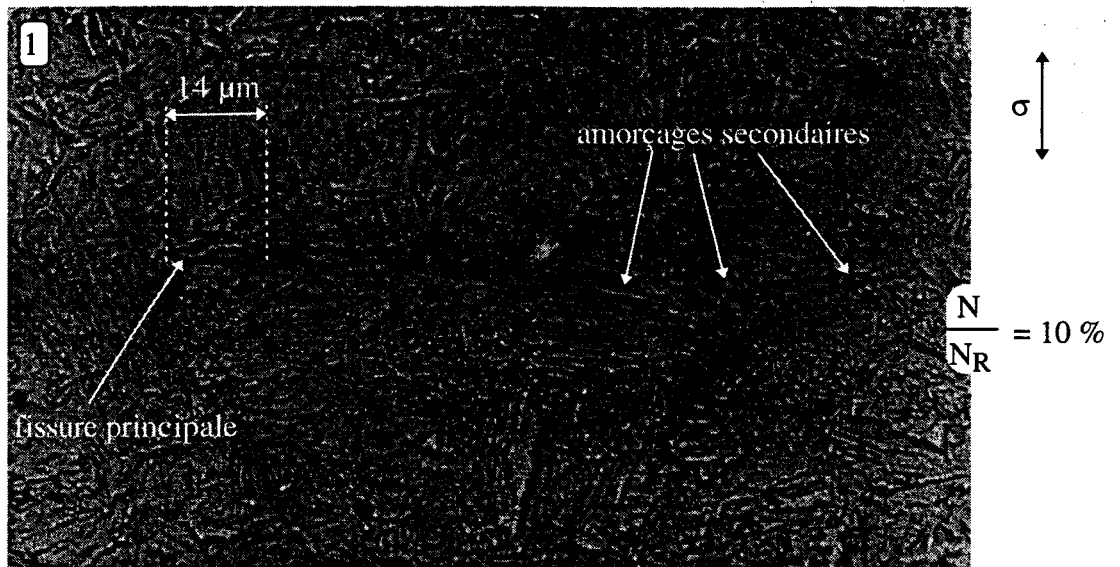


Fig. III - 26 : Fissure principale amorcée selon un alignement de lattes de bainite bien orientées - Arrêt n°1

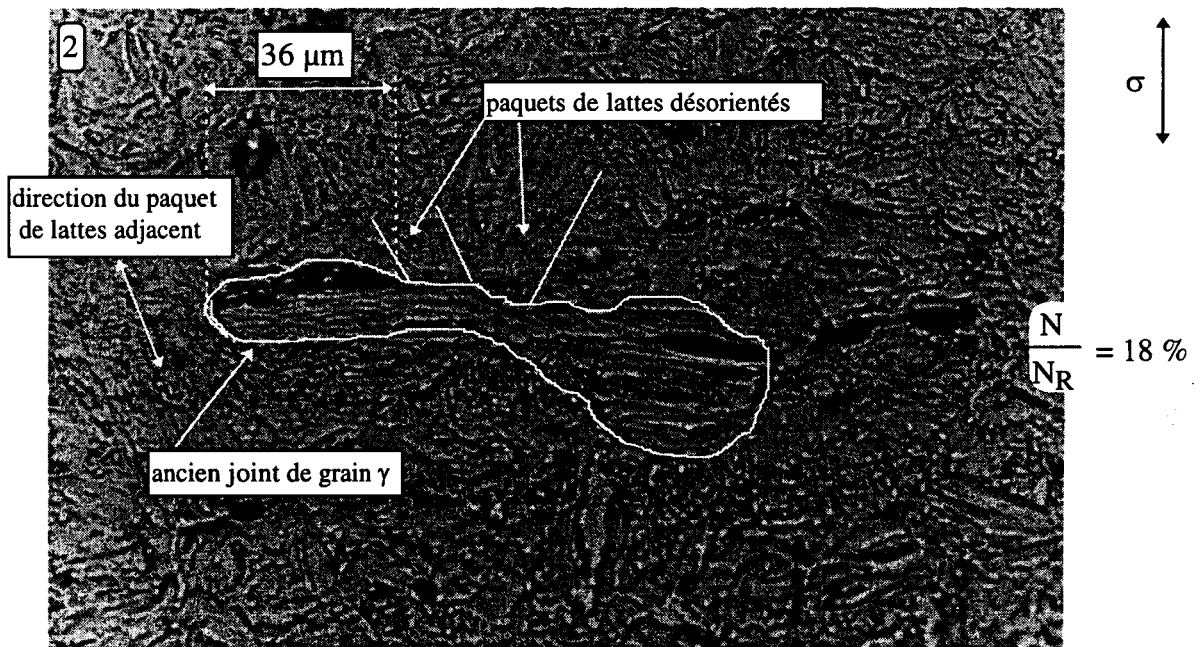


Fig. III - 27 : Arrêt n°2 de la fissure principale - rôle de l'orientation des paquets de lattes

La figure III-28 correspond à l'arrêt n°3 dans le stade FMC de la fissure principale qui a atteint une longueur de 50 μm . On observe que la fissure n'a pas progressé à gauche.

Elle est toujours bloquée au niveau d'un ancien joint de grain γ , qui fait la frontière avec un grain comprenant des paquets de lattes très désorientés.

En revanche, du côté droit, la fissure a progressé de 14 μm en surface en franchissant le paquet de lattes désorientés déjà décrit sur toute sa largeur, avant de se bloquer à nouveau sur un autre paquet de lattes lui aussi désorienté par rapport à la direction de propagation.

Ce troisième arrêt dans le stade FMC s'est produit à 40 % de la durée de vie. C'est en fait la dernière fois que la fissure principale sera complètement arrêtée ; sa progression ne subira plus

dans la suite que des ralentissements de moins en moins marqués. L'arrêt n°3 correspond donc au seuil microstructural d.

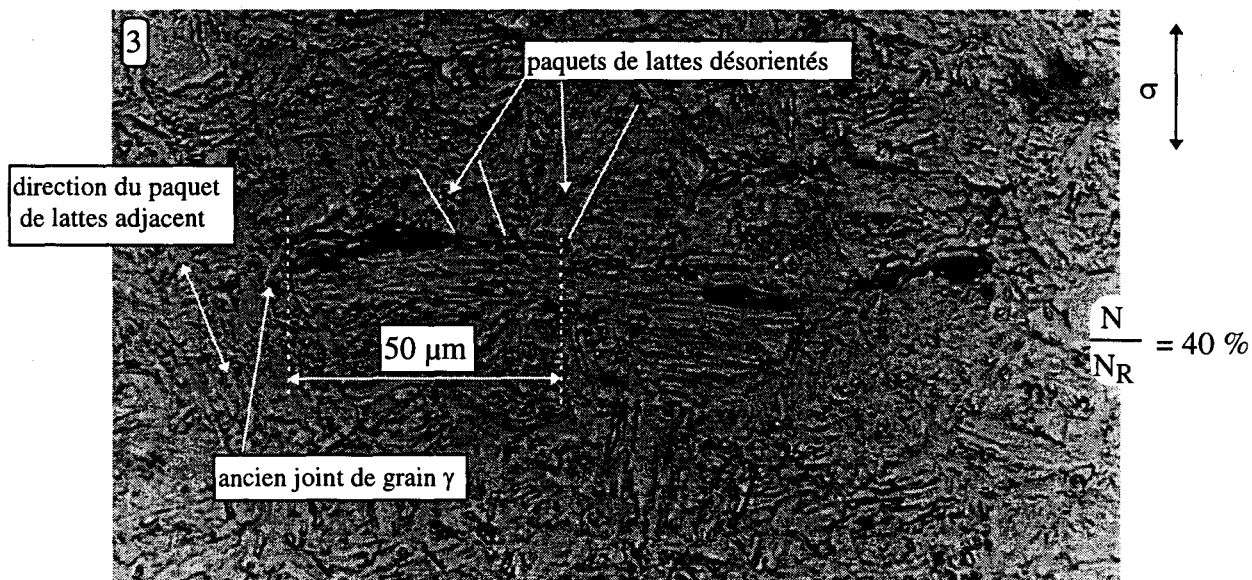


Fig. III - 28 : Arrêt n°3 de la fissure principale - atteinte du seuil microstructural d

La figure III-29 correspond au point n°4 de la figure III-25, c'est à dire au ralentissement le plus important de la fissure principale dans le stade FPC. Sa longueur en surface est maintenant de 173 μm pour une fraction de durée de vie de 53 %.

On constate que du côté gauche la fissure n'a toujours pas progressé par rapport à la figure III-28. La croissance de la fissure ne s'est faite que du côté droit en suivant un ancien joint de grain γ délimitant plusieurs paquets de lattes convenablement orientés.

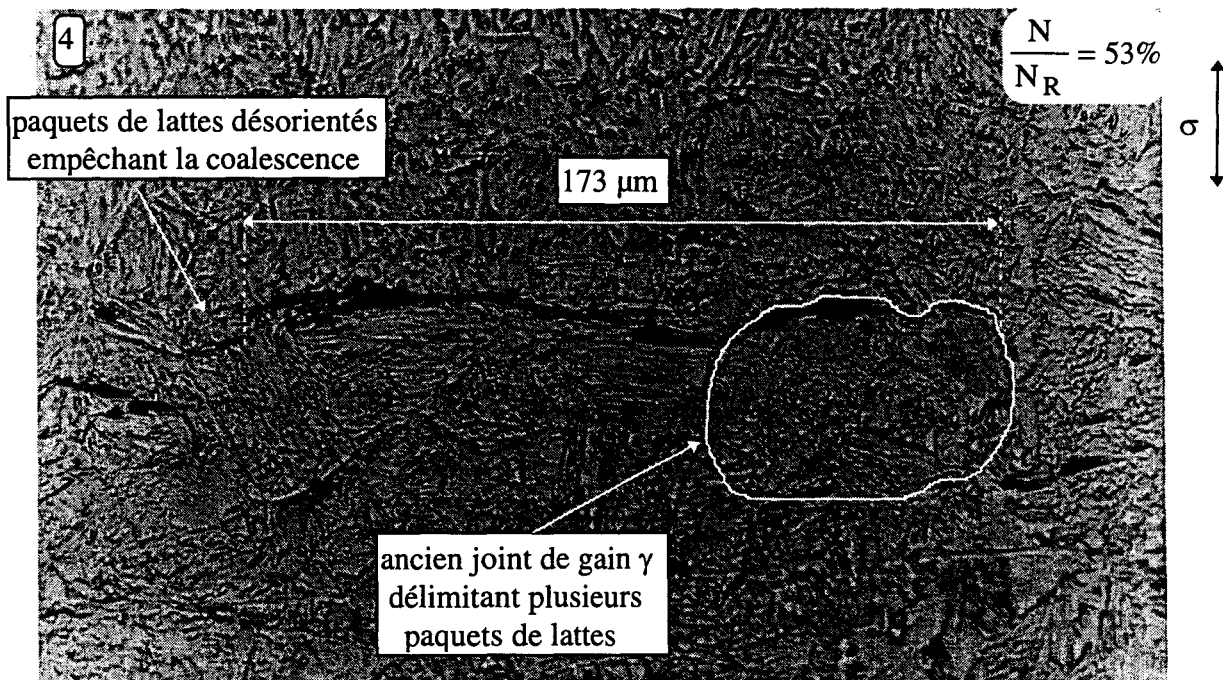


Fig. III - 29 : Nature des ralentissements dans le 2^{ème} stade de croissance

La progression de la fissure principale observée à 60 % de la durée de vie (Fig. III-29bis) s'est finalement réalisée par coalescence à gauche de cette fissure avec les fissures secondaires à proximité en franchissant les alignements de carbures, et à droite par contournement de plusieurs paquets de lattes en suivant le même ancien joint de grain γ .

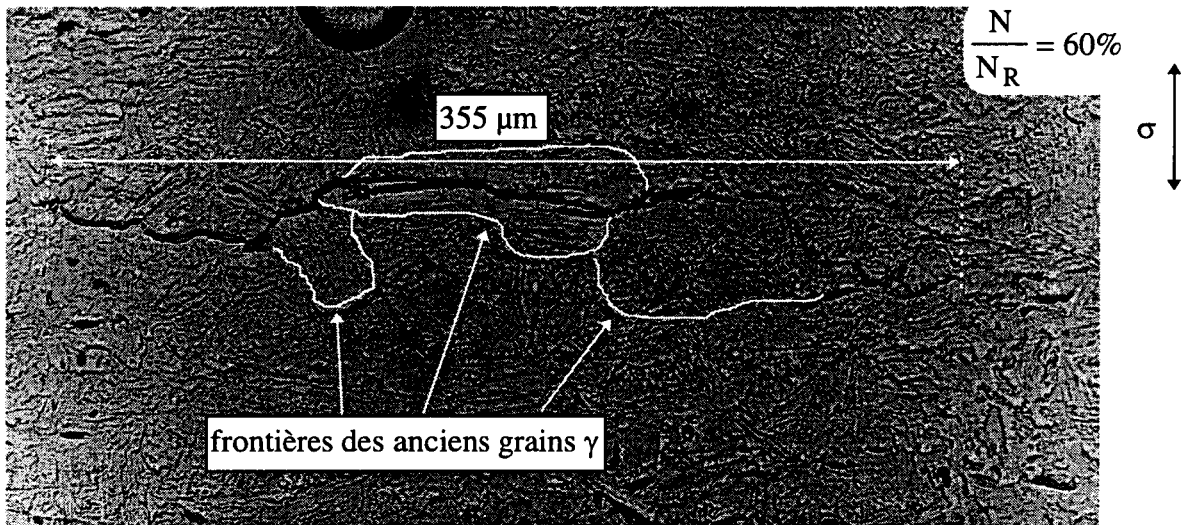


Fig. III - 29bis : Progression de la fissure principale par coalescence et contournement

Conclusions

L'ensemble des résultats et des observations obtenus à partir des répliques sur les trois éprouvettes testées, nous conduit aux conclusions suivantes, sur les paramètres microstructuraux qui influencent la croissance en surface des fissures courtes :

- l'amorçage des fissures microstructuralement courtes se produit par décohésion de l'interface latte de carbures/matrice ferritique, dans les paquets de lattes orientés préférentiellement à 90° en surface par rapport à l'axe de sollicitation,
- les arrêts de croissance des fissures microstructuralement courtes, observés tous les 12 à 15 μm en surface, correspondent aux limites des paquets de lattes rencontrés successivement par les fissures courtes lors de leur croissance,
- l'ancien joint de grain austénitique délimitant plusieurs paquets de lattes semble être un obstacle microstructural majeur capable de bloquer la progression des fissures courtes, tout au moins quand les paquets de lattes adjacents que les fissures auraient à traverser, sont trop défavorablement désorientés,
- l'orientation des paquets de lattes par rapport au chemin de propagation a une importance prépondérante dans les deux premiers stades d'amorçage et de propagation. La figure III-30 met bien en évidence le rôle de l'orientation relative d'un paquet de lattes sur le chemin de propagation en surface obligeant la fissure à le contourner,
- plus précisément, si la désorientation relative est faible, la fissure courte franchit le paquet de lattes dans l'alignement des carbures et si la désorientation relative est forte, la microfissure contourne le paquet de lattes.

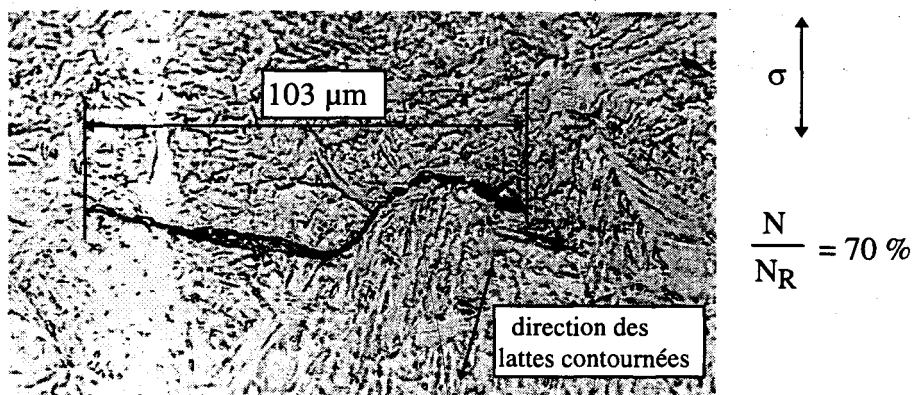


Fig. III - 30 : Exemple de contournement de lattes de carbures sur éprouvette AP4

III.2.1.1. Analyse des coupes transverses

III.2.1.1.1. Nickelage et découpe des échantillons

Pour étudier le chemin de propagation en profondeur des fissures, nous avons réalisé plusieurs coupes transverses aux faciès de rupture sur l'éprouvette AP4 pour lequel l'essai séquentiel a été interrompu, mais aussi sur les éprouvettes AP2 et AL3 après rupture.

Ces coupes ont été effectuées le plus soigneusement possible au niveau des points d'amorçage des fissures repérées sur les répliques. Nous avons pratiqué une seule coupe au niveau de l'amorçage de la fissure principale pour chaque éprouvette.

La figure III-31 montre à titre d'exemple la localisation d'une telle coupe transverse, qui a conduit à l'observation de la fissure principale de l'éprouvette AP4, ayant atteint une profondeur de 100 μm lorsque l'essai a été interrompu.

Pour s'affranchir des inévitables effets de bords liés à la découpe ou au polissage mécanique, nous avons réalisé un nickelage par bain de Watt des parties utiles des éprouvettes fatiguées avant de procéder aux coupes.

La figure III-32 présente de façon schématique le dispositif de nickelage utilisé. La partie utile à traiter, qui constitue la cathode, est plongée d'environ 15 mm dans l'électrolyte qui est une solution de sulfate de nickel. La solution de sulfate de nickel est portée à une température de $55^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ contrôlée à l'aide d'un thermocouple. L'anode est une barre de nickel pur où se produit la réaction : $\text{Ni} \Rightarrow \text{Ni}^{2+} + 2\text{e}^{-}$.

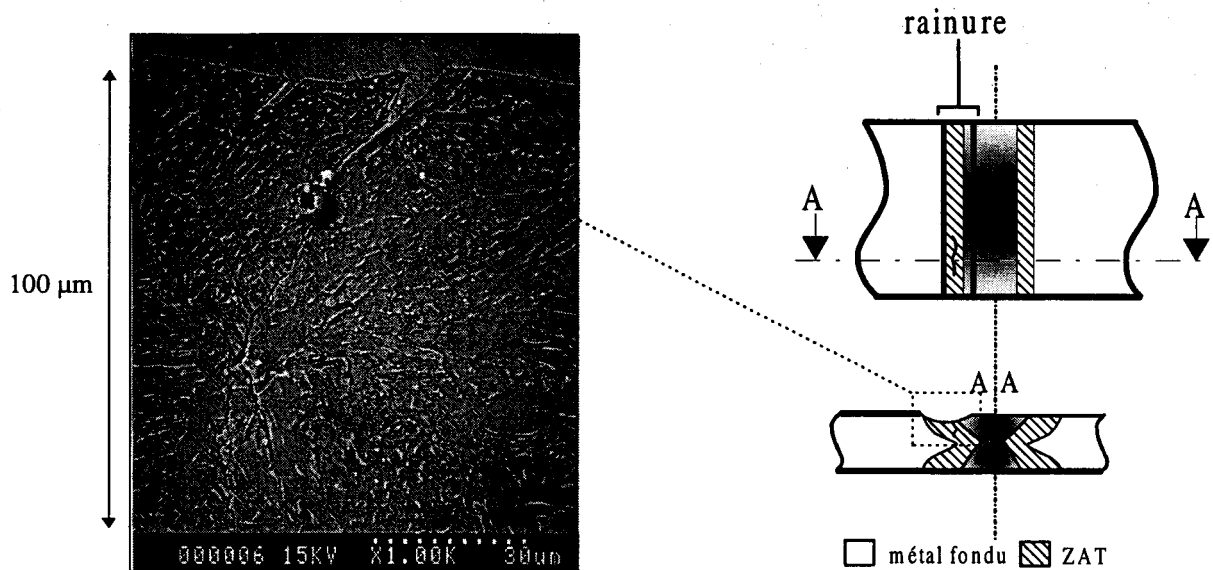


Fig. III - 31 : Coupe transverse à l'axe de la rainure au niveau du site d'amorçage sur éprouvette AP4 montrant la fissure principale ayant atteint la profondeur de 100 μm

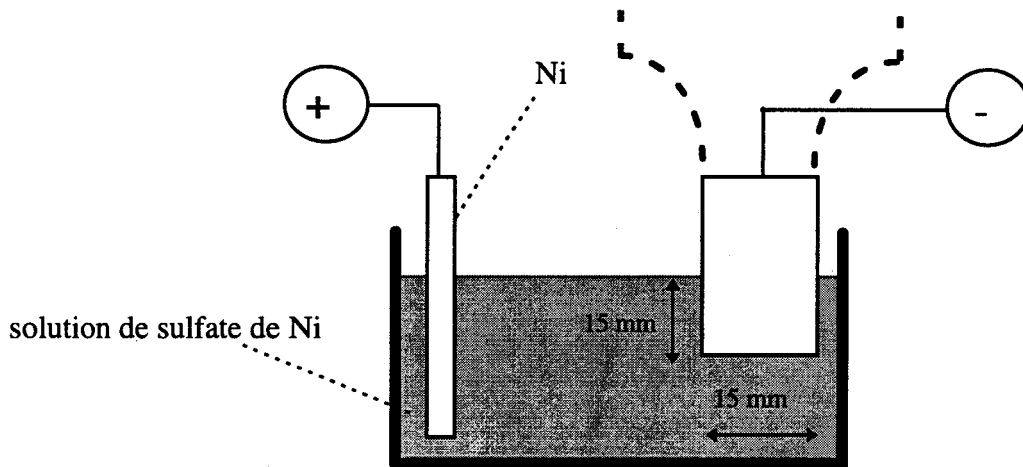


Fig. III - 32 : Dispositif de Nickelage par bain de Watts

La densité de courant est d'environ 10 A/dm². Le premier échantillon (éprouvette AP2) a été maintenu dans le dispositif durant 2 heures. Un début « d'écaillage » en surface de dépôt ayant été observé, les échantillons suivants (éprouvettes AL3 et AP4) n'ont été laissés dans l'électrolyte qu'une heure et trente minutes. La couche de nickel alors déposée a une épaisseur d'environ 50 μm .

Les échantillons nickelés ont ensuite été découpés soigneusement selon un plan perpendiculaire à l'axe du cordon et de la rainure (Fig. III - 31) à l'aide d'une scie diamantée d'épaisseur 500 μm . Après un polissage mécanique final au disque diamanté, qui a conduit à une rugosité de l'ordre du micron, les coupes ont été observées en microscopie optique et en microscopie électronique à balayage (MEB) avant et après attaque au Nital.

III.2.1.1.2. Propagation des fissures en profondeur

La figure III-33 montre le chemin de propagation en profondeur des fissures principales dans l'éprouvette AP2 et dans l'éprouvette AL3. Les deux photos de cette figure, plus la figure III-31 qui se rapporte à la fissure principale dans l'éprouvette AP4, ainsi que nos autres observations, montrent d'abord que les fissures s'amorcent dans des plans inclinés en profondeur à environ 45° par rapport à l'axe de sollicitation.

La propagation des fissures se poursuit en présentant d'assez nombreuses sinuosités et bifurcations, pour ensuite prendre une direction macroscopiquement à 90° par rapport à l'axe de sollicitation.

On retrouve là les deux stades bien connus de la progression des fissures : le stade I commençant à 45° et le stade II correspondant au mode I d'ouverture et qui est décrit classiquement par la LEFM. De plus, on sait - ce que nous montrent également nos observations - que ce dernier stade pour lequel on considère que la fissure est longue, n'est pas sensible à la microstructure du matériau.

La limite entre ces deux stades peut être estimée entre $160\ \mu\text{m}$ (éprouvette AP2) et $190\ \mu\text{m}$ (éprouvette AL3) comme le montre la figure III-33.

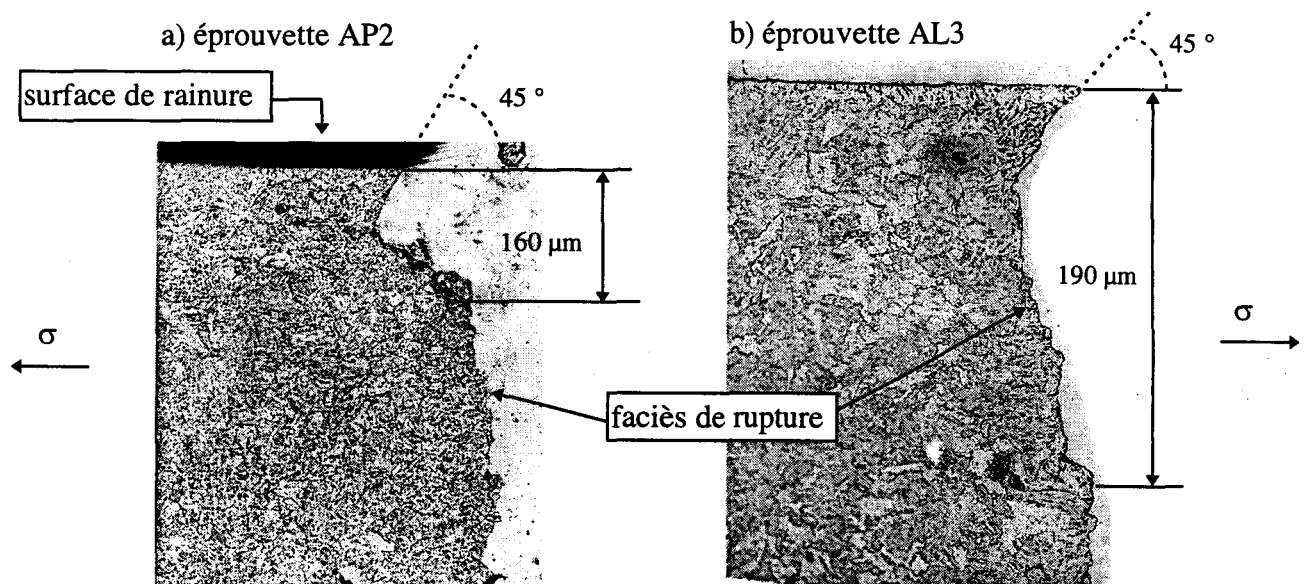


Fig. III - 33 : Propagation en profondeur des fissures principales pour les éprouvettes AP2 et AL3

Nous pouvons observer un assez grand nombre de perturbations dans le cheminement en profondeur de la fissure, pour des distances de $6-8\ \mu\text{m}$, ou $20-30\ \mu\text{m}$ (figure III-34). Ces déviations sont à relier à celles observées en surface ($12-15\ \mu\text{m}$) et sont cohérentes, d'une part avec une forme de fissure approximativement semi-circulaire dans le tout premier stade de propagation, d'autre part avec les dimensions (en largeur et en longueur) des paquets de lattes dans la ZAT gros grains.

La fissure progresse donc en suivant des alignements de carbures tant que les lattes de bainite sont convenablement orientées. Quand ce n'est plus le cas, on observe alors une déviation par contournement de paquets de lattes avant une nouvelle progression plus accentuée. Il semble que ces déviations successives peuvent être comparées pour la profondeur aux arrêts de progression mis en évidence pour la surface par les répliques.

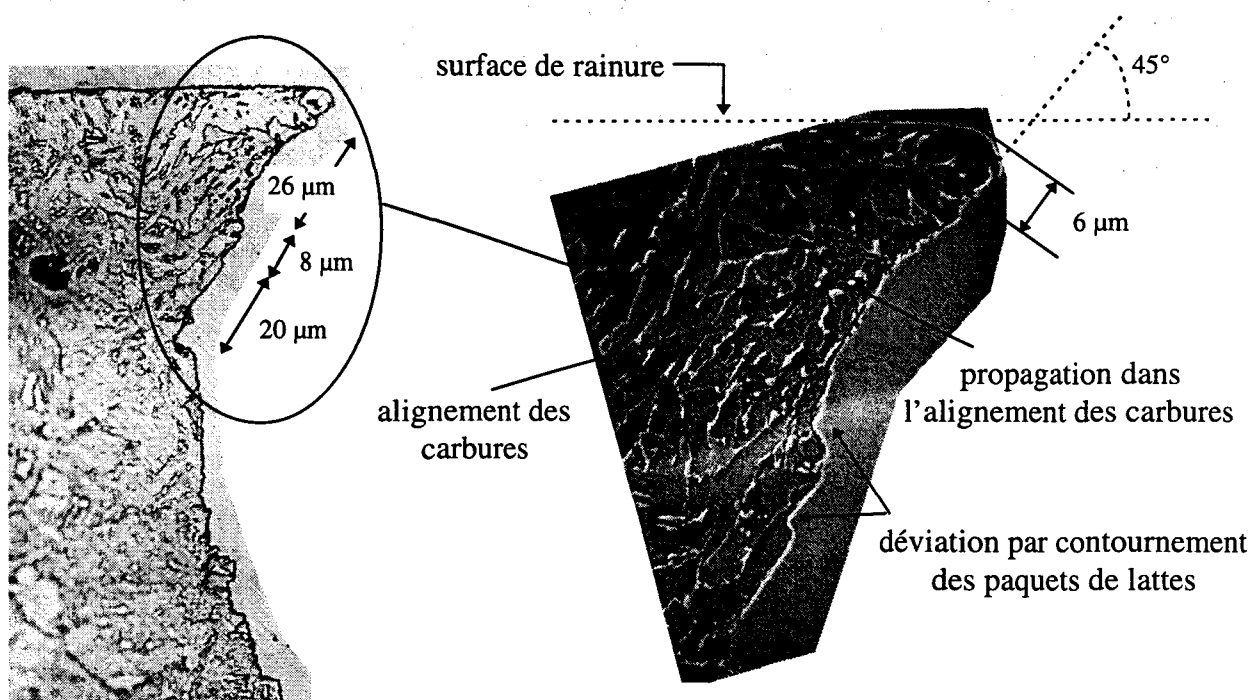


Fig. III - 34 : Déviations du chemin de propagation en profondeur en fonction de la taille et de l'orientation des paquets de lattes dans l'éprouvette AL3

Jusqu'à une profondeur de 160-190 μm , le cheminement de la fissure en profondeur est très influencé par la microstructure. La figure III-35 montre en particulier un grand nombre de déviations et la présence de deux embranchements. Suivant la largeur des plages de ferrite, la dimension et la forme des carbures, et enfin l'orientation générale des lattes de bainite, la fissure parvient à se propager en suivant des alignements de carbures ou au contraire contourne tel ou tel paquet moins bien orienté (on peut par ailleurs observer sur cette figure qu'une fissure secondaire du 2^{ème} branchement qui s'est propagée sur 6-7 μm a même sectionné un carbure de taille moyenne).

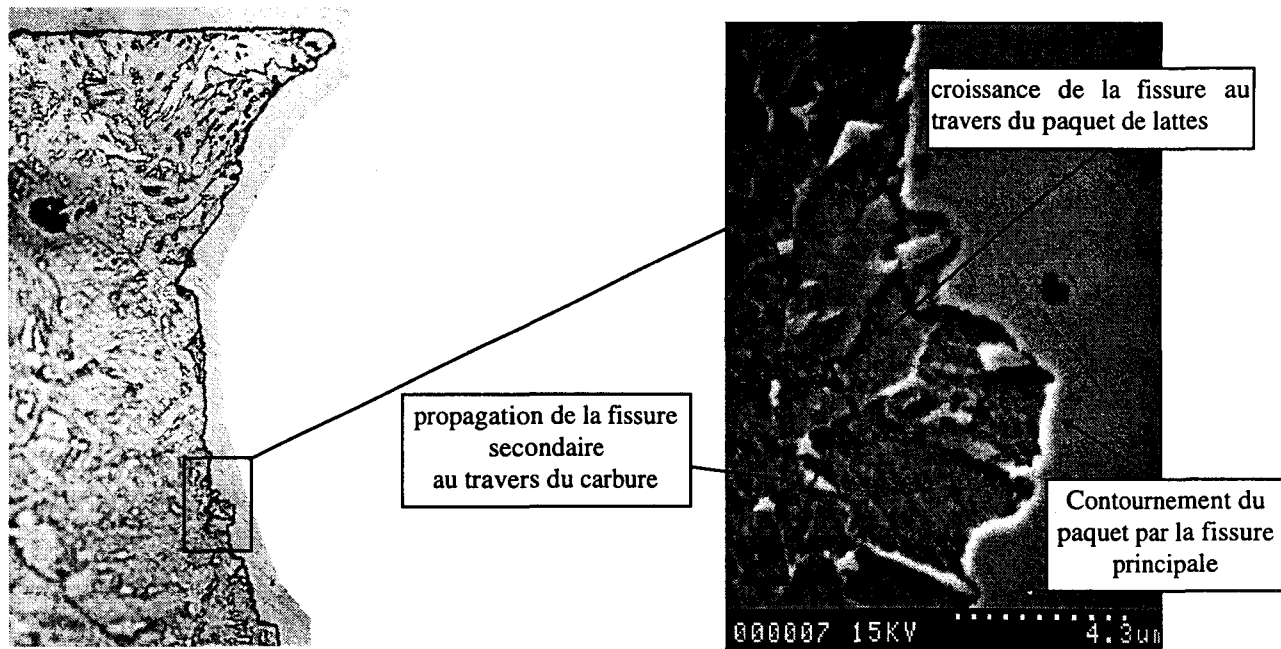


Fig. III - 35 : Bifurcations et branchements constatés dans le domaine de propagation des fissures courtes dans l'éprouvette AL3

Les photos de la figure III-36 relatives à la fissure principale dans l'éprouvette AP4 (arrêtée à 40000 cycles, soit pour une fraction estimée de durée de vie de 67 %) confirment le mode de propagation à 45° au moins dans le 1^{er} stade FMC. A noter la présence d'une inclusion, à une vingtaine de μm sous la surface, qui ne semble pas avoir influencé le cheminement de la fissure. Cette fissure de profondeur 100 μm est encore dans le domaine de croissance des fissures courtes. Au cours de sa progression, elle a rencontré un amas de carbures, correspondant à un point de rencontre de paquets de lattes orientés dans plusieurs directions. On peut observer, en plus des nombreux branchements, une certaine décohésion de carbures voire même de lattes elles-mêmes, des ruptures et des fragmentations de carbure et de paquets de lattes, et enfin des bifurcations et contournements autour de carbures en fonction de leurs orientations relatives.

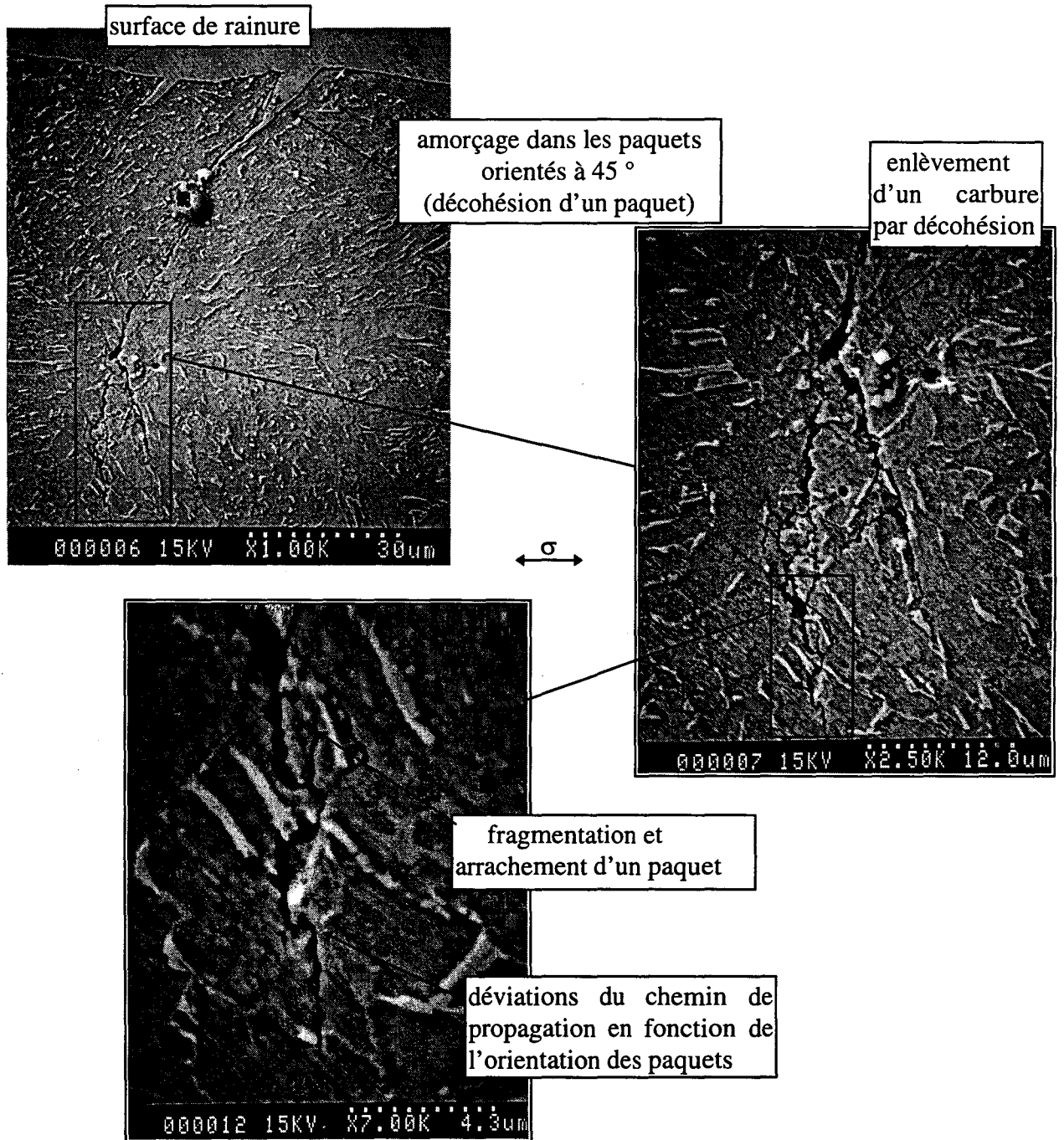


Fig. III - 36 : Cheminement de la fissure principale dans le stade des fissures courtes dans l'éprouvette AP4

III.2.2. Modélisation de la cinétique de propagation des fissures en ZAT

III.2.2.1. Identification des paramètres des modèles de propagation

Nous allons modéliser la cinétique de propagation des fissures en fonction de leur longueur en surface, en tenant compte des trois stades que nous avons identifiés : FMC, FPC et FL.

Le stade des fissures longues FL est classiquement régi par la mécanique élastique linéaire de la rupture (LEFM) et, dans le régime permanent, nous avons adopté un modèle exprimant la vitesse de propagation de fissure en surface $d2c/dN$ selon une loi de type PARIS :

- stade FL
$$\frac{d2c}{dN} = C.(\Delta\sigma.\sqrt{\pi.(2c)})^\gamma \quad (1)$$

avec C et γ : constantes dépendant du matériau,
 $\Delta\sigma$: variation de contrainte appliquée (MPa),
 $2c$: longueur de fissure en surface (μm).

Ce modèle sera considéré comme applicable au-delà du seuil $2c_{th}$ défini au paragraphe I.3.3.2.

Pour les stades FMC et FPC, correspondant aux régimes de propagation appelés par MILLER [MIL93] et d'autres auteurs MFM (Microstructural Fracture Mechanics) et EPFM (Elastic-Plastic Fracture Mechanics), nous avons adopté des modèles correspondant aux lois proposées par BROWN [BRO86] pour les fissures courtes. Ces lois tiennent compte d'un seuil microstructural d :

- stade FMC
$$\frac{d2c}{dN} = A.(\Delta\sigma)^\alpha.(d - 2c) \quad (2)$$

- stade FPC
$$\frac{d2c}{dN} = B.(\Delta\sigma)^\beta.(2c - d) \quad (3)$$

avec A, B, α et β : constantes dépendant du matériau,
 $\Delta\sigma$: variation de contrainte appliquée (MPa),
 $2c$: longueur de fissure en surface (μm),
 d : seuil microstructural (μm).

De façon à pouvoir identifier les différents paramètres de ces lois, et à partir des observations sur les répliques, nous avons pris comme seuil microstructural FMC/FPC la valeur $d = 50 \mu\text{m}$, et nous avons choisi comme valeur de transition FPC/FL une longueur seuil $2c_{th} = 750 \mu\text{m}$, quel que soit le niveau de contrainte, même si en réalité ce seuil en dépend légèrement.

Nous avons ensuite mené l'identification des paramètres des 3 lois à partir des résultats des essais menés aux niveaux haut 500 MPa et bas 430 MPa (Fig. III-37) de la façon suivante :

- dans le stade FMC, caractérisé par de nombreux arrêts de croissance de fissure (points à vitesse nulle), nous visons les enveloppes supérieures des points expérimentaux,
- dans le stade FPC, nous cherchons par une méthode des moindres carrés une courbe décrivant l'ensemble des points expérimentaux jusqu'à la valeur seuil $2c_{th}$,

- enfin, dans le stade FL, nous assurons la continuité avec les points-frontière calculés par la loi précédente et le passage au mieux par les quelques points expérimentaux disponibles.

Nous obtenons les résultats suivants :

• FMC
$$\frac{d2c}{dN} = A.(\Delta\sigma)^\alpha.(50 - 2c) \quad 0 \leq 2c < 50 \mu\text{m} \quad (4)$$

avec $A = 5,8.10^{-36}$ et $\alpha = 11,78$

• FPC
$$\frac{d2c}{dN} = B.(\Delta\sigma)^\beta.(2c - 50) \quad 50 < 2c \leq 750 \mu\text{m} \quad (5)$$

avec $B = 6,8.10^{-41}$ et $\beta = 13,54$

• FL
$$\frac{d2c}{dN} = C.(\Delta\sigma.\sqrt{\pi.(2c)})^\gamma \quad 2c \geq 750 \mu\text{m} \quad (6)$$

avec $C = 5,8.10^{-25}$ et $\gamma = 5,22$

Les constantes sont calculées avec N en cycles, $\Delta\sigma$ en MPa et 2c en microns. La figure III-37 confronte les points expérimentaux avec les courbes correspondant à ces modèles pour les niveaux de contrainte 430 et 500 MPa. On peut considérer que l'ajustement numérique est très satisfaisant.

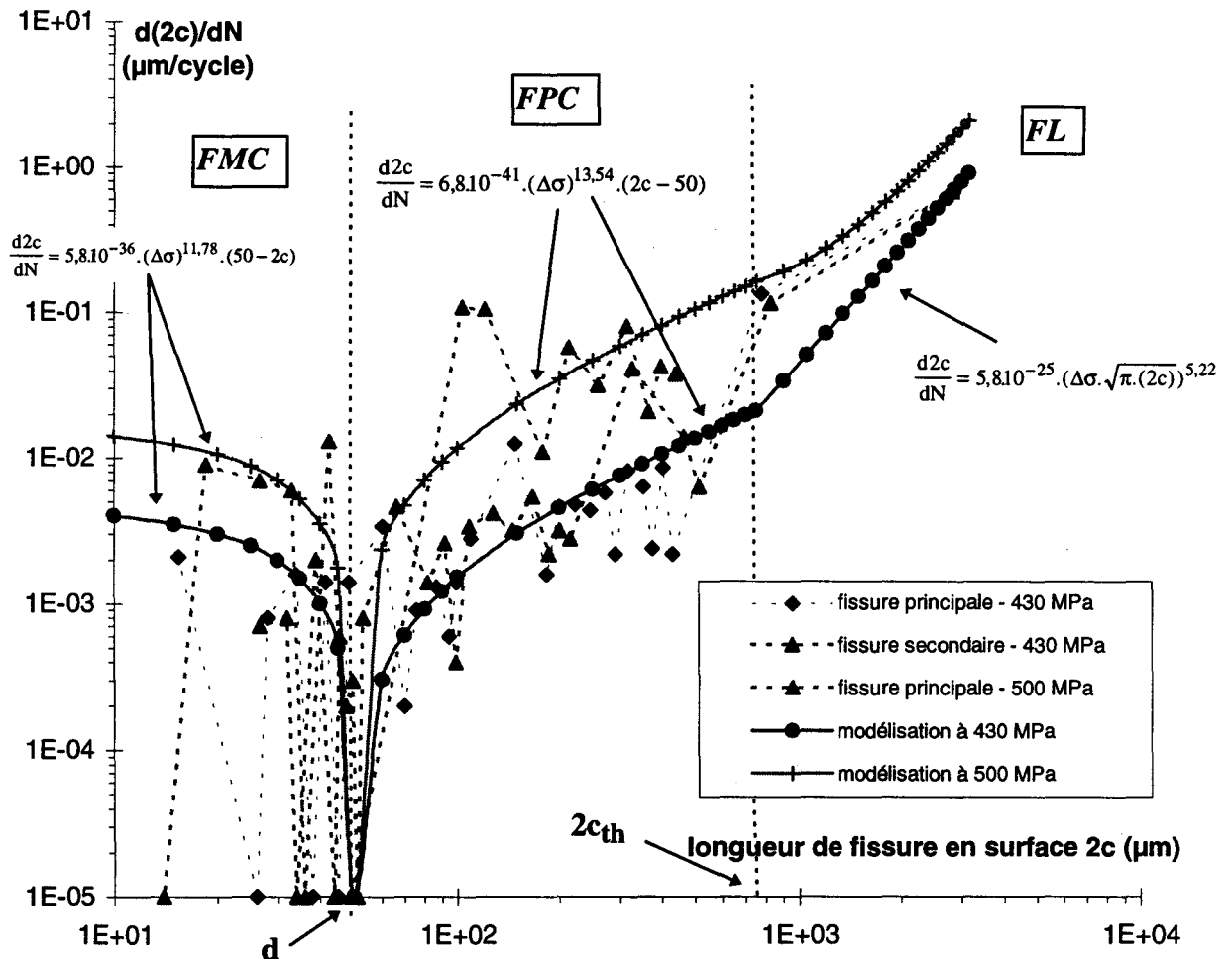


Fig. III - 37 : Modélisation des cinétiques de propagation dans les 3 domaines FMC, FPC et FL pour les niveaux de contrainte 430 et 500 MPa.

III.2.2.2. Prédiction des courbes de Woehler à rupture et à l'amorçage

Nous avons voulu intégrer ces lois de propagation sur leurs domaines respectifs de façon à calculer le nombre de cycles correspondant à chacun des 3 stades et par suite calculer un nombre de cycles à rupture.

Dans le 1^{er} stade FMC, on obtient N_{FMC} en intégrant l'équation différentielle à variables séparables (4) pour une longueur $2c$ variant de 0 à d_1 :

$$\int_{N=0}^{N=N_{FMC}} dN = \frac{1}{5,8 \cdot 10^{-36} (\Delta\sigma)^{11,78}} [\ln(50 - 2c)]_{2c=0}^{d_1} \quad (7)$$

où d_1 est une longueur de fissure en surface légèrement inférieure à d . En effet, l'intégration de l'équation (7) en $2c = d$ donne un nombre de cycles infini. Cette intégration de la loi de propagation (4) n'est donc pas envisageable sur toute l'étendue du stade FMC ($0 \leq 2c \leq 50 \mu\text{m}$).

Dans le 2^{ème} stade FPC, on obtient N_{FPC} en intégrant l'équation différentielle à variables séparables (5) pour une longueur $2c$ variant de d_2 à $750 \mu\text{m}$:

$$\int_{N=0}^{N=N_{FPC}} dN = \frac{1}{6,8 \cdot 10^{-41} (\Delta\sigma)^{13,54}} [\ln(2c - 50)]_{d_2}^{2c=750} \quad (8)$$

où d_2 est une longueur de fissure en surface légèrement supérieure à d . Là encore, cette dernière équation présente en effet une singularité en $2c = d$ ne permettant pas une intégration sur toute l'étendue du stade FPC.

Cette singularité mathématique traduit bien la notion de seuil microstructural. En théorie, d'après les modèles proposés en (4) et (5), plus la fissure est proche de la barrière microstructurale majeure, plus la vitesse de croissance de la fissure tend à diminuer et plus le nombre de cycles tend alors à augmenter.

En réalité, pour les essais réalisés aux différents niveaux de contrainte, on constate que la fissure s'arrête effectivement à la fin du stade FMC au niveau du seuil microstructural, puis continue de se propager dans le stade FPC après un arrêt correspondant à un nombre moyen de 12000 cycles (cf. tableau III-5).

Nous avons choisi de prendre d_1 égale à $49 \mu\text{m}$ et d_2 à $51 \mu\text{m}$, en supposant qu'entre ces deux valeurs la fissure courte ne se propageait pas suivant le modèle des lois (4) et (5) proposées mais qu'elle franchit la barrière microstructurale majeure (que constitue l'ancien joint de grain γ), dont la dimension est raisonnablement estimée égale à $2 \mu\text{m}$, en une durée de 12000 cycles.

L'intégration de l'équation (7) pour $0 \leq 2c \leq 49 \mu\text{m}$ nous donne alors :

$$N_{FMC} = 6,9 \cdot 10^{35} \cdot (\Delta\sigma)^{-11,78}$$

De la même façon, l'intégration de l'équation (8) pour $51 \leq 2c \leq 750 \mu\text{m}$ nous donne :

$$N_{FPC} = 9,7 \cdot 10^{40} \cdot (\Delta\sigma)^{-13,54}$$

Dans le stade FL, on obtient N_{FL} en intégrant l'équation (6) pour une longueur $2c$ variant de 750 à 12 mm :

$$\int_{N=0}^{N=N_{FL}} dN = \frac{1}{1,2 \cdot 10^{-23} (\Delta\sigma)^{5,22}} \cdot \int_{2c=750}^{2c=12000} \frac{d2c}{(2c)^{2,6}} \quad (9)$$

La valeur maximale de 12 provient de l'observation suivante : elle correspond à la dimension moyenne observée sur les faciès de rupture des éprouvettes AR rompues par fatigue : à la rupture, la fissure principale a généralement traversé toute la largeur de l'éprouvette (4,7 mm) tandis que le front de fissure s'étend sur la largeur de l'éprouvette sur 12 mm en moyenne.

L'intégration de l'équation (9) pour $750 \leq 2c \leq 12000 \mu m$ nous donne alors :

$$N_{FL} = 1,3 \cdot 10^{18} \cdot \Delta\sigma^{-5,22}$$

En rajoutant les 12000 cycles correspondant au passage du seuil microstructural, le nombre de cycles à rupture est alors le suivant :

$$N_R = N_{FMC} + 12000 + N_{FPC} + N_{FL}$$

On en déduit l'expression de N_R en fonction de $\Delta\sigma_N$, cette expression définissant la courbe de Woehler à rupture dans la condition arasée-rainurée :

$$N_R = 6,9 \cdot 10^{35} \cdot \Delta\sigma^{-11,78} + 12000 + 9,7 \cdot 10^{40} \cdot \Delta\sigma^{-13,539} + 1,3 \cdot 10^{18} \cdot \Delta\sigma^{-5,22} \quad (10)$$

Sur la figure III-38, nous pouvons comparer la courbe de Woehler à rupture ainsi déterminée avec les points expérimentaux correspondant aux essais de fatigue sur les éprouvettes AR. La relation (10) conduit à une limite de fatigue conventionnelle $\Delta\sigma_D 2 \cdot 10^6$ égale à 371 MPa, alors que le modèle de Bastenaire simplifié (ESOPE) avait donné pour cette limite 396 MPa (cf. paragraphe III.1.2.).

La bonne concordance de ces résultats et la bonne corrélation entre courbe de Woehler calculée et résultats expérimentaux nous permet rétrospectivement de considérer comme acceptables les différentes hypothèses prises aux différents stades du calcul.

De façon parallèle, et suivant en cela d'autres travaux sur les fissures courtes [MIL93, MIL96] nous pouvons considérer que la durée de vie à l'amorçage - définie au sens de la barrière microstructurale majeure - correspond au nombre de cycles, pour un niveau de contrainte donné, nécessaire à la propagation d'une fissure microstructuralement courte jusqu'au seuil microstructural d .

Le nombre de cycles à l'amorçage est donc obtenu par intégration de l'équation (4) dans le stade FMC uniquement, et on peut écrire :

$$N_a = N_{FMC}$$

La figure III-38 présente la courbe de Woehler à l'amorçage $\Delta\sigma-N_a$ ainsi calculée dans le domaine de l'endurance limitée. La limite de fatigue à l'amorçage calculée conventionnellement à 2.10^6 cycles est alors de 325 MPa ; cette valeur signifie qu'en-dessous de ce niveau de contrainte, il peut exister des fissures microstructurellement courtes mais qui ne se propageront pas au-delà du seuil microstructural d en surface.

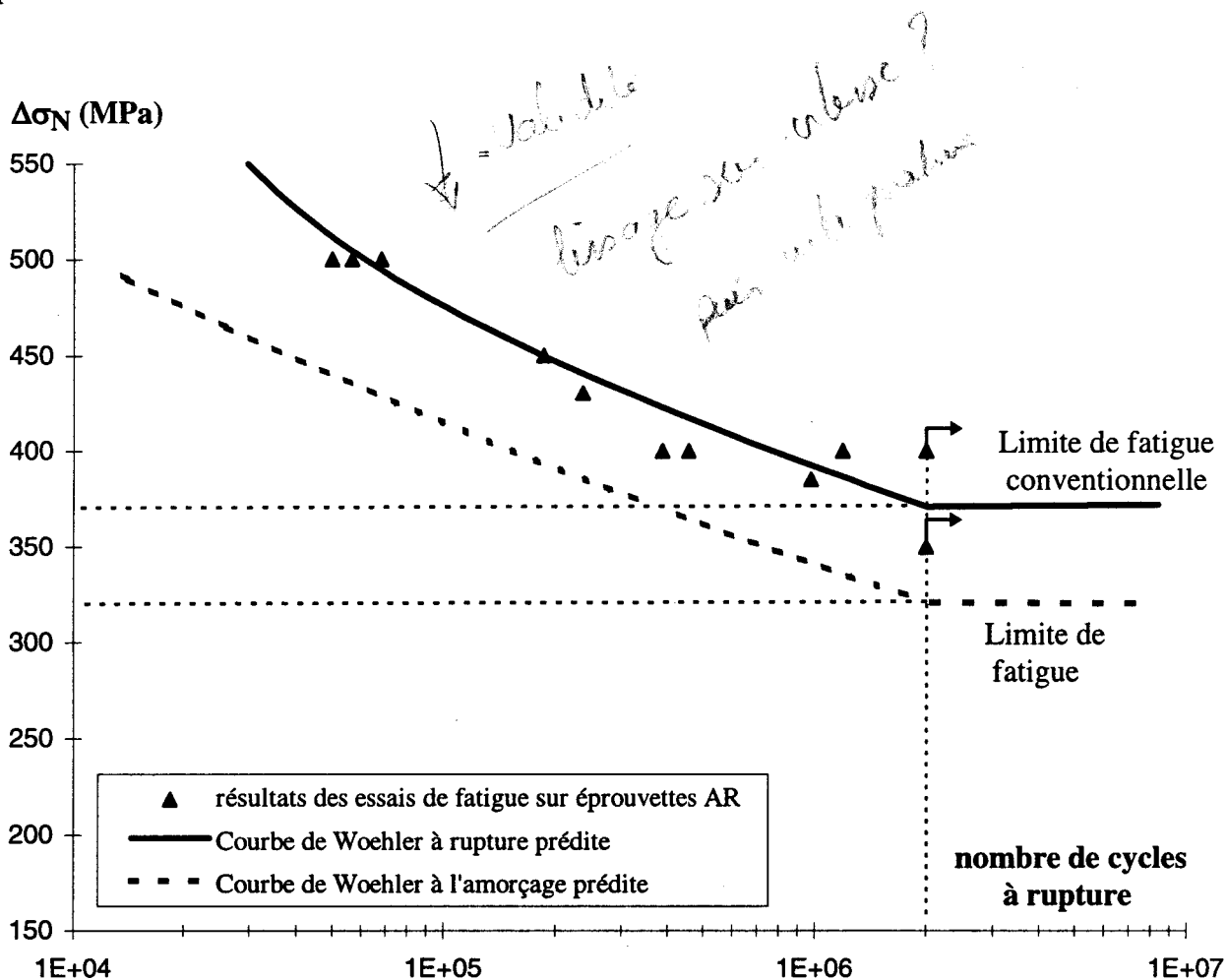


Fig. III-38 : Prédiction des courbes de Woehler à l'amorçage et à rupture et définition des limites d'endurance

III.2.3. Conclusions

L'utilisation des éprouvettes arasées-rainurées a permis de mettre en évidence que l'amorçage des fissures de fatigue se localise essentiellement dans la ZAT gros grains. Comme celle-ci n'était pas située strictement dans le fond de la rainure, dont la géométrie est volontairement douce, l'amorçage est bien influencé par un effet de microstructure et non par un effet de géométrie.

La technique des répliques plastiques et l'étude de coupes transverses aux faciès de rupture ont permis d'analyser l'influence des paramètres microstructuraux sur l'amorçage et la propagation des fissures de fatigue.

La figure III-39 est un schéma de synthèse qui met en évidence l'influence de la microstructure bainitique de la ZAT gros grains. Nous avons en particulier considéré l'amorçage et la propagation des fissures courtes dans le volume d'influence de la microstructure, étant donné que la fissure se propage à la fois en surface et en profondeur.

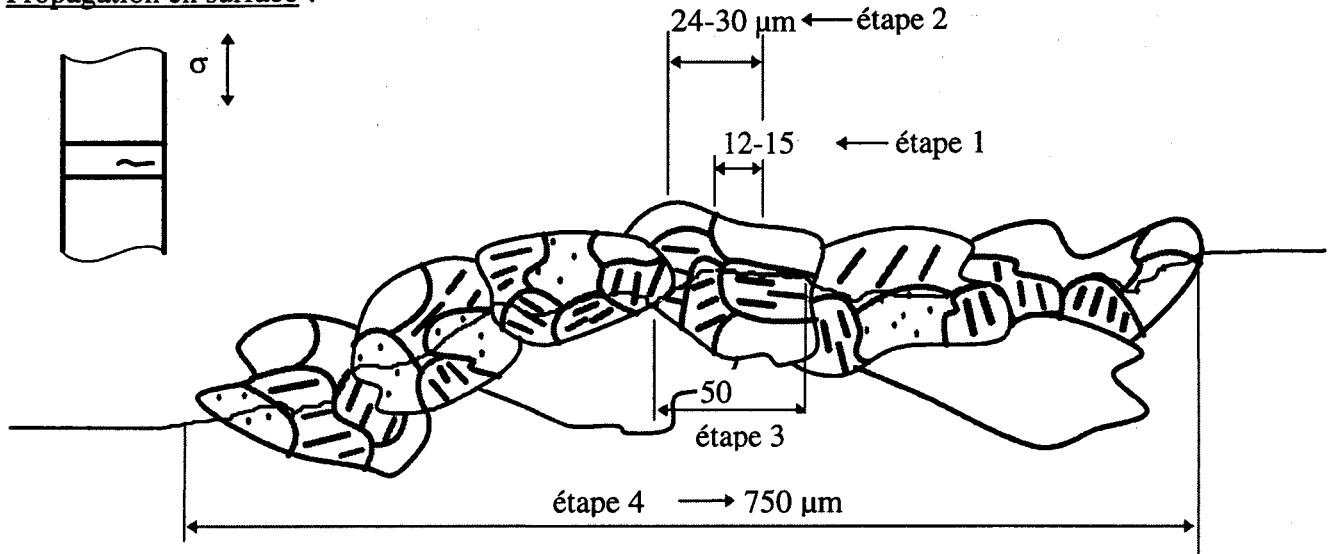
Les résultats nous permettent de distinguer plusieurs étapes (Fig. III-39) dans les mécanismes d'amorçage et de propagation :

- étape 1 : l'amorçage se produit dans les paquets de lattes orientés à 90° en surface et à 45° en profondeur par rapport à l'axe de sollicitation suivant un mécanisme de décohésion de la latte de bainite dans la matrice ferritique.
- étape 2 : la croissance est arrêtée, dans le stade FMC, tous les 12 à 15 μm en surface aux frontières des paquets de lattes désorientés par rapport au chemin de propagation. On observe des déviations du chemin de propagation tous les 6 à 8 μm en profondeur correspondant à ces mêmes arrêts de croissance en surface. Ces déviations correspondent aux frontières des paquets de lattes en profondeur.
- étape 3 : Pour une longueur en surface de 50 μm , la fissure courte doit franchir l'ancien joint de grain γ qui représente l'obstacle microstructural majeur, capable d'arrêter le cheminement des fissures courtes.
- étape 4 : une fois le seuil microstructural franchi, la fissure n'est plus arrêtée mais seulement ralentie par les barrières suivantes dans le stade FPC. Comme précédemment, la fissure physiquement courte se propage en surface comme en profondeur, soit dans l'alignement des carbures, soit en contournant les paquets les plus désorientés.

L'étendue du domaine d'influence de la microstructure est de 700 à 800 μm en surface et de 160 à 190 μm en profondeur.

On observe que sur ce domaine d'influence, les perturbations du chemin de croissance, en surface comme en profondeur, sont directement liées à l'orientation relative des paquets de lattes vis-à-vis de la direction de propagation. La fissure courte se propage soit dans l'alignement des carbures faiblement désorientés, soit en contournant les paquets les plus désorientés.

Propagation en surface :



Propagation en profondeur :

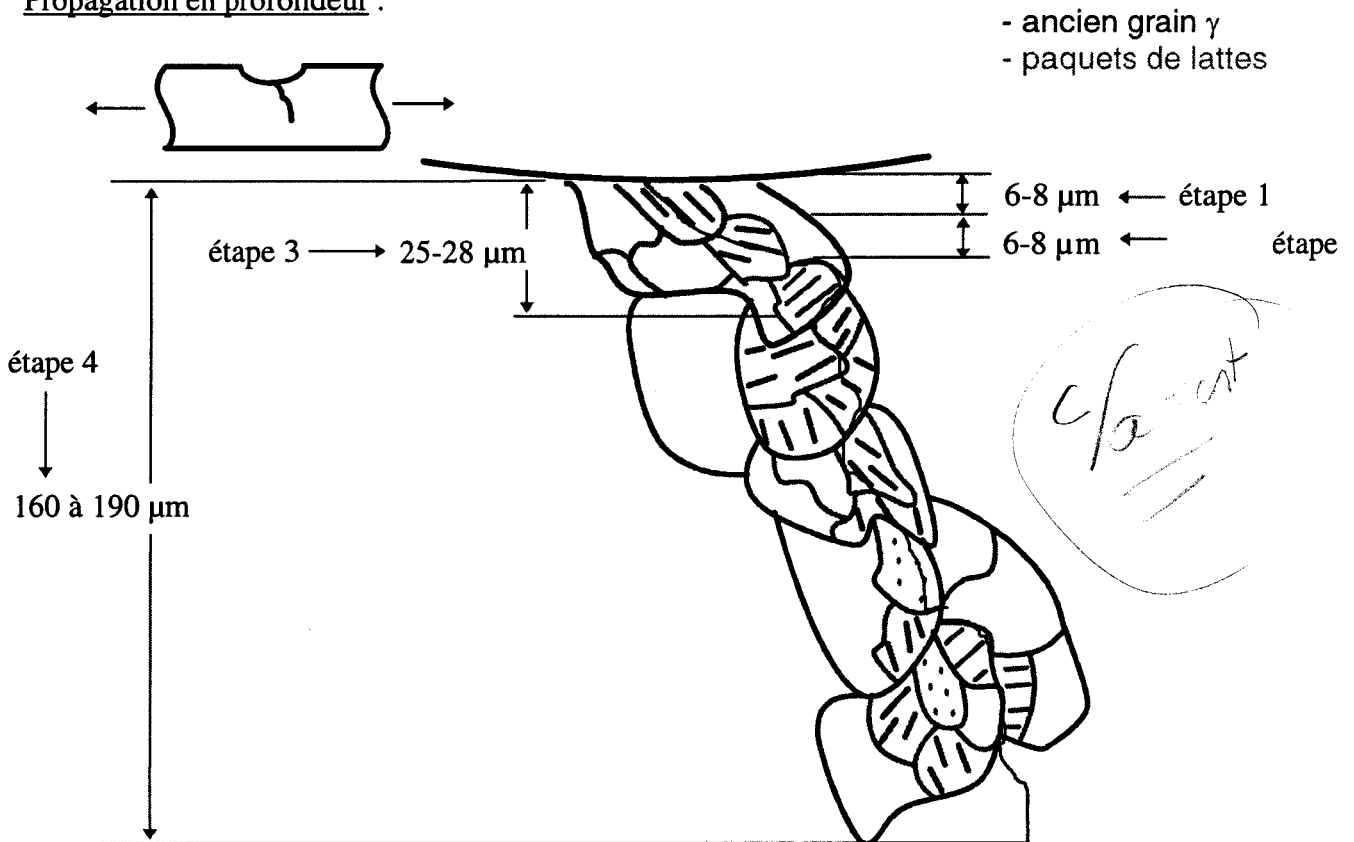


Fig. III-39 : Schéma de synthèse montrant l'influence de la microstructure bainitique sur l'amorçage et la croissance des fissures courtes

Les paramètres microstructuraux importants de la bainite de la ZAT gros grains sont ainsi identifiés. Il s'agit de :

- l'interface *latte de carbure/matrice ferritique*
- la taille des paquets de lattes,
- la taille de l'ancien joint de grain austénitique,

- l'orientation des paquets de lattes par rapport au chemin de propagation aussi bien en surface qu'en profondeur,
- la désorientation des paquets de lattes entre eux et des anciens grains γ entre eux.

Ce sont les facteurs d'ordre métallurgique sur lequel il convient donc de jouer pour envisager d'améliorer la résistance en fatigue de ce type de microstructure. Trois perspectives d'amélioration peuvent alors être proposées :

- limiter la grosseur du grain γ et par conséquent la taille des paquets de lattes, en modifiant le cycle de soudage, ou encore en modifiant la composition chimique initiale du métal de base,
- privilégier une orientation favorable des lattes au cours du refroidissement,
- améliorer la nature de l'interface latte de carbure/ matrice ferritique où s'amorcent les fissures courtes.

Le dépouillement des répliques a mis en évidence :

- l'existence de 3 domaines de propagation distincts, le stade des fissures microstructuralement courtes, le stade des fissures physiquement courtes et le stade des fissures longues,
- l'existence d'un seuil microstructural en surface à 50 μm ,
- l'existence d'un seuil mécanique à 700-800 μm correspond à la transition entre fissures courtes et fissures longues.

A partir des résultats des répliques, les paramètres des lois de propagation proposées par Brown [BRO86] ainsi que ceux d'une loi de type PARIS, ont été identifiés pour chacun de ces trois domaines.

L'intégration de ces lois sur leurs domaines respectifs nous a permis de prédire une courbe de Woehler à rupture complète, en tenant compte d'un certain nombre de cycles nécessaires au passage du seuil microstructural. Cette courbe s'ajuste de façon très satisfaisante avec les résultats expérimentaux des essais sur éprouvettes AR.

La limite d'endurance conventionnelle à $2 \cdot 10^6$ cycles est estimée égale à 371 MPa, en bon accord avec celle obtenue à partir des essais de fatigue (396 MPa).

Un critère d'amorçage a été défini pour la condition arasée-rainurée. Le nombre de cycles à l'amorçage correspond au nombre de cycles nécessaire pour que l'une des fissures microstructuralement courtes atteigne le seuil microstructural d en surface. Une limite de fatigue peut alors être prédite (325 MPa), qui est la valeur seuil en dessous de laquelle il ne peut exister que des fissures microstructuralement courtes.

III.3. Définition d'un critère d'amorçage dans le cas des éprouvettes brutes de soudage

Ce paragraphe se propose de revenir sur la problématique du comportement en fatigue des éprouvettes brutes de soudage (cf. introduction générale) et en particulier, à la lumière de ce qui a été dit précédemment, de définir un critère d'amorçage pour ce type d'éprouvettes.

On se souvient que les éprouvettes brutes de soudage ont été quasi-systématiquement instrumentées à l'aide d'une chaînette de 8 jauges de déformation collées au plus près d'un pied de cordon côté 2^{ème} passe, côté ZAT gros grains (les 3 autres pieds de cordon étant meulés de façon à y prévenir l'amorçage des fissures de fatigue).

III.3.1. Etalonnage de la réponse des jauges

Nous avons procédé à une série d'essais interrompus (séquentiels ou non) pour diverses fractions de durée de vie, de façon à marquer le front de fissure au cours du cyclage et par suite d'établir une corrélation entre sa profondeur et la dérive d'une des dérives des signaux de jauges affectées par la fissuration. C'est plus particulièrement la dérive des valeurs crêtes du signal de la jauge la plus affectée qui va nous intéresser.

L'objectif est d'établir une courbe d'étalonnage exprimant la longueur de fissure a en profondeur en fonction du pourcentage de dérive de la jauge la plus affectée par la fissuration.

Un contrôle en temps réel de l'évolution des signaux de jauges en sortie de conditionneur a été effectué via une carte d'acquisition spécifique pilotée en Quick-Basic, le logiciel de pilotage n'étant pas prévu pour ce type d'acquisition. Nous avons donc pu calculer, en temps réel, l'évolution des réponses de chacune des 8 jauges, analyser leurs dérives et décider du moment opportun d'arrêter l'essai pour procéder à un marquage.

III.3.1.1. Techniques de marquage

Ne connaissant pas à l'avance quelle technique de marquage de front de fissure serait le plus efficace pour permettre une mesure de ses dimensions, nous avons utilisé 3 techniques de marquage différentes.

III.3.1.1.1. Marquage par surcharge

Cette première technique consiste à appliquer un bloc de plusieurs cycles de chargement à un rapport de charge bien supérieur ($R_{\sigma} = 0,9$) à celui de l'essai ($R_{\sigma} = 0,1$) tout en gardant le même niveau de contrainte maximale appliquée.

Cette technique a été utilisée pour marquer plusieurs fronts de fissures au cours d'essais séquentiels sur les éprouvettes brutes AE1 (2 fronts) et AD3 (4 fronts). Après le dernier marquage, l'essai a été poursuivi jusqu'à rupture. L'analyse des faciès nous a permis de mesurer les longueurs de fissures relatives aux fronts ainsi marqués (cf. ANNEXE VIII).

Il faut noter que ces essais montrent que cette technique ne se révèle efficace que dans le cas où les dérives des jauges sont déjà importantes.

III.3.1.1.2. Marquage par fragilisation à basse température

Cette deuxième technique consiste à rompre l'éprouvette préalablement cyclée en fatigue après avoir immergé la zone fissurée dans un bain d'azote liquide, de façon à casser en mode fragile le ligament restant. Le front ainsi marqué correspond alors à la transition de faciès fatigue/rupture fragile.

Deux éprouvettes brutes ont été ainsi cyclées jusqu'à 1,5 et 3,5 % de dérive de la jauge la plus affectée par la fissuration. Etant donné la faible taille de la fissure de fatigue, et pour être sur de casser l'éprouvette au niveau de cette fissure de fatigue, nous avons au préalable d'une part arasé le cordon côté 1^{ère} passe et d'autre part donné un trait de scie du côté opposé à la fissure de fatigue pour faciliter la rupture (Fig. III-40).

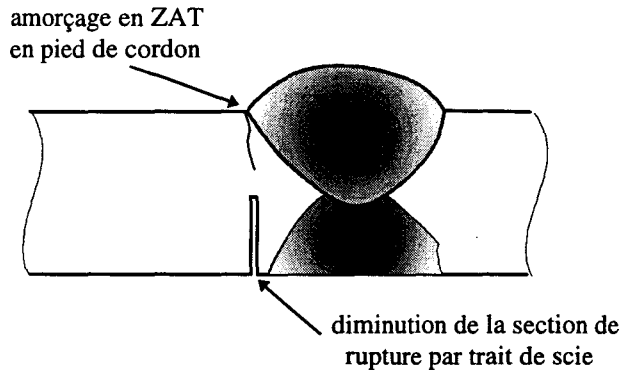


Fig. III-40 : Détail de la préparation de l'éprouvette avant rupture à froid

Les faciès de rupture ont été ensuite observés au microscope électronique à balayage. L'éprouvette cyclée jusqu'à une dérive de 1,5 % a été rompue après refroidissement par choc. Malheureusement, aucun front de fissure correspondant à une progression de fissures n'a pu être observée. Peut-être la section dans laquelle la rupture s'est faite, s'est-elle retrouvée légèrement décalée par rapport au plan de la fissure de fatigue si celle-ci était de dimensions trop réduites pour jouer un rôle significatif dans la localisation de la section de rupture.

En revanche, le résultat a été concluant pour l'éprouvette cyclée jusqu'à une dérive de 3,5 %. Celle-ci a été rompue après refroidissement par choc. La fissure observée au MEB était dans ce cas très allongée : $a = 124 \mu\text{m}$, $2c = 1048 \mu\text{m}$ comme le montre la figure III-41.

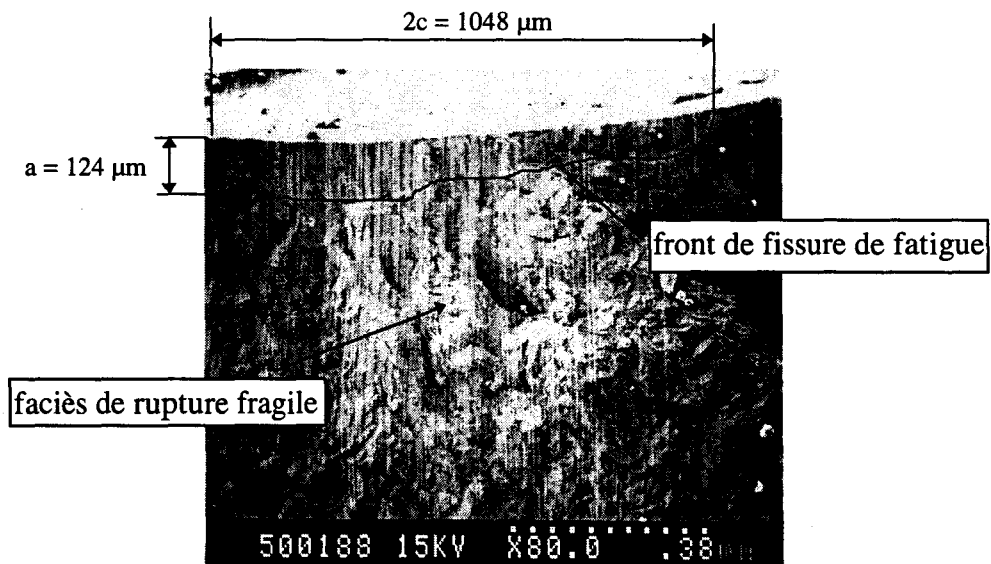


Fig. III-41 : Observation au MEB du front de fissure correspondant à une dérive de jauge supérieure à 3 %

On peut en conclure que le marquage du front de fissure par fragilisation à basse température du ligament restant semble être une technique intéressante en terme de rapidité mais peu adaptée à la mise en évidence de très petites fissures, de profondeur inférieure à 100 μm .

III.3.1.1.3. Marquage par brunissage

Cette troisième technique de marquage a été testée sur les deux éprouvettes brutes de soudage AE5 et AC6. Les essais de fatigue menés à $R_\sigma = 0,1$ et $\Delta\sigma_N = 333 \text{ MPa}$ ont été arrêtés respectivement pour des dérives de 2,23 et 2,21 %.

Les éprouvettes ont alors été démontées pour subir un brunissage réalisé en plaçant l'éprouvette dans un four à 500°C pendant une demi-heure. Puis les essais ont été repris dans les conditions initiales (cf. ANNEXE VIII).

Le marquage par brunissage est une technique efficace pour marquer des fronts de fissure atteignant une profondeur de quelques 1/10^{ème} de mm. Pour des valeurs inférieures, cette technique a tout de même permis de déceler avec quelque difficulté les fronts de fissures.

III.3.1.1.4. Conclusion

Des trois techniques de marquage de front de fissure que nous avons essayées, cette dernière technique semble la plus adaptée à notre étude.

A noter que les interruptions des essais pour marquage par surcharge ou par brunissage n'ont pas eu d'influence notable sur les durées de vie à rupture atteintes après reprises des essais. Ainsi, l'éprouvette brute AD5 (cf. ANNEXE VIII), testée au même niveau de contrainte que les éprouvettes AC6 et AE5, a présenté sensiblement le même nombre de cycles à rupture.

III.3.1.2. Courbe d'étalonnage

Le tableau III-6 récapitule les résultats obtenus par les essais interrompus pour marquage des fronts de fissure. Il précise, pour chaque éprouvette, le pourcentage de dérive de la jauge la plus affectée par la fissuration, le niveau de contrainte, le type de marquage et les longueurs de la fissure en profondeur a et en surface 2c.

A partir de ces résultats, on peut tracer la courbe exprimant la longueur de fissure en profondeur a, en fonction du pourcentage de dérive de la jauge la plus affectée par la fissuration, comme le montre la figure III-42.

Repère d'éprouvette brute	$\Delta\sigma_N$ (MPa)	N_R (cycles)	type de marquage	dérive (%)	longueur de fissure a (mm)	longueur de fissure 2c (mm)
AC6	333	259088	brunissage	2,21	0,23	2,360
AE5	333	309482	brunissage	2,23	0,05	0,143
AD3	333	322752	surcharge	5,28	0,537	4,154 10,154
				7,22	1,20	
				11,3	1,90	
				17,44	3,90	
AH5	400	arrêt à 48034	azote	3,31	0,124	1,048
AE1	400	153366	surcharge	7,56	0,7	4,800
				12,52	2,89	10,750

Tableau III-6 : Dimensions des fronts de fissures marqués par différentes techniques lors des essais interrompus

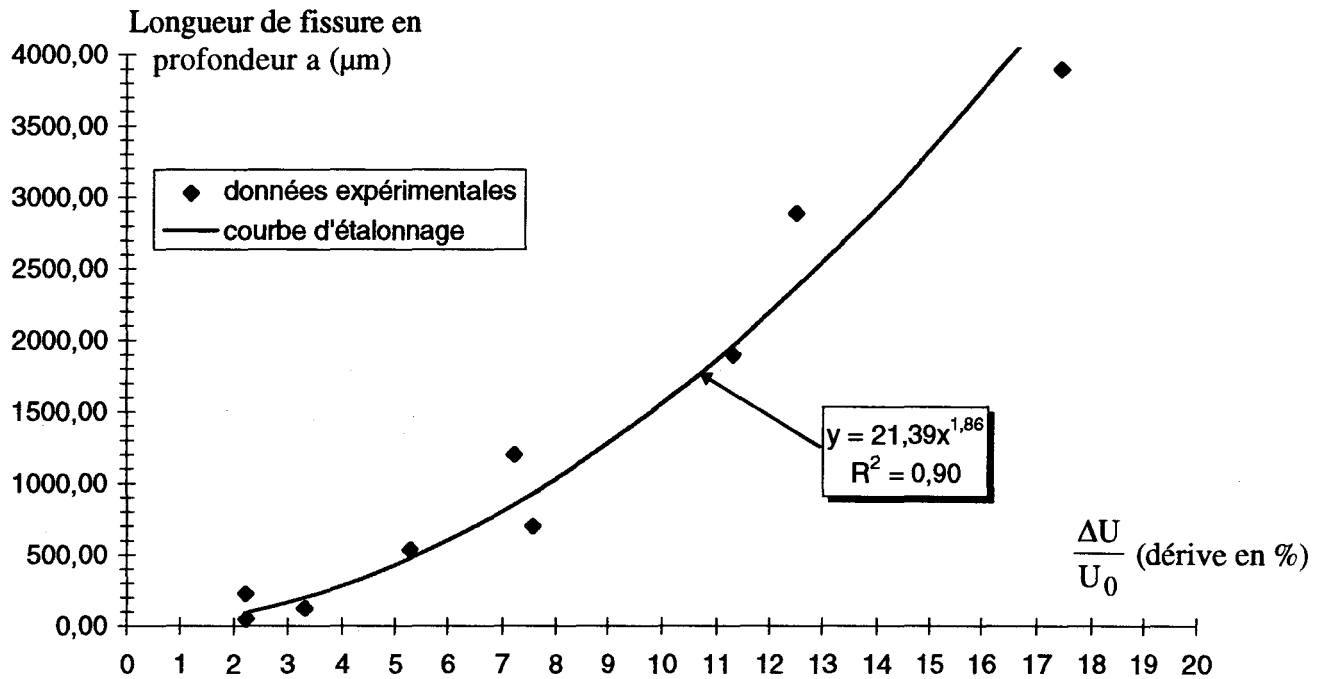


Fig. III-42 : Courbe d'étalonnage de la méthode des jauges de déformation utilisée sur éprouvettes brutes de soudage

La courbe d'étalonnage également tracée en figure III-42 correspond à une loi puissance dont les coefficients ont été identifiés par une méthode des moindres carrés à partir des résultats expérimentaux. Nous obtenons la relation suivante :

$$a = 21,39 \times \left(\frac{\Delta U}{U_0} \right)^{1,86} \quad \text{avec } a \text{ en } \mu\text{m}, \quad \frac{\Delta U}{U_0} \text{ en } \%$$

Il est à noter que U est la tension de sortie du pont de jauge de chaque voie d'acquisition et que U₀ est la tension au début de l'essai. Etant donné que la tension mesurée en sortie de chaque pont de jauge est négligeable devant l'unité, la déformation est égale à la tension mesurée multipliée

par le terme $-4.U/k$ où k est le facteur de jauge ($k \approx 2$, en général). De ce fait on peut évaluer, en 1^{ère} approximation, les variations relatives de la tension $\Delta U/U_0$ aux variations relatives de la déformation $\Delta \epsilon/\epsilon_0$.

La figure III-43 présente, à des fins de comparaison, la courbe d'étalonnage obtenue par JANOSCH [JAN92], pour des joints en T en acier E 36.4 sollicités en flexion 3 points à $R_\sigma = 0,1$, en utilisant également une technique de microjauges collées à proximité immédiate du pied de cordon avec cependant une surface de grille plus petite.

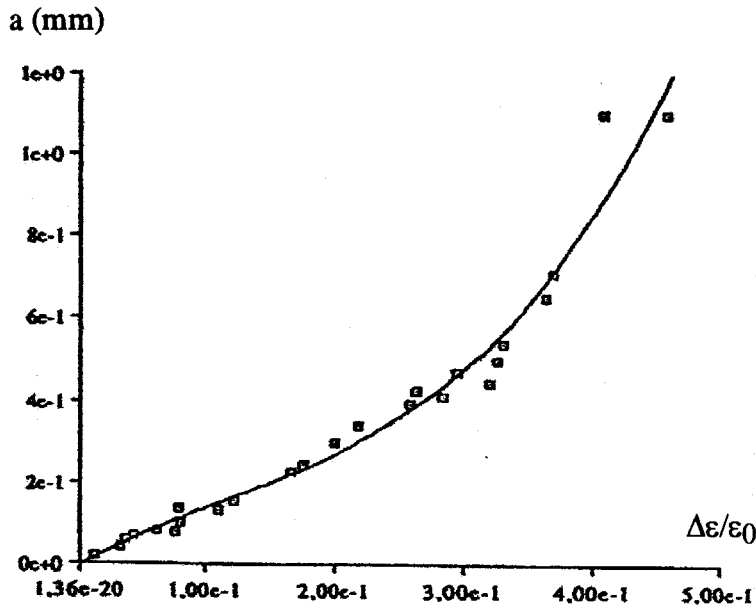


Fig. III-43 : Courbe d'étalonnage pour joints en T en E 36.4 sollicités en flexion 3 points [JAN92]

Allure des courbes d'étalonnage :

L'allure de la courbe d'étalonnage que nous obtenons est semblable à celle de la figure III-43.

Cependant, une dérive du signal de jauge de 10 % correspond dans notre cas à une longueur de fissure en profondeur d'environ 1,5 mm au lieu de 0,12 mm dans le cas de la flexion.

En plus du fait que la surface de grille de nos jauges est six fois plus grande que celle des jauges utilisées par JANOSCH, cette différence de sensibilité s'explique surtout par la nature des sollicitations imposées dans chaque étude. Nous avons en effet sollicité des joints bout-à-bout en traction ondulée, le gradient de contrainte nominale (hors effet d'entaille) dans une section de l'éprouvette est donc nul, tandis que JANOSCH a sollicité des joints en T en flexion 3 points, introduisant un gradient de contrainte nominale important dans la section de l'éprouvette. La présence du pied de cordon introduit dans les deux cas un effet de concentration de contrainte qui ne fait qu'exacerber cette notion de gradient de contrainte dans la section de l'éprouvette.

L'apparition d'une fissure entraînera alors une redistribution des contraintes beaucoup plus conséquente - et par suite une plus grande variation du signal de jauge - dans le cas de la flexion 3 points comparé au cas de la traction.

Seuil de détection :

Pour la flexion 3 points, JANOSCH a estimé à 50 μm la longueur de fissure minimale a_0 qu'il pouvait détecter par la méthode de microjauges en pied de cordon.

Dans notre cas d'étude, nous pouvons estimer notre seuil de détection à 80 μm correspondant à une dérive de 2 % de la jauge la plus affectée. En pratique, nous avons pu tout de même détecter une fissure de 50 μm de profondeur pour 2,23 % de dérive de jauge (éprouvette AE5).

Domaine de validité

L'observation des faciès de rupture nous permet de mesurer également les profondeurs de fissures au niveau des marquages « naturels » que sont en fait les fronts limites de propagation de la fissure de fatigue au moment de la rupture brutale finale.

A titre d'exemple, la figure III-44 montre le faciès de rupture de l'éprouvette brute AD3. On y observe :

- les 2 derniers marquages successifs provoqués par surcharge sous la jauge 3 où l'amorçage de la fissure s'est produit.
- le front à la rupture finale qui montre une progression de deux fissures macroscopiques qui ont fini par coalescer : celle déjà située au niveau de la jauge 3, puis 3 et 4, et une autre face à la jauge 8 présentant la plus grande profondeur.

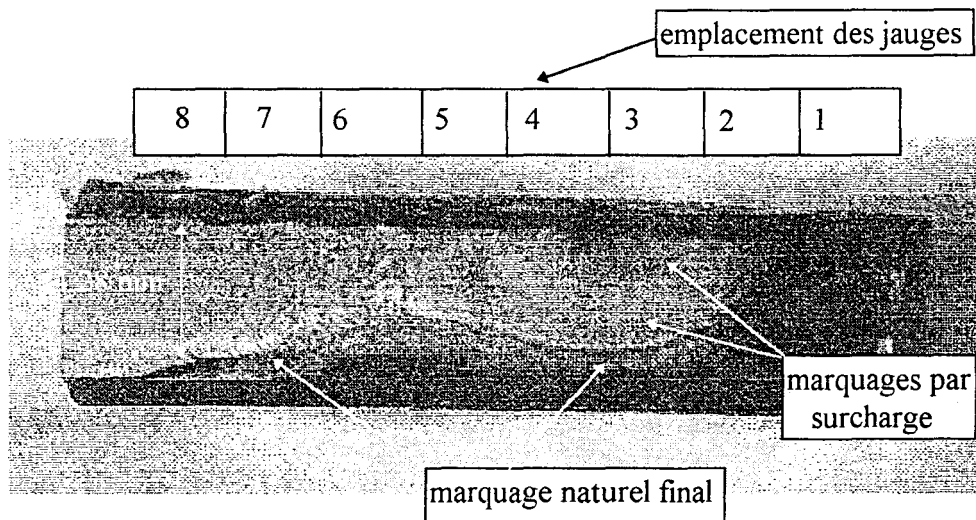


Fig. III-44 : Faciès de rupture de l'éprouvette AD3 testée à $R_{\sigma} = 0,1$ et $\Delta\sigma_N = 333 \text{ MPa}$

L'analyse en parallèle de la réponse des jauges (Fig. III-45) permet de suivre le processus de fissuration :

- c'est effectivement la jauge n°3 qui dérive la première et on observe que la déformation correspondante (de signe opposée à la tension en sortie de pont) diminue, alors que les signaux des autres jauges évoluent en sens inverse,
- vers 310000 cycles, on constate une inversion du sens de la dérive de la jauge 8 : une fissure s'amorce à ce niveau et évolue très rapidement,
- vers 320000 cycles, la progression de cette fissure (jauge 8) est telle que le sens de la dérive de la jauge 3, qui suivait bien jusque-là le cheminement de la première fissure, va s'inverser ; ce qui correspond à une nouvelle redistribution des contraintes et donc des déformations, dans la surface qui résiste encore aux sollicitations cycliques.

On met là en évidence une limite de validité de la méthode.

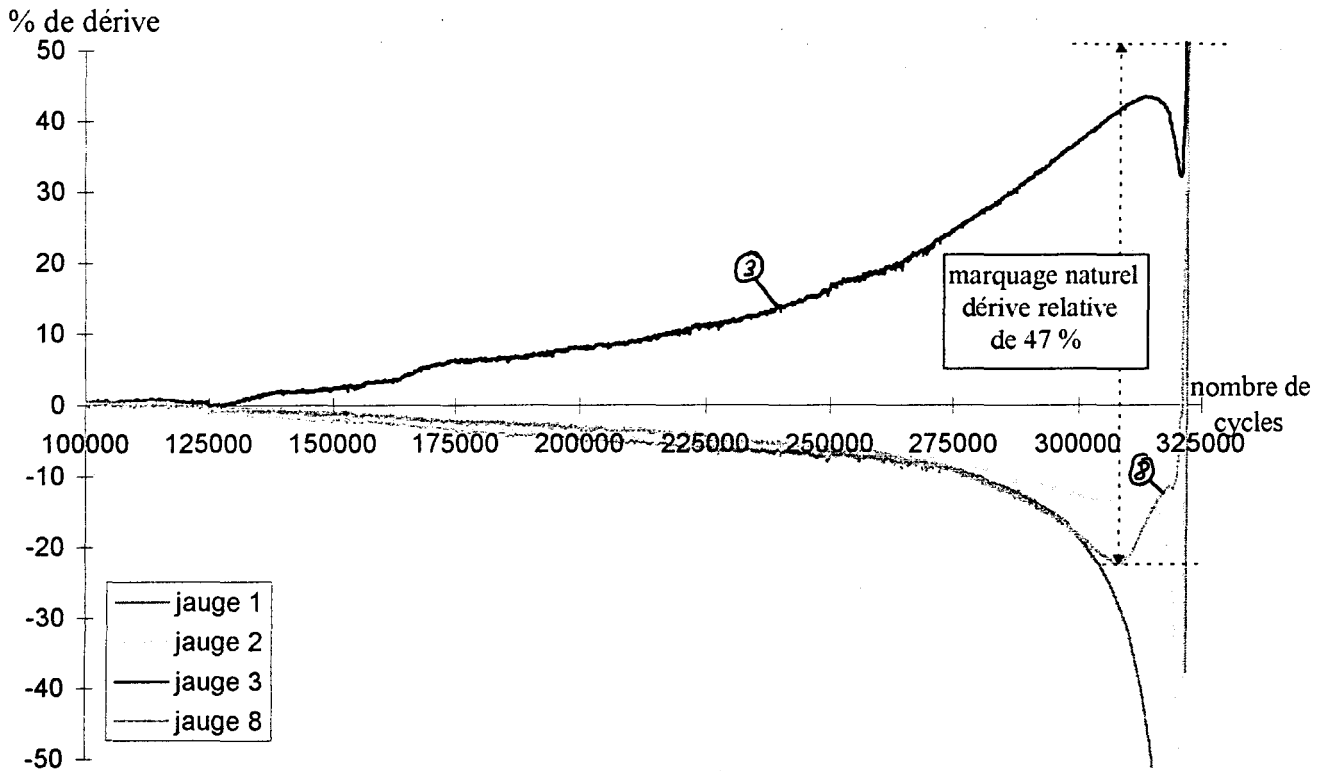


Fig. III-45 : Dérive des jauges 1,2,3 et 8 durant le cyclage de l'éprouvette brute AD3

Nous avons toutefois complété les résultats de la figure III-45 par les quelques points expérimentaux relatifs à ces marquages « naturels » à la rupture. En reprenant l'exemple de l'éprouvette brute AD3, nous obtenons un point correspondant à une longueur en profondeur de 4,28 mm pour une dérive relative de 47 %. Tous les points ainsi obtenus sont reportés sur la figure III-46.

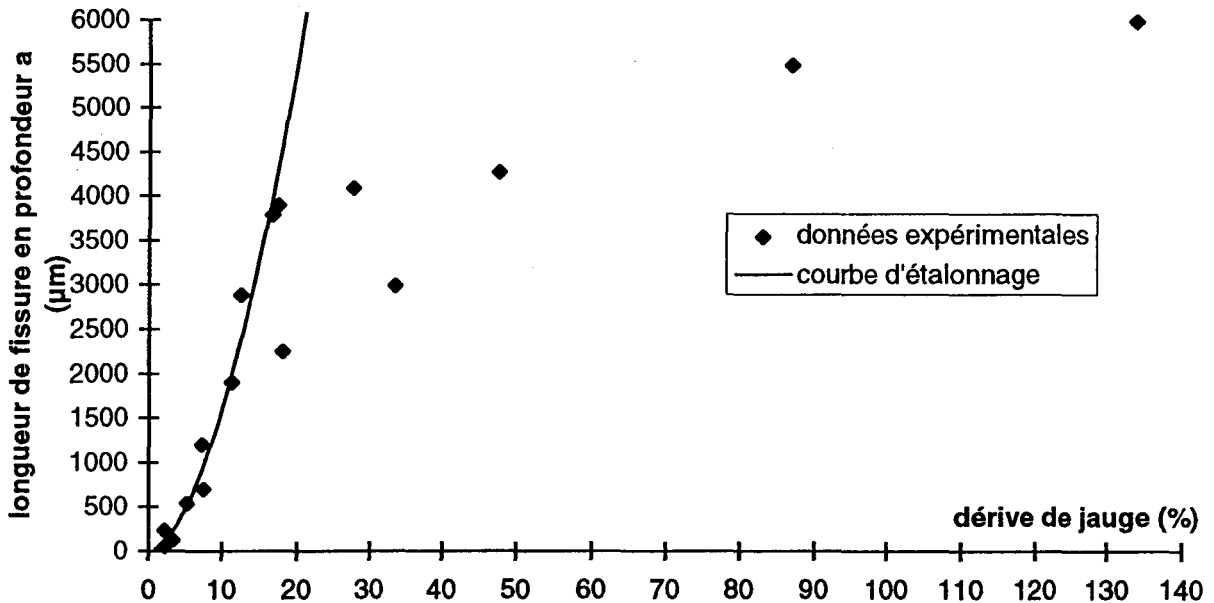


Fig. III-46 : Mise en évidence de la limite de validité de la méthode des jauges

Cette figure montre que la réponse des jauges de déformation est réellement significative jusqu'à une dérive de l'ordre de 15 % correspondant à une longueur de fissure de 2 à 3 mm en profondeur. Après cette valeur, la mesure de déformation n'est plus suffisamment locale car elle est affectée par les phénomènes de redistribution de contrainte.

En conclusion, nous avons montré qu'il est possible d'utiliser la méthode des microjauge de déformation sur des structures soudées même dans le cas d'une sollicitation en traction ondulée, et qu'il est possible d'étalonner de façon satisfaisante pour une dérive de la jauge la plus affectée allant de 2 à 15 %, correspondant à une longueur de fissure en profondeur de 78 μm (seuil de sensibilité) à 2-3 mm (limite de validité).

III.3.1.3. Evolution de la forme du front de fissure

Lors de toutes les observations précédentes, nous avons relevé les caractéristiques dimensionnelles des fronts de fissure, en particulier la profondeur de fissure a et la longueur en surface $2c$. Ceci va nous permettre de raisonner en terme d'évolution de la forme du front de fissure, en particulier par l'intermédiaire du facteur de forme a/c .

Seuls les fronts de type demi-cercle ou demi-ellipse ont été considérés. Les fissures amorcées suite à un effet de bord et qui présentent des fronts en forme de quart de cercle ou d'ellipse n'ont pas été retenues ici.

La figure III-47 présente l'évolution du facteur de forme a/c en fonction du paramètre adimensionnel a/e (où e est l'épaisseur de la tôle) dans un diagramme bilogarithmique. Cette figure donne donc l'évolution de la forme du front de la fissure au cours de sa propagation.

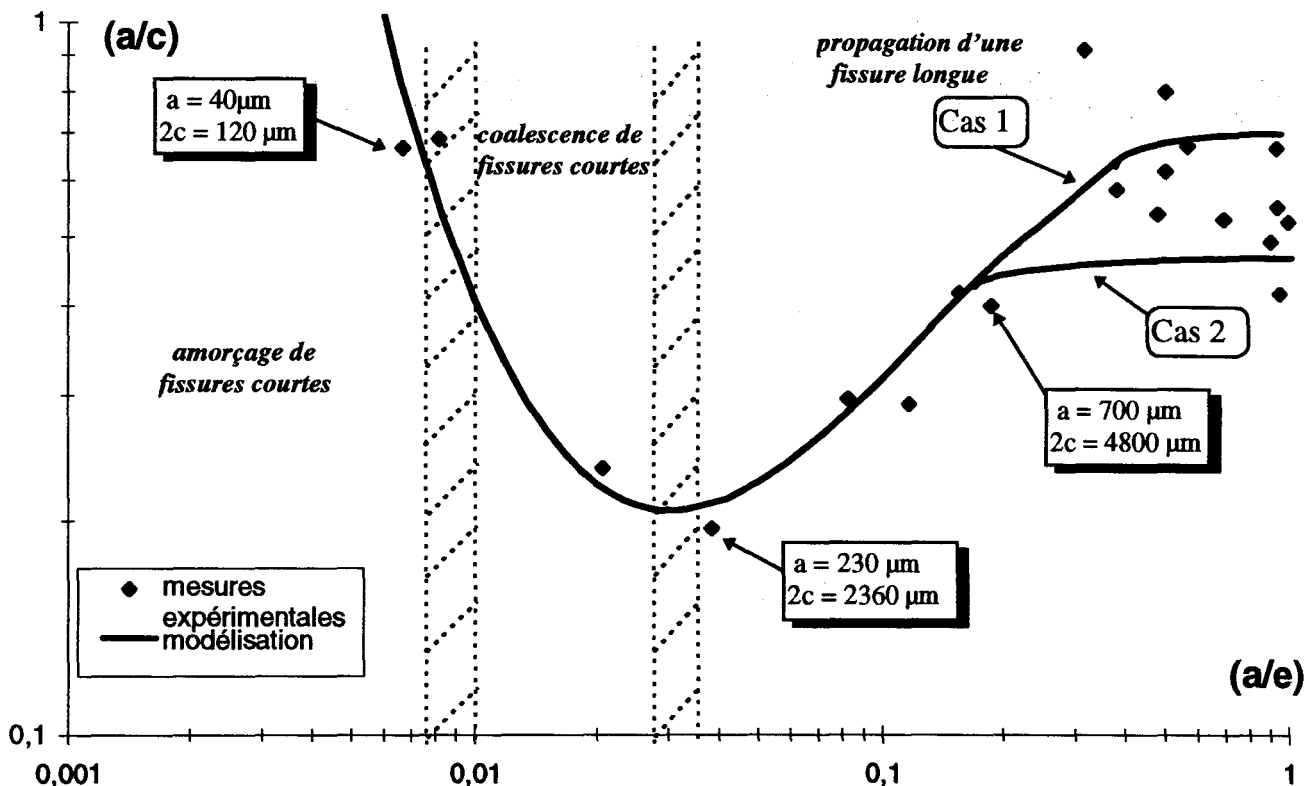


Fig. III-47 : Evolution de la forme du front de fissure (facteur de forme a/c) en fonction de la profondeur de la fissure a/e dans le cas des éprouvettes brutes

En se basant sur l'ensemble de nos observations sur éprouvettes brutes, nous pouvons distinguer sur cette figure 3 régimes de propagation :

- le premier régime correspond à un amorçage de fissures courtes de forme quasi semi-circulaire jusqu'à une longueur en profondeur de quelques dizaines de μm avec une forme encore proche du demi-cercle (a/c de l'ordre de 0,8),
- le deuxième régime correspond à une phase de coalescence des fissures courtes qui se traduit par une propagation en surface nettement plus marquée qu'en profondeur. Le facteur de forme a/c est proche de 0,2 à la fin de ce 2^{ème} stade, pour une longueur de fissure en profondeur de 160 à 200 μm environ. A ce moment, le caractère semi-elliptique du front de fissure est très marqué,
- la propagation se poursuit ensuite aussi bien en surface qu'en profondeur. Ainsi, le facteur de forme a/c augmente avec la profondeur a , pour atteindre des valeurs plus élevées et assez dispersées (entre 0,6 et 1) pour des longueurs de fissures supérieures au millimètre. Ce régime correspond à la propagation d'une fissure longue.

Nous avons représenté l'évolution de $\ln(a/c)$ en fonction de $\ln(a/e)$ par une fonction polynomiale de degré 3 (dont les coefficients ont été identifiés par une méthode des moindres carrés), jusqu'à une longueur relative $a/c = 0,4$:

$$\ln \frac{a}{c} = -0,1032.(\ln \frac{a}{e})^3 - 0,6525.(\ln \frac{a}{e})^2 - 0,7865.(\ln \frac{a}{e}) - 0,761 \quad r^2 = 0,7349$$

Au delà, on constate une dispersion relativement importante de l'évolution de la forme du front de fissure, délimitée par deux cas 1 et 2 extrêmes. Le 1^{er} cas correspond au développement d'une seule fissure principale dont le front finit par former un quasi demi-cercle. Le 2^{ème} cas correspond au développement de plusieurs fissures qui ont fini par coalescer, laissant un front de fissure semi-elliptique sur le faciès de rupture (cf. figure III-44).

En modifiant légèrement cette dernière équation et en prenant une épaisseur de tôle de 6 mm, on obtient l'expression suivante de la longueur de fissure en surface $2c$ d'une fissure en fonction de sa longueur en profondeur a :

$$2c = 12000. (e^{0,1032.(\ln a-8,7)^3} \cdot e^{0,6525.(\ln a-8,7)^2} \cdot e^{1,7865.(\ln a-8,7)} \cdot e^{0,761}) \quad (11)$$

$a, 2c$ en μm .

A partir de cette dernière équation, nous avons retracé l'évolution de la forme du front de fissure dans les éprouvettes brutes au cours du cyclage, sur les deux figures III-48 et III-49 suivantes.

La figure III-48 montre d'abord la progression des fissures courtes, et en particulier :

- l'amorçage de plusieurs fissures semi-circulaires très courtes et leur progression isolée jusque $a \approx 20 \mu\text{m}$ et $a/c \approx 0,8$.
- la croissance en demi-ellipse marquée par le phénomène de coalescence, jusqu'à une longueur a en profondeur de l'ordre de 160 à 200 μm et $a/c \approx 0,2$. La progression s'est surtout faite en surface (1500 à 1800 μm).

La figure III-49 montre ensuite la progression de la fissure devenue longue :

- sa croissance passe progressivement de la forme semi-elliptique très allongée précédente à une forme pouvant aller de la demi-ellipse moins allongée présentant un

facteur de forme a/c de l'ordre de 0,4 au presque demi-cercle (facteur de forme d'environ 0,9).

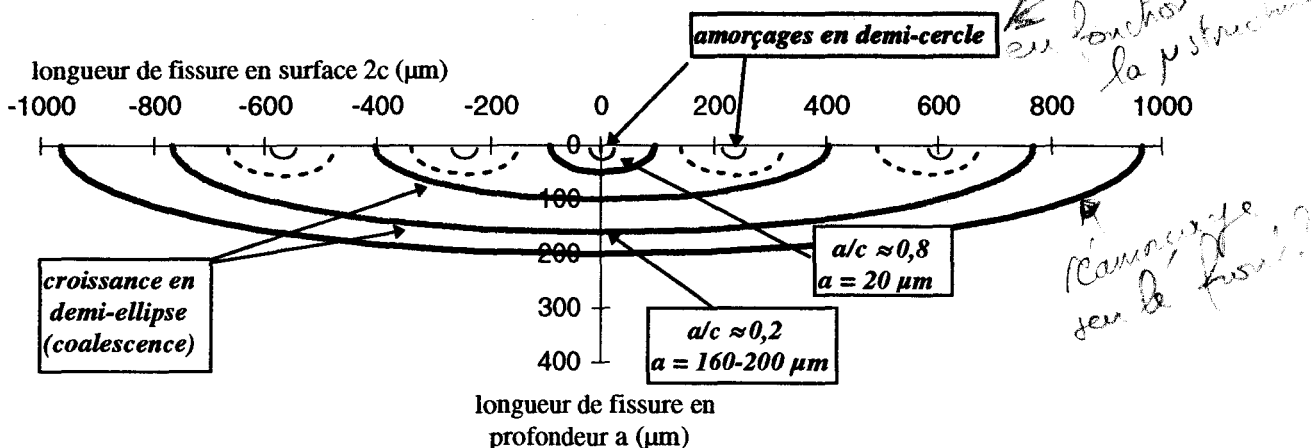


Fig. III-48 : Evolution de la forme du front de fissure dans le domaine des fissures courtes

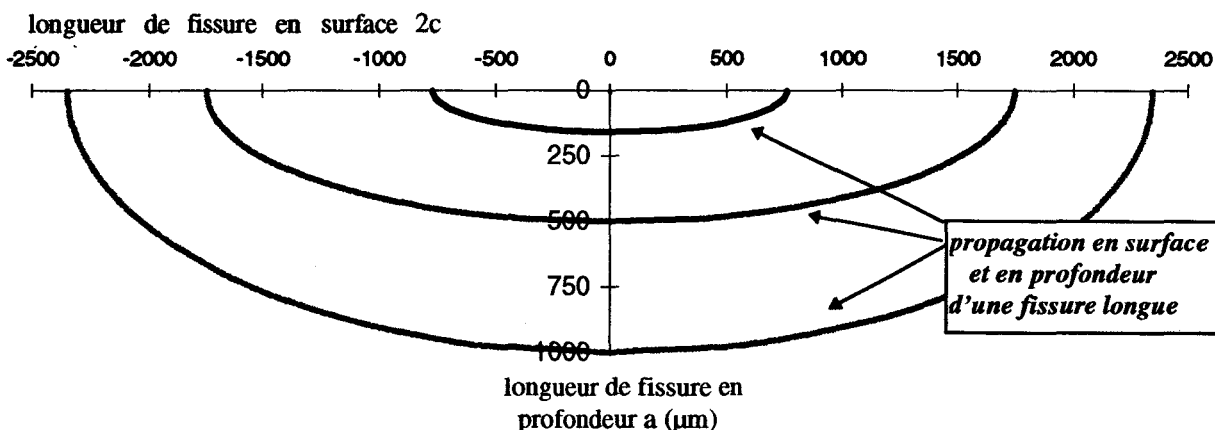


Fig. III-49 : Evolution de la forme du front de fissure dans le domaine des fissures longues

Deux cas de progression de fissures longues peuvent ensuite se présenter. Ils correspondent aux cas 1 et 2 de la figure III-47.

Dans le cas n°1, une seule fissure longue se développe et finit par se propager dans toute l'épaisseur de la section de rupture. La forme du front est alors plutôt semi-circulaire avec un facteur a/c proche de 0,8 à 0,9 (cf. faciès éprouvette brute AE5 en ANNEXE VIII). Ce cas de figure est tout de même assez peu fréquent dans la condition brute de soudage à cause du phénomène de multi-amorçage. Par contre, les faciès de rupture des éprouvettes AR révèlent souvent la présence d'un front de fissure presque semi-circulaire étant donné que le multi-amorçage n'est pas aussi marqué (cf. faciès de rupture de l'éprouvette AR AL2 en ANNEXE IX).

Dans le cas n°2, plusieurs fissures longues se développent et finissent par coalescer sans que la propagation ait atteint l'épaisseur de l'éprouvette au moment de la rupture finale. Comme pour le faciès de l'éprouvette brute AD3 par exemple (Fig. III-44), la forme finale du front de fissure est semi-elliptique ($a/c \approx 0,4$).

III.3.2. Choix d'un critère d'amorçage

Nous avons vu que l'étendue du domaine de croissance des fissures courtes est de 160 à 190 μm en profondeur aussi bien dans le cas des éprouvettes brutes (cf. paragraphe précédent) que dans le cas des éprouvettes arasées-rainurées (cf. paragraphe III.2.).

D'après la courbe d'étalonnage de la dérive des jauges en fonction de la longueur de fissure a en profondeur (Fig. III-42), une profondeur de fissure de 160 μm correspond à une dérive de jauge de 2,95 %.

Nous avons donc défini un critère d'amorçage dans le cas des éprouvettes brutes au sens de « l'ingénieur » à 3 % de dérive de la jauge la plus affectée par la fissuration. Or, si on observe l'évolution typique des signaux de jauges au cours du cyclage (Fig. III-50), on voit qu'après une évolution rapide en début du cyclage, le signal de jauge se stabilise puis fini par décoller franchement pour une dérive d'environ 3 %. Ce décoller très marqué à 3 % de dérive de jauge correspond à la transition entre fissures courtes et fissures longues et confirme que nous avons estimé de façon très satisfaisante l'étendue du domaine de croissance des fissures en profondeur.

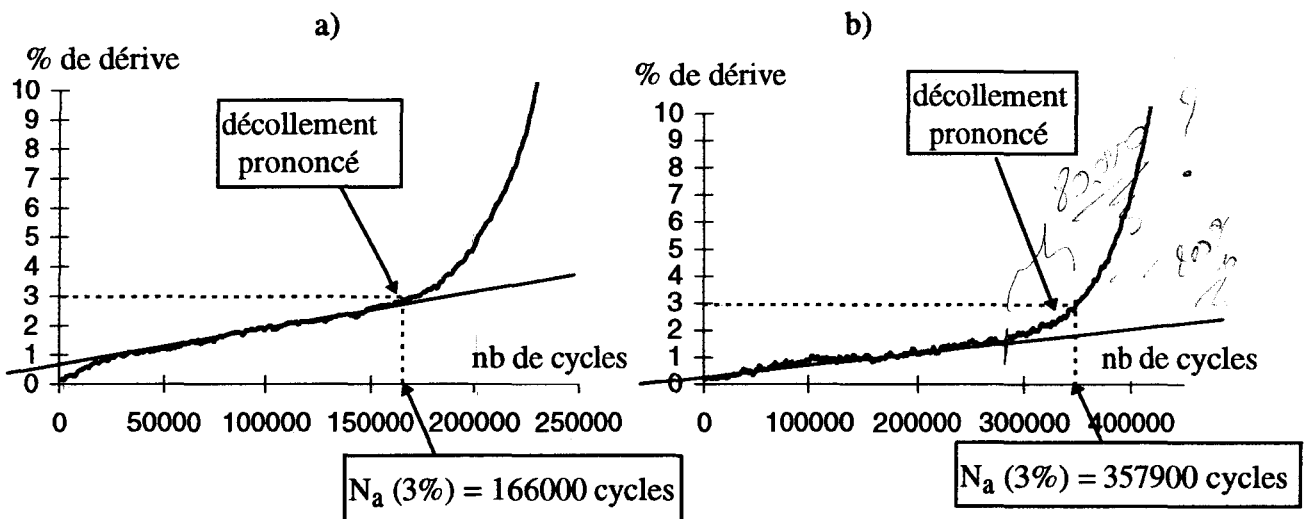


Fig. III-50 : Evolution typique de signaux de jauges sur éprouvettes brutes AD5 (a) et AH1 (b)

Bien que spécifiquement développé pour la condition brute de soudage, le système de détection par jauges a été utilisé aussi dans le cas des éprouvettes AR (cf. ANNEXE IX). Les résultats montrent que le décoller du signal de la jauge la plus affectée correspond également au passage entre fissures courtes et fissures longues en surface.

III.3.3. Courbe de Woehler à l'amorçage

Maintenant que le critère d'amorçage relatif à la transition entre fissures courtes et fissures longues a été défini, nous pouvons établir la courbe de Woehler à l'amorçage de la condition brute de soudage (Fig. III-51). L'ANNEXE XII regroupe les différents signaux de jauge qui ont été considérés pour la détermination du nombre de cycles à l'amorçage dans cette condition.

Le tableau III-7 résume les caractéristiques des essais de fatigue sur éprouvettes brutes instrumentées et donne les nombres de cycles à l'amorçage en fonction des niveaux de contrainte.

repère d'éprouvette	AH1	AD5	AD3	AE1	AE4
$\Delta\sigma_N$ (MPa)	275	333	333	400	400
N_a (3%) (cycles)	357900	166000	153100	47900	60350
N_R (cycles)	569708	262000	322752	153366	132370
$\frac{N_a}{N_R}$ moyen (%)	62,82	55,40		38,41	

Tableau III-7 : Nombre de cycles à l'amorçage en fonction de $\Delta\sigma_N$ et évolution de la part de l'amorçage

Ces résultats montrent que, dans notre cas d'étude (joints soudés bout-à-bout de classe B de soudage), la part de la phase d'amorçage dans le processus de rupture par fatigue est loin d'être négligeable et qu'elle passe de 38 % à haut niveau de contrainte (400 MPa) à 62 % à bas niveau de contrainte (333 MPa). Les paramètres de la loi de Basquin qui s'écrit : $N_a = C.\Delta\sigma^{-m}$ dans le domaine de l'endurance limitée, ont été identifiées par une méthode de moindres carrés. Nous avons obtenu $C = 3,24.10^{18}$ et $m = 5,3$. Cette dernière valeur de pente de la droite de Basquin traduit bien l'augmentation de la part de la phase d'amorçage au fur et à mesure que le niveau de contraintes diminue.

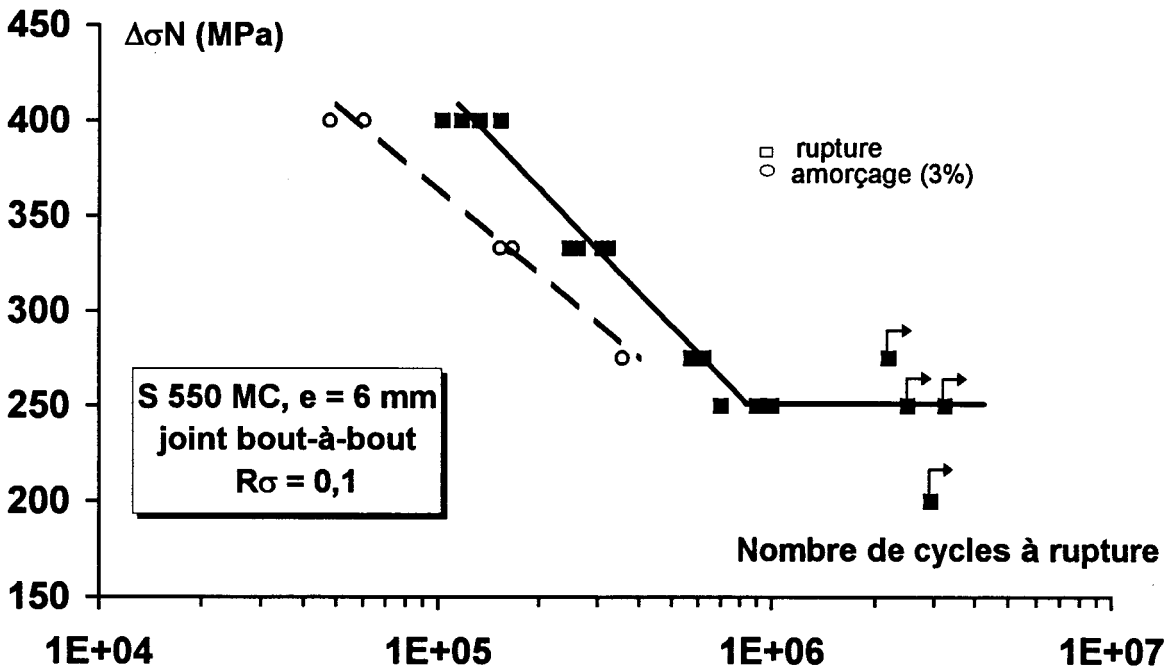


Fig. III-51 : Courbes de Woehler à l'amorçage et à rupture des joints soudés bout-à-bout en S550MC

III.4. Conclusions

Les essais de fatigue menés jusqu'à rupture sur les deux types d'éprouvettes ont montré que :

- pour la condition brute de soudage, la limite de fatigue $\Delta\sigma_{D2.10^6}$ est de 250 MPa, soit une diminution de 200 MPa par rapport au cas du métal de base. Cette diminution relativement importante du comportement en fatigue des joints soudés est liée non seulement à la géométrie locale et aux micro-défauts en pied de cordon de soudure mais aussi à la microstructure bainitique du site d'amorçage, malgré la présence de contraintes résiduelles élevées en compression (-300 MPa).
- la durée de vie à rupture n'est pas directement corrélable avec les paramètres géométriques qui définissent le pied de cordon, en particulier avec les rayon et angle de raccordement,
- pour la condition arasée-rainurée, la limite de fatigue $\Delta\sigma_{D2.10^6}$ est de 396 MPa. Le moins bon comportement des éprouvettes arasées-rainurées est principalement dû à un léger effet de K_t en fond de rainure et à la différence de microstructure du site d'amorçage (bainitique au lieu de ferrito-perlitique dans le cas du métal de base), malgré la présence de contraintes résiduelles élevées en compression (-350 MPa).

L'influence de la microstructure bainitique de la ZAT gros grains en pied de cordon a été mise en évidence par l'utilisation de la technique des répliques plastiques en fond de rainure sur éprouvettes arasées-rainurées [BUI97-2, BUI98-1]. L'analyse conjointe de coupes transverses aux faciès de rupture a permis de montrer que :

- l'amorçage des fissures courtes se produit par décohérence de l'interface latte de carbures/matrice ferritique dans les paquets de lattes orientés à 90° en surface et à 45° en profondeur par rapport à l'axe de sollicitation,
- il existe des barrières microstructurales capables d'arrêter la croissance des fissures courtes ou de la ralentir ; ces barrières sont les limites entre paquets de lattes et l'ancien joint de grain austénitique,
- le rôle de l'orientation des paquets de lattes sur l'amorçage et la cinétique de croissance, en surface comme en profondeur, est prépondérant,
- l'étendue du domaine des fissures courtes est de 160 à 190 μm en profondeur et de 700 à 800 μm en surface,
- 3 stades FMC, FPC et FL ont été mis en évidence et les deux seuils microstructural d et mécanique $2c_{th}$ ont été identifiés à 50 μm et 750 μm respectivement,
- la cinétique de croissance des fissures a été définie pour chacun de ces 3 stades et l'intégration des vitesses de fissuration a permis de connaître le nombre de cycles relatif à chaque domaine de propagation,
- l'amorçage est défini, pour cette condition AR, au sens de la barrière microstructurale majeure d, soit $N_a = N_{FMC}$,
- les courbes de Woehler à l'amorçage et à rupture sont ainsi prédites, la dernière étant en très bon accord avec les points expérimentaux,

- la limite d'endurance conventionnelle à 2.10^6 cycles est calculée à 371 MPa (au lieu de 396 MPa en utilisant le modèle de Bastenaire simplifié),
- la limite de fatigue à l'amorçage à 2.10^6 cycles est calculée à 325 MPa, et définit le seuil de contrainte en-dessous duquel les fissures courtes ne dépassent pas le seuil microstructural d en surface.

Les essais de fatigue sur éprouvettes brutes instrumentées par 8 jauges en pied de cordon ont donné les conclusions suivantes :

- il est possible d'utiliser la technique des microjauge en pied de cordon, même dans le cas de joints soudés sollicités en traction ondulée,
- la courbe d'étalonnage exprimant la longueur de fissure en profondeur en fonction de la dérive de la jauge la plus affectée par la microfissuration a pu être établie,
- le suivi de l'évolution de la forme du front de fissuration au cours du cyclage montre que les fissures courtes s'amorcent en demi-cercle, puis la croissance s'effectue principalement en surface par coalescence des multiples fissures courtes. Enfin, la fissure devenu longue se propage en surface et en profondeur,
- la fin de cette coalescence correspond à la transition entre fissures courtes et fissures longues. L'étendue du domaine des fissures courtes est estimée à environ 160 à 190 μm en profondeur et à 1500 à 1800 μm en surface dans le cas des éprouvettes brutes de soudage.

*Stamp
homogénéité
de structure*

Le tableau III-8 résume les paramètres à retenir concernant l'étendue du domaine des fissures courtes dans les deux cas d'éprouvettes brute et arasée-rainurée.

condition	valeur du seuil microstructural en surface (μm)	étendue du domaine des fissures courtes en surface (μm)	étendue du domaine des fissures courtes en profondeur (μm)	critère d'amorçage défini
brute de soudage		1500-1800	160-190	transition fissures courtes/fissures longues (3 % de dérive)
arasée-rainurée	50	700-800	160-190	atteinte du seuil d en surface ($N_a = N_{FMC}$)

Tableau III-8 : Résumé des résultats essentiels pour les deux conditions brute et AR

L'étendue du domaine des fissures courtes en profondeur est la même dans les deux cas d'éprouvettes, alors qu'en surface elle est deux fois plus importante dans le cas des éprouvettes brutes comparé au cas des éprouvettes AR.

Cette différence s'explique par le multi-amorçage de fissures courtes très souvent rencontré dans le cas des éprouvettes brutes. En effet, les micro-défauts présents le long du cordon de soudure sont à l'origine d'amorçages multiples de fissures microstructuralement courtes en forme de demi-cercles. Dans le stade FPC, la coalescence en surface est donc largement facilitée par ces multiples amorces de fissures comme le montre la figure III-48.

On comprend donc qu'on ne retrouve pas une même étendue de propagation des fissures courtes dans le cas des éprouvettes arasées-rainurées pour lesquelles le bon état de surface du fond de rainure est moins favorable à l'amorçage de fissures multiples, et donc à une coalescence aussi étendue en surface.

En revanche, le phénomène de multi-amorçage ne va que peu influencer sur la croissance des fissures courtes en profondeur et la transition fissures courtes/fissures longues est atteinte à une même profondeur dans les deux conditions.

A partir de la courbe d'étalonnage et en rapport avec la longueur de fissure en profondeur seuil de 160-190 μm , un critère d'amorçage est défini à 3 % de dérive de jauge et correspond à la transition entre fissures courtes et fissures longues. Cette transition est marquée par un décollement prononcé de la dérive des signaux de jauge sensibles à la fissuration [BUI97-2, BUI98-1], aussi bien dans le cas des éprouvettes brutes de soudage, que dans le cas des éprouvettes AR. Dans ce dernier cas, on observe une dérive tardive de la jauge affectée par la fissuration traduisant l'importance du domaine d'amorçage et de croissance des fissures courtes en terme de fraction de vie.

La différence de comportement à l'amorçage et donc à rupture entre les deux types d'éprouvettes est essentiellement liée à l'existence de microdéfauts en pied de cordon des éprouvettes brutes, qui facilitent le multi-amorçage des fissures courtes. Ce multi-amorçage va ensuite s'accompagner d'une coalescence plus rapide en surface. Le résultat final se traduit par une diminution de la part de la phase d'amorçage dans la durée de vie totale. Le passage des fissures courtes aux fissures longues se produit à de plus de 80 % de la durée de vie dans le cas des éprouvettes AR à environ 40 % dans le cas des éprouvettes brutes sollicitées à haut niveau de contrainte (400 MPa).

La courbe de Woehler à l'amorçage est établie pour la condition brute de soudage et est comparée à la courbe de Woehler à rupture [BUI98-2]. On note que la part de la phase d'amorçage est loin d'être négligeable et qu'elle évolue de 38 % à 62 % de la durée de vie totale en fonction du niveau de chargement. Ceci est à relier à la très bonne qualité du joint soudé. Contrairement à ce qui est généralement admis [MAD97], la durée de vie en fatigue des assemblages soudés ne se résume pas dans tous les cas uniquement à une propagation de fissures longues à partir de défauts significatifs en pied de cordon.

**CHAPITRE IV : AMELIORATION DE LA DUREE DE VIE PAR
TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE**

SOMMAIRE

IV. AMELIORATION DE LA DUREE DE VIE PAR TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE	IV-3
IV.1. Choix du traitement thermomécanique	IV-3
IV.1.1. Objectif général	IV-3
IV.1.2. Choix entre restauration et recristallisation	IV-4
IV.1.3. Choix des paramètres de grenailage	IV-6
IV.1.3.1. Modes de grenailage envisagés	IV-6
IV.1.3.2. Champs de contraintes résiduelles	IV-8
IV.1.3.3. Largeurs de corde et écrouissage	IV-10
IV.1.3.4. Filiations de microdureté	IV-12
IV.1.3.5. Observations métallographiques	IV-13
IV.1.3.6. Conclusions	IV-14
IV.1.4. Caractérisation du traitement thermique	IV-14
IV.1.4.1. Mise en évidence de la restauration par filiations de microdureté	IV-15
IV.1.4.2. Autres indications du phénomène de restauration	IV-18
IV.1.4.3. Observations métallographiques	IV-19
IV.1.4.4. Observations en Microscope Electronique à Transmission (MET)	IV-21
IV.1.4.4.1. Préparation des lames minces	IV-21
IV.1.4.4.2. Résultats	IV-22
IV.1.4.5. Choix des conditions du traitement thermique	IV-26
IV.2. Résultats en fatigue et discussion	IV-29
IV.2.1. Courbes de Woehler à rupture	IV-29
IV.2.2. Courbes de Woehler à l'amorçage	IV-32
IV.2.3. Discussion et conclusions	IV-33

IV. AMELIORATION DE LA DUREE DE VIE PAR TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE

IV.1. Choix du traitement thermomécanique

IV.1.1. Objectif général

L'objet de ce chapitre est relatif au deuxième objectif de la présente étude, qui est de rechercher un traitement thermomécanique susceptible d'améliorer le comportement en fatigue des joints bruts de soudage.

Les travaux décrits dans les chapitres précédents nous ont montré que :

- grâce aux essais menés sur joints bruts :
 - ⇒ la géométrie en pied de cordon induite par la procédure de soudage, est relativement douce et ne présente pas de micro-défauts majeurs qui conduiraient à des amorçages trop précoces,
 - ⇒ les contraintes résiduelles en pied de cordon résultant de la procédure de soudage adoptée, sont de compression et d'intensité déjà importante (-300 MPa),
- grâce aux essais menés sur éprouvettes arasées-rainurées :
 - ⇒ l'amorçage des fissures se produit normalement en pied de cordon côté 2^{ème} passe, dans la ZAT à gros grains de microstructure bainitique dont les caractéristiques métallurgiques principales sont : taille de l'ancien grain $\gamma \approx 80-100 \mu\text{m}$, paquets de lattes de carbure très petits $\approx 12-15 \mu\text{m}$ en surface, $6-8 \mu\text{m}$ en profondeur,
 - ⇒ cette microstructure bainitique présente des barrières microstructurales capables d'arrêter temporairement la croissance des fissures microstructuralement courtes dans le stade FMC puis de les ralentir encore dans le stade FPC.

Nous partons donc d'assemblages soudés d'excellente qualité initiale vis-à-vis de leur résistance en fatigue.

Le traitement thermomécanique que nous cherchons à développer devra non seulement conserver les atouts actuels (en particulier en termes de géométrie douce en ZAT, de contraintes résiduelles de compression, mais aussi de finesse de structure bainitique) mais tenter de les améliorer de façon conjuguée tout en restant relativement simple à mettre en œuvre dans un environnement industriel.

La mise en œuvre d'un tel traitement n'est donc pas simple. L'étude bibliographique et les contraintes du contexte industriel nous orientent toutefois vers le choix d'un traitement de parachèvement en deux étapes :

1. un traitement mécanique d'écaillage superficiel des pieds de cordon : notre choix s'est porté sur un grenailage de précontrainte, dont les atouts en terme d'état de surface, de contraintes résiduelles et de microstructure ont été décrits dans le 1^{er} chapitre,
2. un traitement thermique à température qui induit le phénomène de recristallisation ou celui de la restauration de la ZAT. Ces deux traitements peuvent être automatisés pour des structures mécanosoudées présentant des longueurs de cordon suffisantes.

Opération

IV.1.2. Choix entre restauration et recristallisation

Un traitement de recristallisation provoque une modification complète de la microstructure avec formation de nouveaux grains dont la nature est assez proche de celle des grains du métal de base, et dont la taille est inférieure à celles des grains de la structure initiale avant traitement.

Le grenailage de précontrainte, choisi comme traitement d'écrouissage mécanique superficiel, est un procédé qui a l'avantage d'être reproductible parce que les paramètres du process sont facilement contrôlables. Il introduit des contraintes résiduelles en compression pouvant atteindre la limite d'élasticité en compression du matériau de même qu'un écrouissage superficiel important et donc une densité importante de dislocations.

Recristallisation

Un traitement de recristallisation postérieur au grenailage, consiste en un changement de microstructure avec formation de nouveaux grains dont la nature sera assez proche des grains du métal de base (ferrite-perlite). En fonction du taux d'écrouissage initial et du couple température-temps appliqué, on obtiendra une taille de grains plus petite que celle des grains de la structure bainitique initiale. On peut s'attendre à ce que les caractéristiques cycliques au niveau du site d'amorçage soient améliorées.

L'utilisation de la recristallisation en vue d'une diminution de la taille du grain ne permettra cependant pas d'obtenir une structure plus fine que celle du métal de base (de l'ordre de 5 μm). De plus, le changement inévitable de la nature de la microstructure (bainite en ferrite-perlite) semble préjudiciable pour la tenue en fatigue comme l'ont déjà montré certains travaux (cf. Chapitre I.3.3.).

Par ailleurs, la recristallisation va surtout supprimer l'effet bénéfique du traitement mécanique qui, en plus d'introduire un écrouissage important, aura introduit des contraintes résiduelles de compression qui ont un effet favorable sur la tenue en fatigue.

Le phénomène de recristallisation exige aussi une élévation en température relativement importante d'au moins 500°C par rapport à l'ambiante. Or, une température plus élevée provoque un effet plus important d'oxydation et une consommation d'énergie supérieure des fours de traitement thermique.

Restauration

Un traitement de restauration est un phénomène métallurgique qui précède, en général, le phénomène de recristallisation, et ne modifie essentiellement que la sous-structure des dislocations.

Bien que l'interaction entre une fissure (voire la bande de glissement dans laquelle va apparaître la fissure) et la sous-structure de dislocations ne soit pas aisée à mettre en évidence, les observations de plusieurs auteurs [DAV92, KEL92] ont montré que l'avancée des fronts de fissures correspond à la rupture de sous-cellules de dislocations en pointe de fissure. DAVIDSON et al [DAV92] ont montré que cette avancée du front de fissure est d'environ 0,2 μm , et est sensiblement constante dans le domaine de croissance des fissures courtes.

Dans le cas des éprouvettes brutes de soudage du présent travail, nous avons observé des stries de fatigue espacées de 0,1 à 0,2 μm à l'endroit du site d'amorçage à environ 50 μm sous la surface (Fig. IV-1). Ces observations vont dans le sens de ce qui vient d'être dit et on peut penser qu'une

modification de la sous-structure des dislocations pourrait avoir une certaine influence sur la croissance des fissures courtes en fatigue.

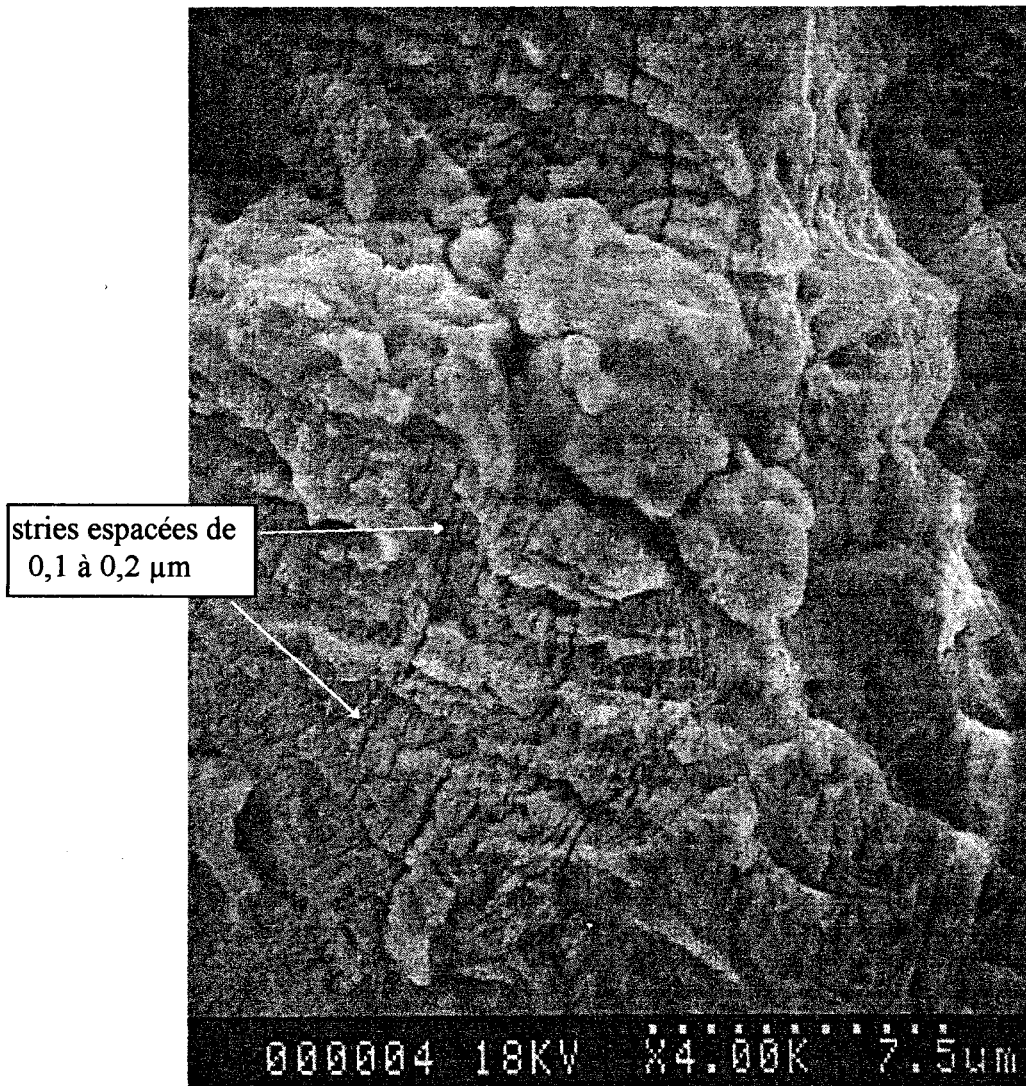


Fig. IV - 1 : Stries de fatigue sous la surface à l'endroit du site d'amorçage bainitique de la ZAT gros grains.
Eprouvette brute de soudage

Il a été observé que lors d'une restauration [RZE63, HUM96, HSU85], les dislocations se regroupent en parois dont la désorientation relative augmente en fonction de leur densité initiale. Il se produit alors un perfectionnement des cellules formées dans les grains et les parois des cellules se densifient au fur et à mesure du maintien en température.

Ce dernier point nous intéresse ici tout particulièrement. En effet, les parois pourraient donc constituer des barrières microstructurales supplémentaires de 2^{ème} ordre comparées à celles que constituent les joints de grains. Dans ces travaux, il est également précisé que, juste avant la recristallisation, les sous-cellules formées sont délimitées par des parois de désorientation maximale et donc plus importante que la désorientation des cellules initiales. Or le facteur « désorientation » participe à la notion « d'intensité » de barrière comme nous l'avons montré

dans le chapitre précédent : plus les lattes de carbures sont désorientées d'un paquet à l'autre, plus les fissures courtes ont de difficultés à progresser.

L'objectif du traitement consiste donc à restaurer la sous-structure désordonnée des dislocations introduites par écrouissage mécanique en procédant à un réarrangement des dislocations en murs de dislocations bien formés. Ce traitement doit permettre de créer des barrières microstructurales ou tout au moins, de consolider celles qui existent déjà à l'échelle de la sous-structure, au niveau du site d'amorçage.

On peut donc raisonnablement penser qu'une consolidation de cette sous-structure par traitement thermomécanique de restauration permettra d'améliorer le comportement à « l'amorçage » (ici encore considéré comme relatif à la croissance des fissures courtes) et par suite la tenue en fatigue des assemblages soudés.

En ne modifiant que la sous-structure des dislocations, le traitement de restauration préservera donc la microstructure bainitique qui offre une résistance particulière à l'amorçage et à la croissance des fissures courtes. D'autre part ce traitement va permettre de conserver tout ou partie des contraintes résiduelles de compression introduites par écrouissage mécanique.

Un inconvénient de la restauration est l'annihilation de dislocations, se traduisant par une diminution de leur densité et donc par une certaine diminution de la dureté du matériau. Cela se traduit aussi, au niveau macroscopique, par une relaxation des contraintes résiduelles de compression introduites par le traitement mécanique d'écrouissage. Ce dernier devra donc introduire un taux d'écrouissage et un niveau de contraintes résiduelles de compression les plus importants possibles.

Le choix des conditions du traitement thermique nécessitera donc un compromis entre *restauration effective* et *relaxation des contraintes*, et l'obtention du meilleur équilibre entre les deux phénomènes typiques de la restauration que sont le *réarrangement des dislocations en murs* et *l'annihilation des dislocations*. Nous allons nous attacher dans la suite de ce chapitre à définir les meilleures conditions de mise en œuvre d'un tel traitement thermomécanique, grenailage + restauration, étant bien entendu que son efficacité ne sera démontrée en final que par des essais de fatigue comparatifs.

IV.1.3. Choix des paramètres de grenailage

IV.1.3.1. Modes de grenailage envisagés

Trois traitements de grenailage de précontrainte sont envisagés [BUI97]. Les paramètres de ces traitements (tableau IV-1), sont choisis en vue d'une utilisation industrielle possible.

Les grenailles utilisées sont des billes de diamètre 0,6 mm et de dureté moyenne de l'ordre de 60 HRC. Ces traitements permettent d'introduire une amplitude et une profondeur de contrainte résiduelle de compression importante.

traitement de grenailage	B	C	D
intensité Almen	F 25/30 A	F 25/30 A	F 40/45 A
recouvrement	100 %	400 %	100 %

Tableau IV - 1 : Paramètres des trois traitements de grenailage de précontrainte

Rappelons que l'intensité ALMEN est la mesure de la flèche d'une éprouvette prismatique ALMEN grenillée uniquement sur une des faces. Une intensité ALMEN F25A correspond à une flèche de 0,25 mm d'une éprouvette ALMEN de type A (épaisseur de 1,3 mm).

On atteint 100 % de recouvrement lorsque la surface de la pièce à grenailer est entièrement recouverte d'impacts de grenailles. Pour des taux de recouvrement supérieurs, le temps d'exposition de la surface à grenailer est un multiple du temps nécessaire à l'obtention de 100 % de recouvrement (1,5 fois ce dernier temps pour 150 % de taux de recouvrement par exemple).

Le premier traitement de grenailage repéré B, est un grenailage de moyenne intensité avec un taux de recouvrement de 100 %. Le deuxième mode, noté C, se différencie du précédent par un taux de recouvrement de 400 %. Enfin le dernier mode, noté D, est un grenailage de forte intensité.

Au regard du traitement de restauration que nous voulons appliquer ultérieurement, nous recherchons un grenailage susceptible d'introduire le plus haut niveau de contraintes résiduelles sans toutefois dégrader l'état de surface. Une première simulation du champ des contraintes résiduelles a été réalisée grâce au logiciel PEENSTRESS (Fig. IV-2) pour les deux intensités possibles de grenailage F25/30A et F45/50A et pour un même taux de recouvrement de 100 %.

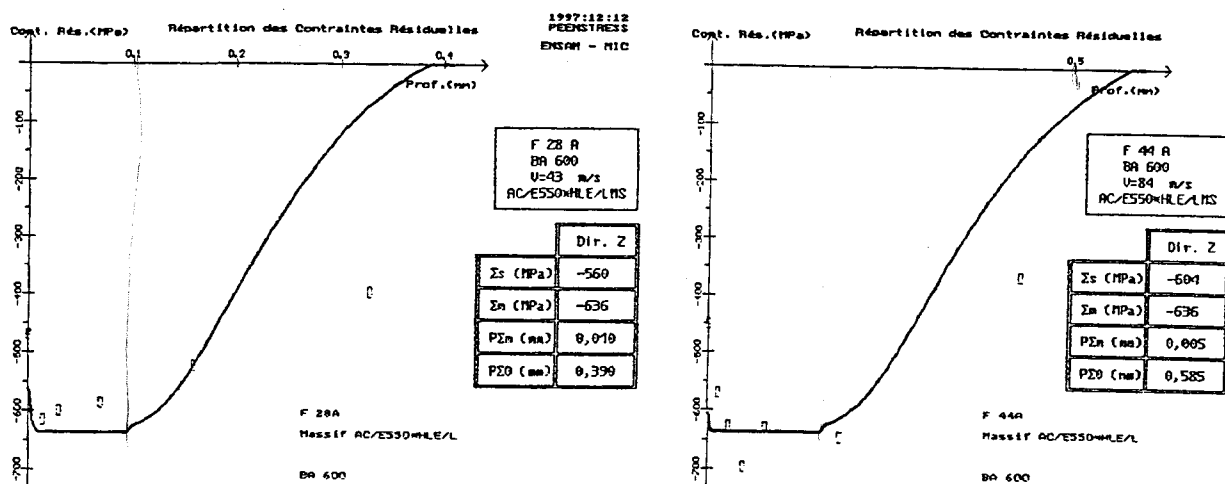


Fig. IV - 2 : Prédiction du profil des contraintes résiduelles après grenailage B (a) et D (b) à l'aide du logiciel PEENSTRESS

Les résultats ne permettent pas de choisir entre les deux traitements simulés. En particulier l'intensité semble uniquement augmenter la profondeur de traitement sans augmenter le niveau

des contraintes résiduelles de compression. Il devient nécessaire de comparer les traitements B, C et D pour mettre en évidence l'influence du taux de recouvrement à intensité égale et l'influence de l'intensité de grenailage à taux de recouvrement identique. Pour cela, les traitements sont caractérisés au moyen de plusieurs indicateurs : état des contraintes résiduelles, microdureté, métallographie.

IV.1.3.2. Champs de contraintes résiduelles

Les mesures des champs de contraintes résiduelles sont effectuées par diffractométrie des rayons X sur 3 éprouvettes brutes de soudage grenillées suivant les traitements B, C et D. Ces mesures ont été faites à l'ENSAM de Paris et ont fait l'objet d'un rapport [LEB97-1].

Dans tous les cas, la zone de mesure est localisée en ZAT gros grains le plus proche possible de la ligne de fusion côté seconde passe (Fig. IV-3). La surface irradiée est d'environ $1,5 \times 4 \text{ mm}^2$.

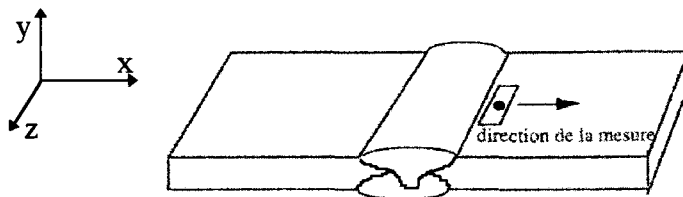


Fig. IV - 3 : Localisation de la zone de mesure sur éprouvettes brutes grenillées

Les conditions de diffraction sont les mêmes que celles qui ont été utilisées pour la détermination des contraintes dans le cas des éprouvettes brute de soudage et arasée-rainurée.

Seules sont mesurées les contraintes dans le sens d'ouverture des fissures, c'est-à-dire perpendiculairement à l'axe du cordon de soudure.

Pour chaque éprouvette grenillée, un profil de contraintes résiduelles longitudinales σ_x en 9 profondeurs successives, a été réalisé en un même point. Les enlèvements successifs de matière sont effectués par polissage électrolytique local. Ce procédé n'introduit pas de contrainte supplémentaire et ne redistribue que très peu les contraintes.

Les résultats détaillés sont donnés sous forme de tableaux en ANNEXE XI pour chaque traitement de grenailage.

La figure IV-4 compare l'évolution en fonction de la profondeur des niveaux de contraintes résiduelles pour les grenillages B, C et D. A titre de référence, la figure présente également le profil de contraintes résiduelles relatif à une éprouvette brute de soudage non grenillée. La dispersion indiquée en chaque point est une dispersion moyenne de $\pm 50 \text{ MPa}$ inhérente à la méthode de mesure.

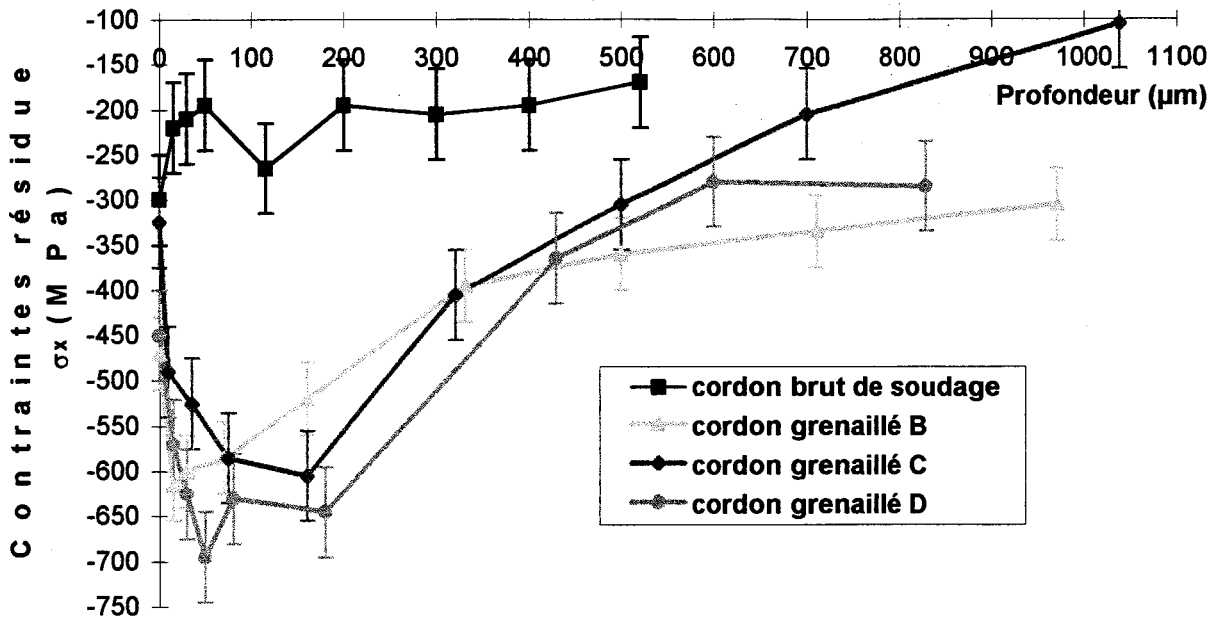


Fig. IV - 4 : Profils de contraintes résiduelles en pied de cordon côté 2^{ème} passe obtenus pour les trois traitements de grenailage comparés à la condition brute de soudage

Les résultats de la figure IV-4 montrent que :

- par comparaison avec la courbe correspondant à la condition brute de soudage, on retrouve bien d'abord l'efficacité attendue du grenailage de précontrainte :
 - ⇒ dans le cas du joint brut, on passe lentement de - 300 MPa en surface à -200 MPa à 400 μm sous la surface, pour continuer à décroître en profondeur,
 - ⇒ en revanche, pour les 3 grenailages pris dans leur globalité, on constate un pic en compression de l'ordre de -600/-700 MPa légèrement sous la surface et la profondeur affectée par l'introduction des contraintes résiduelles de compression, atteint ou dépasse un millimètre :
- pour l'éprouvette grenailée B : la contrainte passe de -470 MPa en surface à -600 MPa entre 15 et 100 μm de profondeur pour atteindre -300 MPa à 300 μm, puis elle décroît lentement,
- pour l'éprouvette grenailée C : la contrainte est de -325 MPa en surface, atteint -600 MPa entre 60 et 170 μm de profondeur puis diminue progressivement pour atteindre -100 MPa à 1 mm de profondeur,
- pour l'éprouvette grenailée D : la contrainte est de -450 MPa en surface, elle passe par un maximum de -650/-700 MPa entre 40 et 180 μm, puis décroît progressivement jusqu'à une valeur de -280 MPa à 800 μm de profondeur.

Pour une même intensité de grenailage (comparaison des cas B et C), l'influence d'un taux de recouvrement plus important est marquée par un décalage en profondeur de la contrainte maximale de compression dont le niveau reste cependant inchangé.

A taux de recouvrement constant, (comparaison des cas B et D), l'influence d'une intensité de grenailage plus forte se traduit par un niveau de contraintes résiduelles plus élevé tant au niveau

du pic que dans la profondeur, ainsi que par une plus grande profondeur affectée par l'écroissage.

En fonction du but recherché, ces dernières remarques nous incitent donc à retenir plutôt soit un grenailage de type C (intensité moyenne et taux de recouvrement élevé de 400 %), soit un grenailage de type D (intensité forte et taux de recouvrement de 100 %).

IV.1.3.3. Largeurs de corde et écroissage

La méthode de diffraction des rayons X conduit aussi à une estimation de l'écroissage subi par le matériau. On sait que la largeur des pics de diffraction est un paramètre caractéristique de l'état de déformation plastique du volume irradié par les rayons X. On peut ainsi caractériser, d'une manière qualitative, l'état d'écroissage du matériau après déformation d'origine mécanique ou thermique. Cependant, les valeurs absolues des largeurs de corde dépendent de l'appareillage utilisé et n'ont de sens que dans le cadre d'études comparatives.

Les tableaux de l'ANNEXE XI donnent les valeurs des largeurs de corde qui ont été mesurées au 2/5 de la hauteur des pics de diffraction, pour les 3 modes de grenailage B, C et D.

La figure IV-5 compare l'évolution en fonction de la profondeur, des largeurs de corde pour les traitements B, C et D. A titre de référence, la figure présente également l'évolution de la largeur de corde relative à une éprouvette brute non grenailée. La dispersion indiquée en chaque point est une dispersion moyenne de $\pm 0,05$ degré.

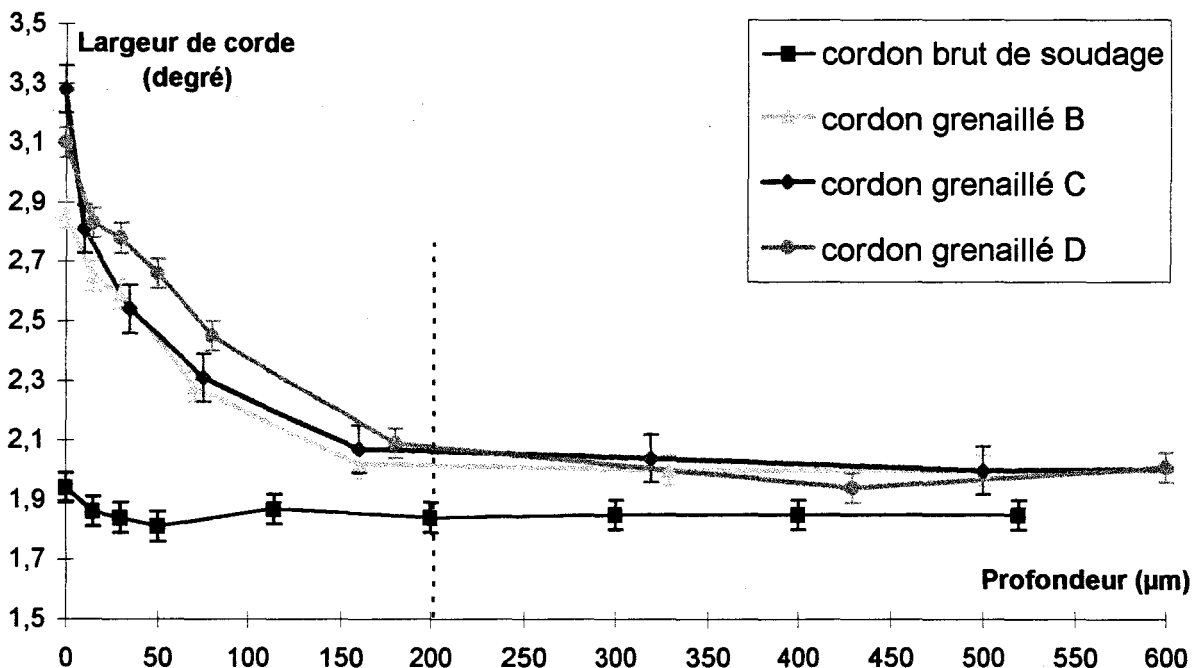


Fig. IV - 5 : Evolution de la largeur de corde en profondeur pour les 3 traitements de grenailage comparée à la condition brute de soudage

Les résultats de la figure IV-5 montrent que :

- par comparaison avec la courbe correspondant à la condition brute de soudage, qui présente un profil constant ($\approx 1,9$ degré) en profondeur, les courbes relatives aux 3 grenailages ont sensiblement la même allure : elles présentent une décroissance assez rapide à partir d'une valeur maximale en surface, pour se stabiliser à un niveau constant au delà de $160 \mu\text{m}$ en profondeur.
- pour l'éprouvette grenillée B : la largeur de corde du pic de diffraction est de $2,9^\circ$ en surface puis diminue progressivement pour atteindre 2° à partir de $200 \mu\text{m}$,
- pour l'éprouvette grenillée C : la largeur de corde du pic de diffraction est la plus élevée en surface ($3,3^\circ$), puis elle diminue lentement pour atteindre progressivement 2° après $250 \mu\text{m}$,
- pour l'éprouvette grenillée D : la largeur de corde du pic de diffraction est de $3,1^\circ$ en surface puis décroît progressivement jusqu'à 2° à $250 \mu\text{m}$.

Comparés au cas brut de soudage, les trois grenailages ont fortement écroui les couches superficielles jusqu'à une profondeur de $160 \mu\text{m}$ pour le cas B et plus de $200 \mu\text{m}$ pour les cas C et D.

On remarque un décalage de $0,2^\circ$ à plus de $200 \mu\text{m}$ en profondeur entre les courbes relatives aux 3 grenailages et celle de la condition brute. Ceci s'explique sans doute par un effet de gradient de microstructure à l'endroit de la mesure.

Pour une même intensité de grenailage (cas B et C), un taux de recouvrement plus important se traduit par un écrouissage superficiel nettement plus marqué et légèrement supérieur en profondeur.

Pour un même taux de recouvrement (cas C et D), une intensité de grenailage plus forte se traduit par un écrouissage plus élevé en surface et en profondeur.

La comparaison des cas B et D montre que l'influence du taux de recouvrement se traduit principalement par un écrouissage superficiel beaucoup plus important ($3,3^\circ$ dans le cas B au lieu de $2,9^\circ$ dans le cas D). On observe aussi une augmentation du taux d'écrouissage en surface mais aussi en profondeur liée directement à l'augmentation de l'intensité de grenailage.

Comme dans le cas des mesures des contraintes résiduelles, l'évolution du profil de largeur de corde en profondeur ne nous permet pas de retenir le cas B. Le niveau de déformation résiduel atteint est inférieur à ce qui est obtenu dans les cas C et D.

A priori, le cas D est moins favorable que le cas C à cause du niveau d'écrouissage atteint en extrême surface. Cependant, le cas C présente un niveau d'écrouissage inférieur dès qu'on s'éloigne de la surface. Le paramètre largeur de corde ne nous permet donc pas de départager les deux traitements de grenailage C et D.

IV.1.3.4. Filiations de microdureté

Des mesures de microdureté sont effectuées sur les faces latérales d'éprouvettes brutes grenillées suivant les traitements C et D et également sur une éprouvette non grenillée à titre de référence.

Pour chaque éprouvette, trois filiations de microdureté sous 100 g, ont été réalisés en ZAT gros grains côté 2^{ème} passe, en s'éloignant de la surface, comme le montre la figure IV-6.

Les filiations sont espacées entre-elles de 100 μm . La filiation la plus proche de la ligne de fusion en est distante de 10-20 μm , au niveau de la surface.

Pour une même filiation, les empreintes sont espacées de 100 μm afin de respecter une distance minimum égale à 3 fois la diagonale de l'empreinte [GRU77].

La figure IV-7 présente l'évolution des filiations de microdureté en fonction de la profondeur pour l'éprouvette non grenillée et les éprouvettes grenillées C et D.

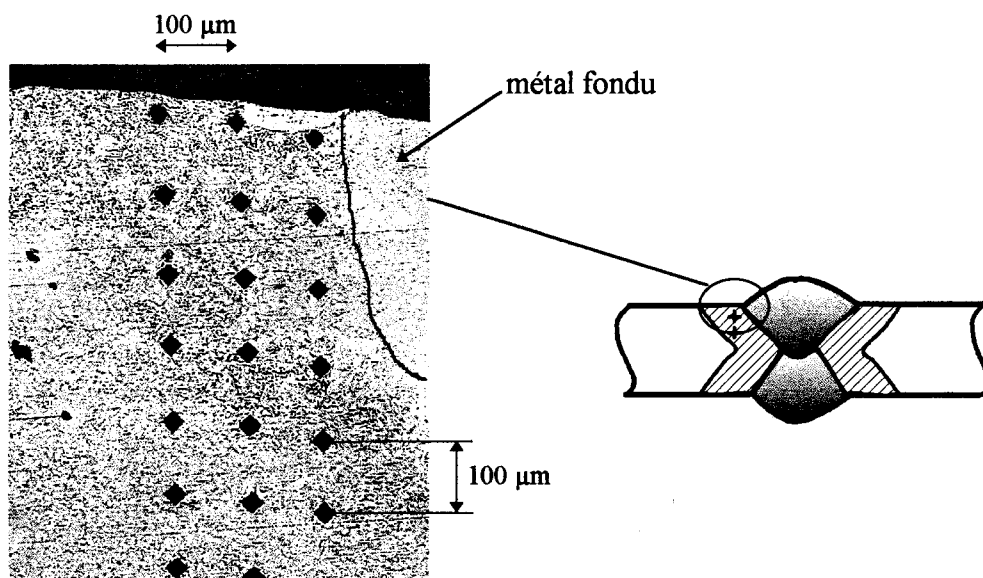


Fig. IV - 6 : Localisation des mesures de microdureté en ZAT gros grains côté 2^{ème} passe

On constate que :

- la microdureté reste quasiment constante (240-260 HV100) pour l'éprouvette non grenillée dans toute la zone explorée. La microdureté semble même légèrement supérieure en profondeur comparé à celle obtenue après grenillage C ou D. La cause en est sans doute un effet de gradient de microstructure à l'endroit de la mesure.
- l'effet de la déformation plastique due au grenillage (cas C ou D) est sensible jusqu'à une profondeur de 200 à 250 μm . Ensuite le niveau de microdureté induit par le traitement C ou le traitement D est sensiblement équivalent au cas non-grenillé. Cette profondeur d'écroutissage correspond approximativement à ce qui a été mesurée précédemment au moyen du paramètre largeur de corde.
- concernant la zone superficielle de moins de 150 μm de profondeur, le grenillage C a engendré une augmentation de la microdureté de 30 % atteignant 300 HV100 contre 240 HV100 dans le cas de la ZAT non traitée.
- pour une profondeur de 50 μm , le cas D donne des résultats beaucoup plus dispersés que le cas C.

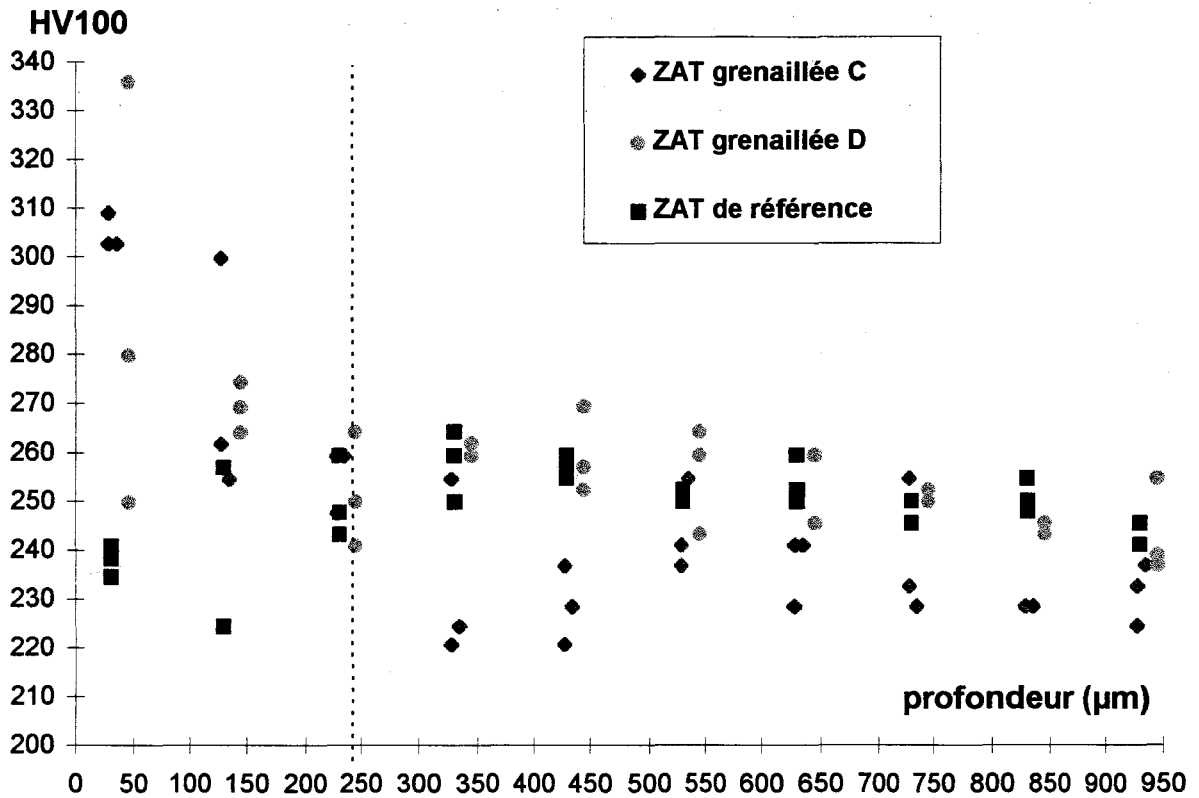


Fig. IV - 7 : Evolution de la microdureté en fonction de la profondeur

IV.1.3.5. Observations métallographiques

Nous avons effectué à partir des éprouvettes grenillées C et D, des observations métallographiques des ZAT à l'endroit où nous avons réalisé les mesures de microdureté. On s'intéresse plus particulièrement à l'état de surface après grenailage. La figure IV-8 montre ces observations de la surface : a) pour l'éprouvette C, b) pour l'éprouvette D.

L'état de surface associé au grenailage C n'est pas dégradé. On remarque en surface la présence de « creux » et de « bosses » qui alternent de façon continue. Leurs dimensions sont directement liées aux paramètres de grenailage (diamètre et vitesse de bille). Plus précisément, l'intervalle entre 2 bosses est d'environ 130 µm.

Dans le cas du traitement de grenailage D, on observe un fibrage marqué de la couche superficielle et surtout la présence de microfissures et même d'écaillages de la surface traitée. Cette forte dégradation de la surface est caractéristique d'un cas de sur-grenailage. Ces observations expliquent l'hétérogénéité des mesures de microdureté juste sous la surface constatée précédemment (l'empreinte n°1 correspondant à la zone très écrouie a donné la valeur de microdureté la plus élevée ; la valeur la plus basse correspondant à la 3^{ème} empreinte située juste sous une microfissure). Un tel cas de sur-grenailage ne peut pas être retenu.

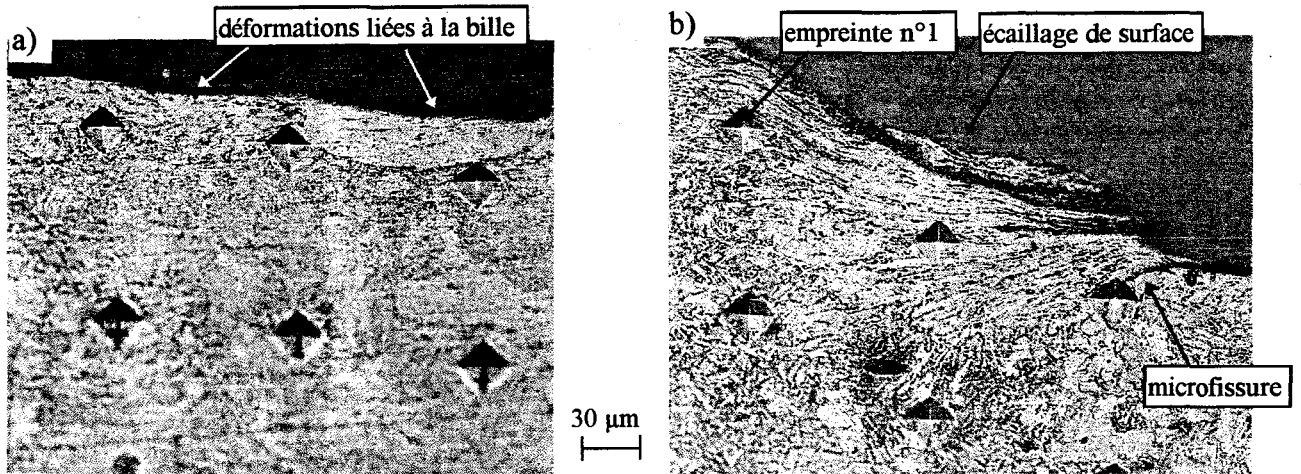


Fig. IV - 8 : Observations des états de surface dans les cas de traitement C (a) et D (b)

IV.1.3.6. Conclusions

Dans l'optique de mise au point d'un traitement de restauration de la sous-structure des dislocations de la ZAT gros grains en pied de cordon côté 2^{ème} passe, il est nécessaire de choisir un traitement d'érouissage par grenailage de précontrainte qui

- augmente la densité des dislocations, et donc le taux d'érouissage et induit un champ de contraintes résiduelles de compression élevées sur une profondeur la plus grande possible (au moins supérieure à celle du régime de croissance des fissures courtes, soit 160-190 μm).
- n'endommage pas l'état de surface de la zone traitée.

En conséquence, c'est le traitement de grenailage repéré C dont les paramètres sont donnés dans le tableau IV-1, qui est finalement retenu.

C'est en effet le seul traitement capable d'introduire un érouissage superficiel important sur une profondeur de 200-250 μm. La largeur de corde mesurée en extrême surface pour ce grenailage est la plus importante (3,3° au lieu de 1,9° pour le cas non grenailé). Le grenailage C permet d'augmenter la dureté à une profondeur de 50 μm, d'environ 30 % par rapport au cas non-grenailé (310 HV100 au lieu de 240).

Le taux de recouvrement élevé de 400 % permet d'obtenir un niveau de contraintes résiduelles de compression presque équivalent (-600 MPa) à celui du traitement D tout en appliquant une intensité de grenailage moindre. L'intensité moyenne de grenailage du cas C permet d'éviter le phénomène de sur-grenailage constaté pour le cas D.

IV.1.4. Caractérisation du traitement thermique

La mise en oeuvre d'un traitement thermique consécutif au traitement d'érouissage par grenailage de précontrainte a pour objectif de restaurer la sous-structure de dislocations. Définir un tel traitement revient donc à déterminer une plage de température admissible et un temps de maintien associé pour que la restauration soit effective.

L'objet de ce paragraphe est donc de caractériser le phénomène de restauration à l'aide de différents indicateurs et de cerner les plages de température et de temps par lesquelles la restauration se produit. Le grenailage adopté dans toute cette partie est le grenailage C décrit précédemment.

IV.1.4.1. Mise en évidence de la restauration par filiations de microdureté

Conformément aux indications proposées par la littérature [BHA92, CLA63, HUM96, HSU85], nous avons utilisé la microdureté comme indicateur du phénomène de restauration.

En pratique, des mesures de microdureté HV100 sont réalisées en ZAT gros grains côté 2^{ème} passe le plus près possible de la ligne de fusion (20 à 30 μm) à une profondeur de 30 μm sous la surface (Fig. IV-9).

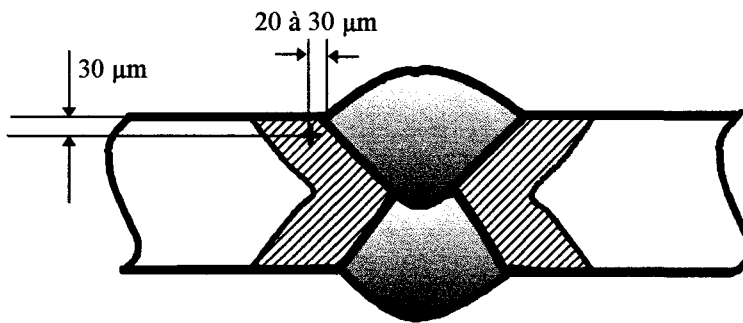


Fig. IV - 9 : Localisation des points de mesure en ZAT gros grains côté 2^{ème} passe

Nous avons procédé à plusieurs montées en température de ZAT grenillées en maintenant constant pour chaque éprouvette un temps de maintien égal à 15 minutes. Le choix de cette durée de 15 minutes est dicté par les impératifs de conditions industrielles de parachèvement.

Nous avons fait un essai tous les 50°C dans l'intervalle de température 250°C-500°C. Cet intervalle est conforme aux indications rencontrées dans la littérature pour caractériser la restauration des aciers [BHA92, CLA63, HUM96]. A 500°C, BHADSHIA [BHA92] indique qu'on obtient une restauration importante de la sous-structure des dislocations dans la majeure partie des aciers bainitique, au bout d'une heure de traitement. Ce couple température-temps de 500°C-1h semble définir une limite supérieure de traitement thermique qu'il convient de ne pas dépasser si on veut rester dans des conditions exploitables industriellement.

La figure IV-10 donne l'évolution de la microdureté de la structure bainitique de la ZAT grenillée ainsi traitée thermiquement en fonction de la température de traitement et pour un temps de maintien constant de 15 minutes. L'écart sur les valeurs de microdureté est obtenu en procédant à 3 essais différentes.

La ZAT grenillé C, non traitée thermiquement, présente à 20°C une microdureté de 305 HV100. Cette valeur est encore obtenue à 250°C. Au-dessus de cette température, on observe une brusque décroissance pour atteindre 277 HV100 à 300°C, puis une légère diminution jusqu'à 262 à 500°C.

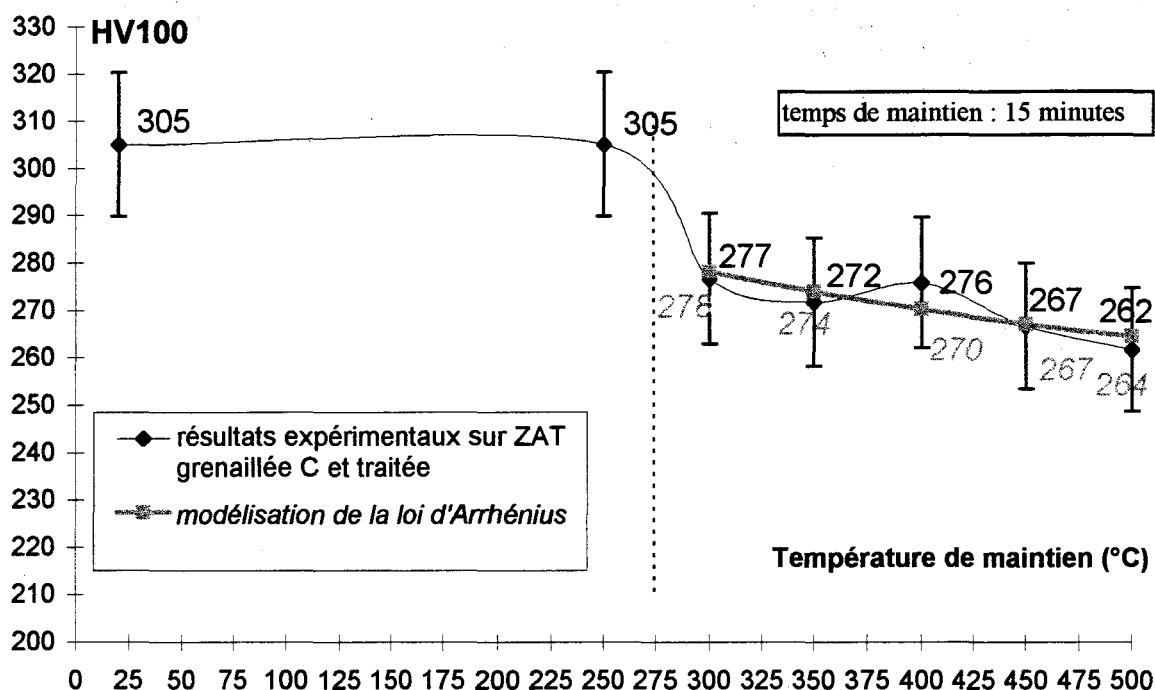


Fig. IV - 10 : Evolution de la microdureté en fonction de la température de traitement (temps de maintien de 15 minutes)

Comme l'indiquent certains auteurs [CLA63, BHA92, HUM96], cette chute relative de la dureté qui précède en général la recristallisation, est représentative de la restauration elle-même.

Selon HUMPHREY et al. [HUM96], on peut exprimer cette diminution relative de dureté en fonction des paramètres température-temps suivant l'équation :

$$HV_0 - HV = C_1 \cdot \ln t - \frac{E_a}{RT} \quad (1)$$

- avec HV_0 : microdureté sous 100 g. avant traitement thermique,
- HV : microdureté pour après traitement thermique,
- t : temps de maintien en s,
- T : température de maintien en K,
- C : constante du matériau,
- E_a : Energie d'activation de la restauration en J,
- R : constante des gaz parfaits ($8,31 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$).

Cette équation exprime une relation d'équivalence température-temps. Il s'agit d'une loi d'Arrhénius qui traduit le fait que la restauration est un phénomène activé thermiquement.

Sur la plage de température 300-500°C, nous avons ajusté les paramètres de cette dernière équation par une méthode des moindres carrés.

Nous avons obtenu $C_1 = 11,67 \text{ s}^{-1}$ et $E_a = 250 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$. La figure IV-10 montre que la courbe de dureté calculée grâce à cette loi rend bien compte des résultats expérimentaux.

Il est très intéressant de constater que l'énergie d'activation « apparente » du phénomène de restauration mesurée ici, est sensiblement égale à l'énergie d'activation de l'auto-diffusion du fer

en phase α . La restauration de la sous-structure des dislocations est basée en effet sur la mobilité de ces dislocations et donc sur les mécanismes de diffusion interne des atomes de fer et des lacunes.

Afin de confirmer davantage le phénomène de restauration, nous avons traité thermiquement d'autres échantillons de ZAT grenillées en les portant à deux températures, 300 et 500°C, mais cette fois avec différents temps de maintien ; 8, 15, 30, 45 et 60 minutes. Nous avons choisi comme indicateur, la microdureté HV100 mesurée en ZAT gros grains sous la surface (Fig. IV-9).

La figure IV-11 présente les résultats obtenus, et les compare aux courbes théoriques calculées en fonction du temps à partir de l'équation (1) pour les deux températures 300 et 500°C.

Compte tenu d'une valeur initiale théorique de 305, la figure montre une diminution assez rapide de la microdureté jusqu'à environ 15 minutes, à 300°C et à 500°C, puis cette diminution est moins importante pour des temps de maintien supérieurs.

Les courbes prédites sont en accord avec les résultats expérimentaux. On note cependant que pour les temps de traitement les plus longs à 500°C, la microdureté mesurée est légèrement inférieure à la microdureté prédite. Ceci peut être attribué à un début de recristallisation qui suit la restauration et qui s'accompagne d'une diminution plus marquée de la microdureté. La cinétique de restauration prédite par l'équation (1) n'est donc plus adaptée pour ces couples de température-temps au-delà du domaine de restauration.

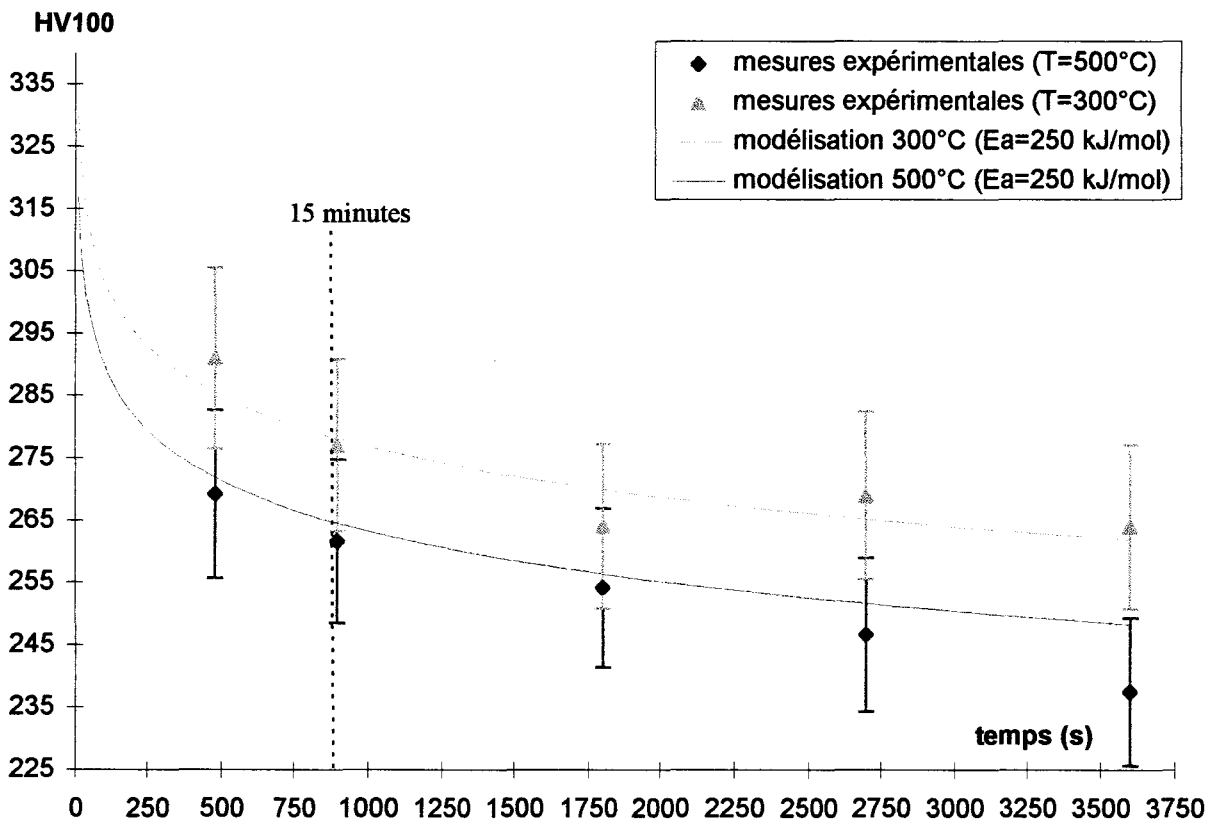


Fig. IV - 11 : Evolution de la microdureté en fonction du temps de maintien pour deux températures de traitement 300°C et 500°C

En conclusion et compte tenu de la bonne concordance des résultats expérimentaux avec la relation d'équivalence temps-température adoptée pour exprimer la diminution de dureté associée au phénomène de restauration, nous pouvons présumer que nous sommes bien en présence de ce phénomène dans le domaine de température et de temps étudié.

IV.1.4.2. Autres indications du phénomène de restauration

Nous avons aussi mis en œuvre d'autres techniques pour tenter de mettre en évidence le phénomène de restauration.

Diffraction X

Les échantillons de ZAT grenillées et traitées thermiquement 15 minutes tous les 50°C dans l'intervalle 250°C à 500°C (Fig. IV-12) sont analysés par diffractométrie X au sein du laboratoire de l'Ecole Centrale de Lille.

Un goniomètre classique a été utilisé (tube Co, $\lambda = 0,17902$ nm sans monochromateur), en faisant varier l'angle d'incidence 2θ de 50 à 125°. Parmi les pics de diffraction du fer, on s'intéresse en particulier au pic de diffraction {211} dont la largeur de corde à mi-hauteur « l » est un autre indicateur du taux d'écrouissage de la zone diffractée (Fig. IV-12).

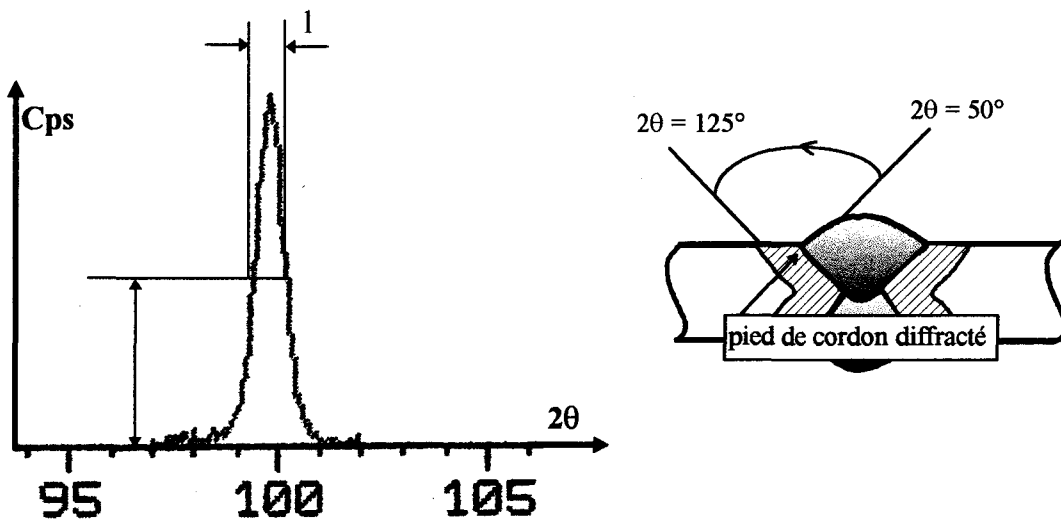


Fig. IV - 12 : Principe de la mesure de la largeur de corde à mi-hauteur du pic de diffraction du fer {211}

La figure IV-13 donne l'évolution de la largeur de corde à mi-hauteur l en fonction de la température du traitement pour un temps de maintien de 15 minutes.

Comme dans le cas de la figure IV-10, on observe une diminution significative de l'écrouissage de 250°C jusqu'à 500°C. Cette diminution progressive du taux d'écrouissage semble être significative de l'une des deux composantes de la restauration, à savoir l'annihilation de dislocations.

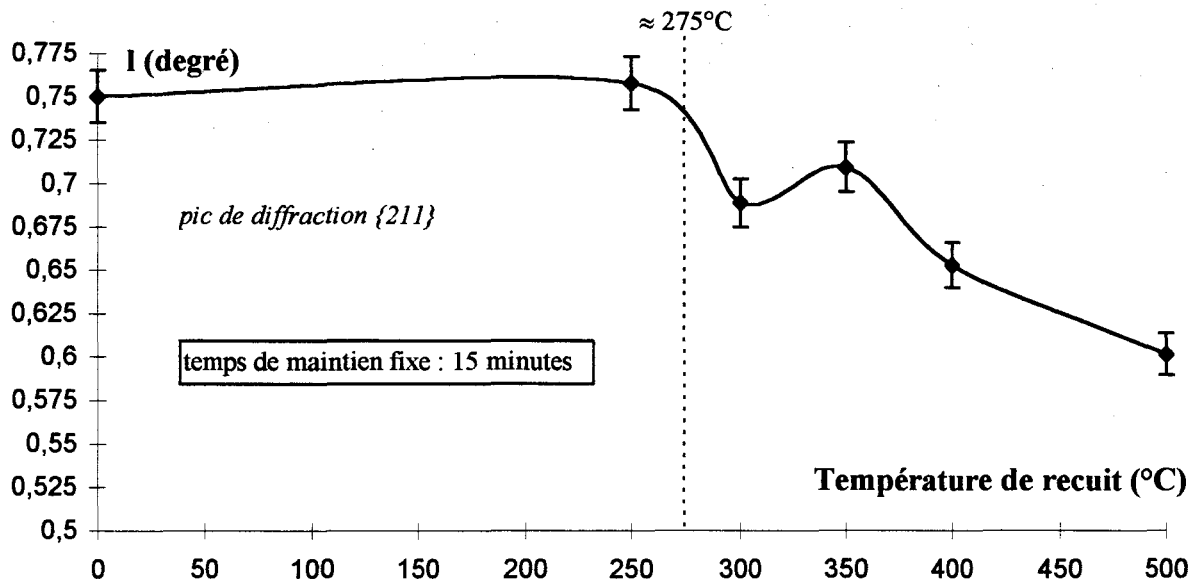


Fig. IV - 13 : Diminution de la largeur de corde sous effet de la restauration sur l'intervalle 300°C-500°C

Analyse Thermique Différentielle

Nous avons également mené quelques essais d'analyse thermique différentielle (laboratoire de chimie appliquée de l'université de Lille I du Pr. VASTE), dans le but de mesurer le dégagement de chaleur susceptible d'accompagner le phénomène de restauration, lors de la montée en température progressive de ZAT grenillées. Les détails de ces essais sont donnés en ANNEXE XII. Les résultats semblent encore une fois confirmer l'étendue du domaine de restauration en terme de température de traitement, même si le dégagement de chaleur obtenu avant le « pic » de recristallisation est relativement faible et la limite de sensibilité de l'appareil utilisé est presque atteinte. La difficulté de mesure de ce dégagement de chaleur est liée aux trop petites dimensions des échantillons de ZAT grenillés ($\approx 100 \text{ mm}^3$) mais pourrait être surmontée si des échantillons plus gros sont utilisés.

IV.1.4.3. Observations métallographiques

Parallèlement aux mesures de microdureté, des observations par microscopie optique des ZAT grenillées et traitées ont été faites. La figure IV-14 montre les microstructures de ZAT gros grains côté 2^{ème} passe à environ $50 \mu\text{m}$ sous la surface, obtenues après respectivement :

- grenailage type C + traitement à 300°C pendant 15 minutes,
- grenailage type C + traitement à 500°C pendant 15 minutes.

Ces micrographies ne font pas apparaître de modification significative de la structure bainitique initiale de la ZAT. Les limites des paquets de lattes ne semblent pas modifiés et les carbures ou composés MAC sont situés indifféremment soit à l'intérieur des paquets de lattes, soit à leurs limites.

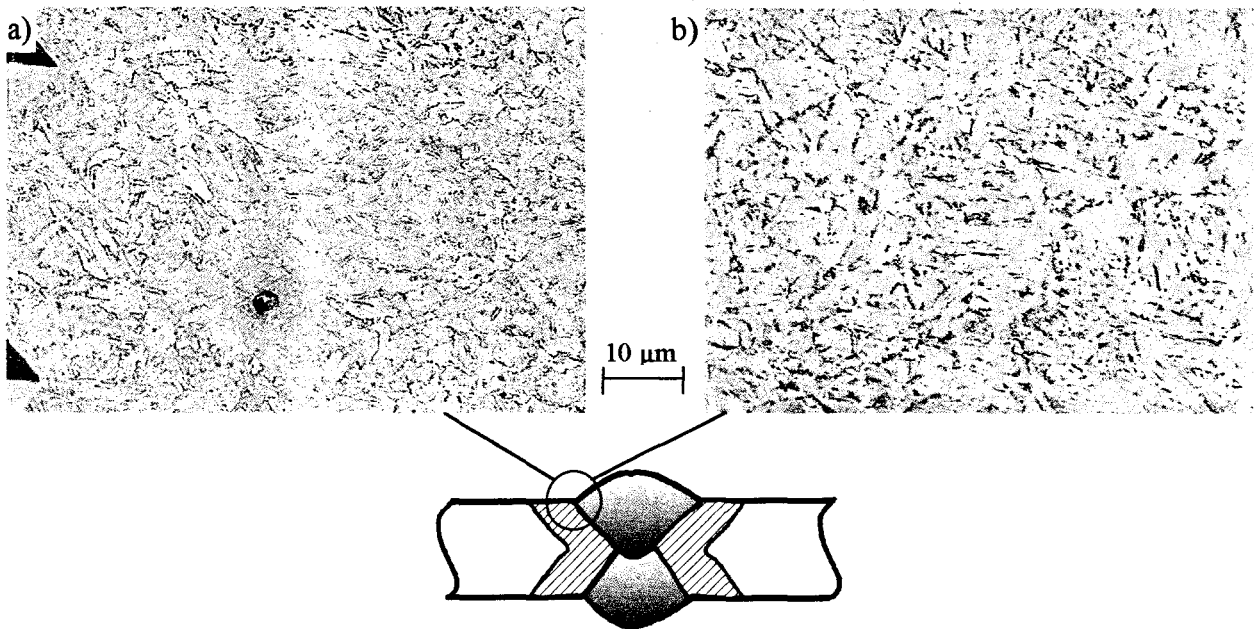


Fig. IV - 14 : Micrographies de la ZAT gros grains grenailée côté 2^{ème} passe : (a) après traitement de 15 min à 300°C, (b) après traitement de 15 min. à 500°C

La restauration effective dans cette gamme de température et de temps n'est pas mise en évidence sur ces micrographies optiques car seule la sous-structure de dislocations est modifiée par le traitement de restauration.

En revanche, pour un traitement à 500°C pendant 45 minutes, on observe un début de changement de la microstructure de la ZAT grenailée ainsi traitée (Fig. IV-15). On note en particulier, une présence plus marquée des carbures ou composés MAC aux limites des paquets de lattes du fait de la diffusion du carbone facilitée par le traitement thermique, de l'intérieur des paquets vers leurs limites.



Fig. IV - 15 : Micrographies de la ZAT gros grains grenailée côté 2^{ème} passe après traitement de 45 min à 500°C

IV.1.4.4. Observations en Microscope Electronique à Transmission (MET)

Des observations complémentaires au MET ont été effectuées à L'Institut de Physique des Matériaux de BRNO en République Tchèque par le Dr. T. KRUML, sous la direction du Pr. J. POLAK.

Les observations sont faites sur les 3 échantillons de ZAT gros grains côté 2^{ème} passe : i) état brut de soudage, ii) état grenailé C, iii) état grenailé C + traité à 350°C/15 min.

IV.1.4.4.1. Préparation des lames minces

L'épaisseur des lames minces doit être inférieure à 200 nm de façon à ce que les électrons puissent les traverser. La préparation se déroule en 4 étapes :

- découpe par électroérosion (pour ne pas modifier la microstructure de la zone étudiée) de plaques de 0,7 à 0,8 mm d'épaisseur et de 3 mm de largeur comme indiqué sur la figure IV-16,
- polissage mécanique des deux faces des plaques de façon asymétrique, le polissage du côté surface extérieure vise à supprimer la rugosité et obtenir une surface plane ; l'épaisseur finale des plaques est de 80 µm,
- découpe à l'emporte-pièce de disques de 3 mm à partir de ces plaques,
- polissage électrolytique de ces disques à l'aide d'une machine Tenupol double-jet, de façon à créer un trou aux bords plats et fins en leur milieu. L'électrolyte à 90 % d'éthanol et 10 % d'acide perchlorique à -50°C et 15 V a donné les meilleurs résultats. Le nettoyage final se fait à l'eau distillée et à l'éthanol.

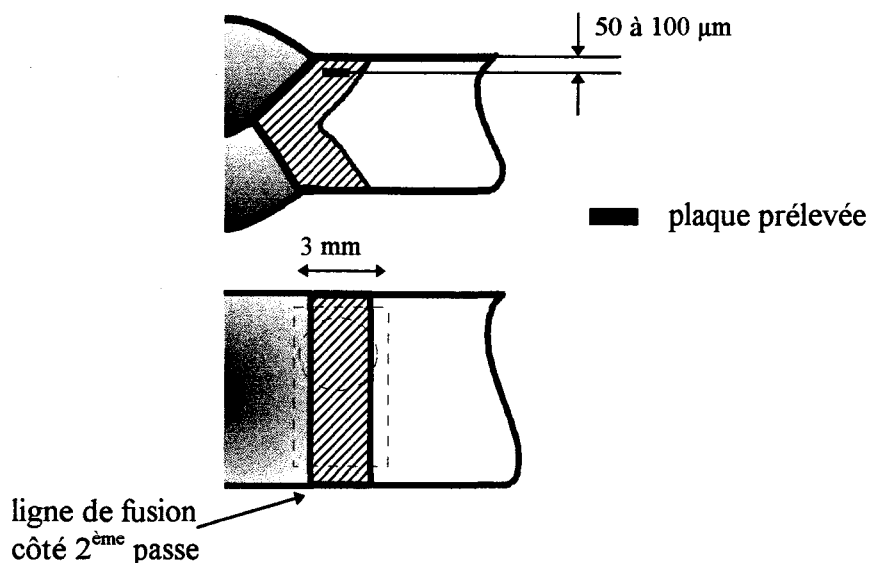


Fig. IV - 16 : Localisation du prélèvement des lames minces par rapport au cordon de soudure

Les lames minces obtenues permettent d'observer la sous-structure située à moins de 1 mm de la ligne de fusion et à une profondeur de 0,05 à 0,1 mm, c'est-à-dire dans la structure bainitique de la ZAT gros grains.

Le microscope utilisé est de marque Philips CM-12 avec une tension d'accélération de 120 kV.

IV.1.4.4.2. Résultats

ZAT non grenillée de référence

L'observation de la ZAT non grenillée qui sert de référence (Fig. IV-17) révèle la présence de grains relativement équiaxes, dont la taille est de l'ordre de 3 à 6 µm.

Ce type de grains est rencontré dans les zones de ferrite aciculaire fréquemment observées dans les ZAT de soudures d'aciers à bas carbone. Cependant ces zones de ferrite aciculaire sont moins fréquentes que les zones de bainite et les observations qui ont été faites concernent davantage le dernier type de microstructure.

Le contraste à l'observation MET est assez marqué d'un grain à l'autre sous-entendant une désorientation importante de part et d'autre des joints de grains.

Quelques carbures ou composés Martensite-Austénite-Carbure (MAC) sont situés dans les joints de grains multiples mais aussi à l'intérieur des grains. Même si le grossissement est relativement important, on peut observer un alignement de carbures sur la figure IV-17.

Les observations montrent la sous-structure de dislocations à l'intérieur des grains et à proximité des joints de grains. Les travaux de BHADESHIA [BHA92] montrent que les dislocations sont créées dans la bainite pendant la transformation de phase et participent à la relaxation des contraintes internes induites par cette transformation. Leur densité est de l'ordre de 10^{14} m^{-2} .

Dans notre cas, l'analyse statistique d'images représentatives de la ZAT non grenillée a permis d'estimer la densité de dislocations n à $3,3 \cdot 10^{13} \text{ m}^{-2}$, définie par l'équation suivante :

$$d = \frac{RL}{2V} \quad \text{d'après [SHO62],}$$

- avec RL : longueur totale des lignes de dislocations de la surface observée (m),
- V : volume de l'échantillon d'observation (m^3), produit de la surface d'observation par l'épaisseur de la lame.

Les observations montrent également que les dislocations sont relativement peu nombreuses et n'ont pas d'arrangement spécifique. Sur la figure IV-18a, certaines dislocations semblent présenter une direction privilégiée en relation avec les systèmes de glissement de la structure cubique centrée de la matrice ferritique.

Effet du grenailage sur la sous-structure

Le grenailage a introduit un nombre important de dislocations fortement enchevêtrées. Elles sont localisées à l'intérieur des grains.

L'enchevêtrement des dislocations est tel qu'on ne distingue pas clairement de cellules d'écroutissage (Fig. IV- 18b). Ces dislocations semblent néanmoins présenter deux directions privilégiées correspondant à deux systèmes différents de glissement.

L'influence du grenailage est donc surtout marquée par l'augmentation importante de la densité de dislocations. Dans le cas présent, d est estimée à $2,1.10^{14} \text{ m}^{-2}$ dans la sous-structure de ZAT, soit plus élevée d'un facteur 7 par rapport à la condition non grenillée.

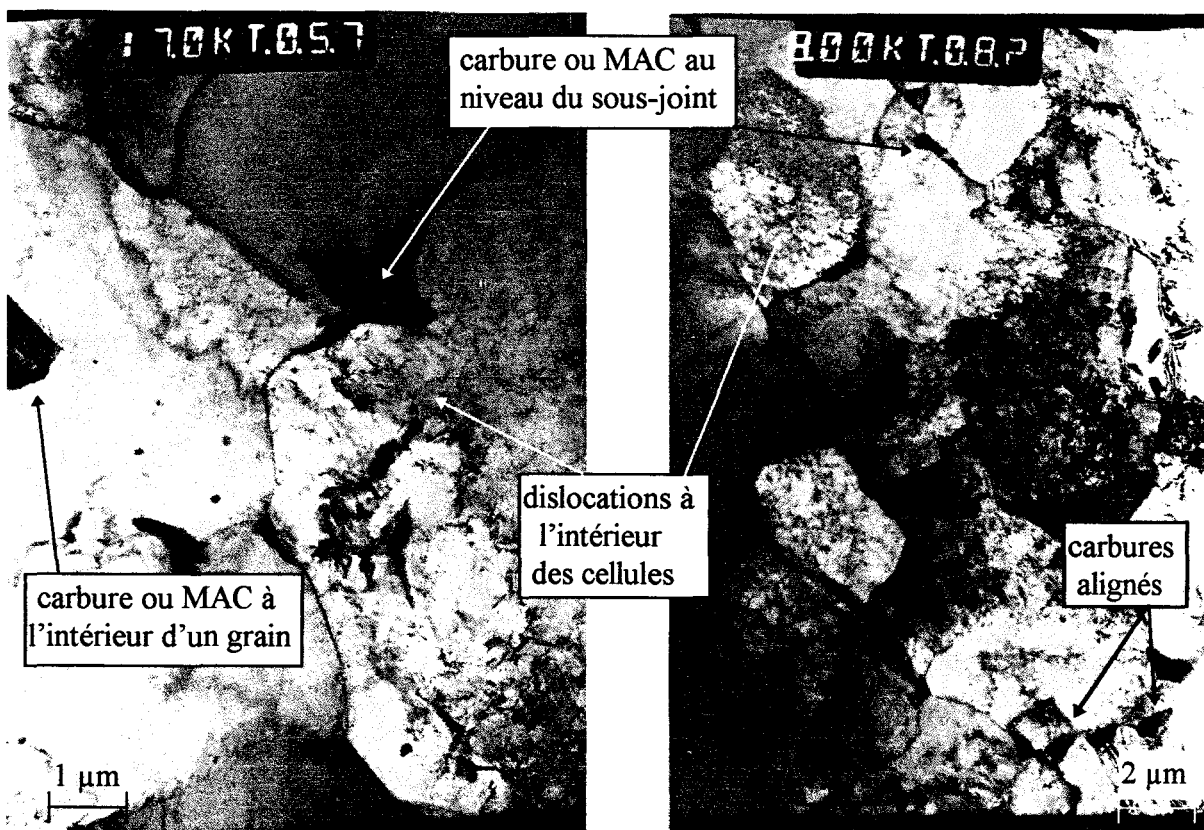


Fig. IV - 17 : Observations au MET de la ZAT non-grenillée, côté 2^{ème} passe

L'effet du grenailage se traduit aussi par une flexion importante de la lame mince lors de l'observation du fait de la relaxation importante des contraintes internes induites par grenailage. C'est pourquoi la figure IV-18b (et également la figure IV-19a) ne présente pas une netteté très satisfaisante.

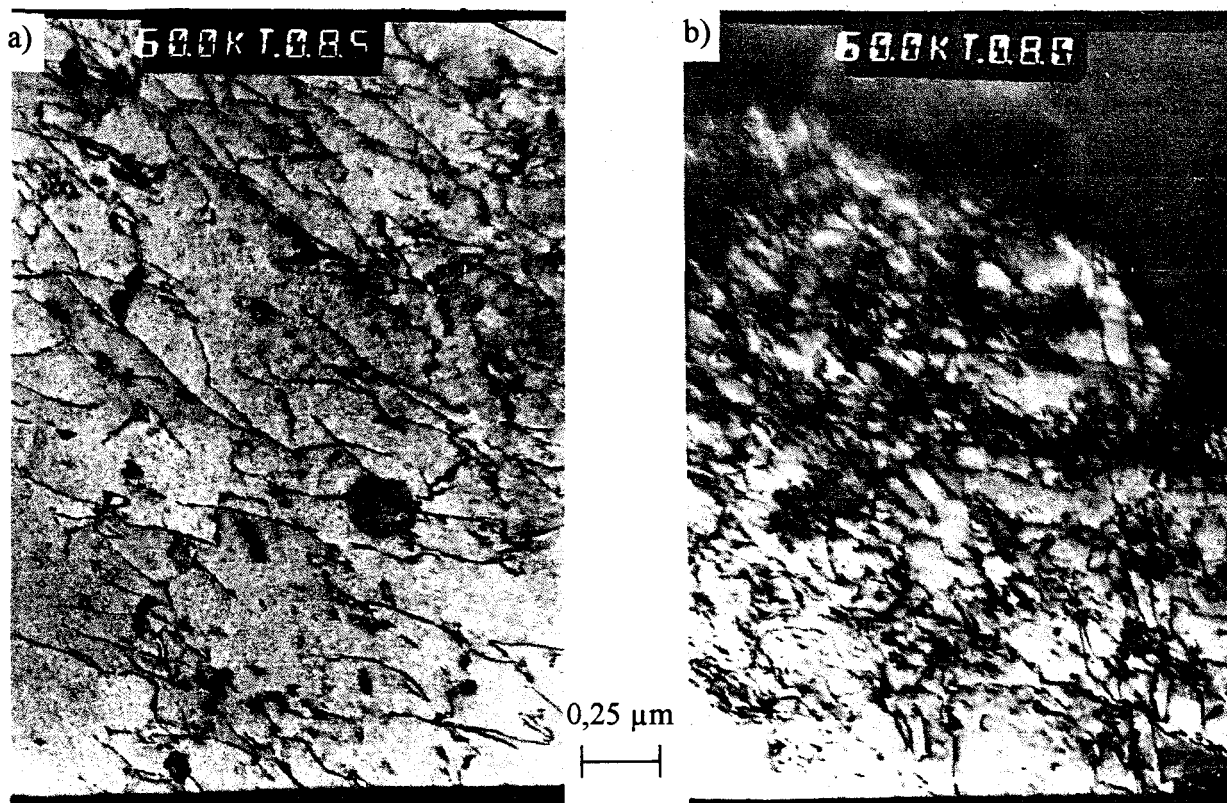


Fig. IV - 18 : Comparaison des ZAT avant grenailage (a) et après grenailage (b)

Effet de la restauration sur la sous-structure

Les observations montrent que le traitement thermique de restauration provoque l'annihilation de dislocations introduites par le grenailage : Leur densité est estimée à $8,8 \cdot 10^{13} \text{ m}^{-2}$, soit un peu plus de 2 fois moins que dans le cas grenailé, mais presque encore 3 fois plus que dans l'état de référence.

Les figures IV-19 et IV-19bis permettent de comparer les états grenailés avant (a) et après (b) le traitement thermique.

L'effet observé de la restauration est conforme aux travaux cités dans la littérature [HUM96]. Il apparaît bien une « densification » de certains murs de dislocations et un début de formation de parois de cellules comme le montre en particulier la figure IV-19bis b. Cependant, il convient de dire que la température de traitement ne permet sans doute pas une grande mobilité des dislocations et que l'arrangement éventuel est donc limité.

D'une manière générale, la sous-structure des dislocations est plus organisée suite au traitement de restauration et on peut distinguer un arrangement des dislocations en « structures fermées » sur la figure IV-19b.

Certaines lignes de dislocations apparaissent ancrées sur de très fins précipités. Dans l'hypothèse d'un début de formation d'une cellule sur la figure IV-19bis b, la taille de cette dernière est d'environ 0,2 à 0,3 μm de diamètre.

La flexion de la lame mince observée est beaucoup plus faible que dans le cas du grenailage, laissant supposer une diminution des contraintes internes de 2^{ème} et 3^{ème} ordre.

En définitive, nous avons effectivement observé une diminution de la densité des dislocations et un arrangement limité de dislocations en configurations plus stables et mieux organisées avec formation de murs denses pouvant constituer un début de parois de cellules.

Du point de vue de la résistance en fatigue, ces parois plus denses en dislocations délimitant des sous-grains plus désorientés, peuvent constituer des obstacles à l'amorçage et la croissance des fissures courtes.

Les observations au MET ont été réalisées en étudiant spécifiquement l'évolution de la sous-structure de dislocations. L'objectif d'une réorganisation des dislocations en murs pouvant constituer des parois de cellules, est atteint au moins partiellement.

L'hypothèse d'une amélioration du comportement à l'amorçage des assemblages soudés reste encore à vérifier en procédant à des essais de fatigue. Cependant, les conditions de prélèvement et de préparation des lames minces fortement déformées et la difficulté d'observation de l'interface latte de carbure/matrice ferritique dans de telles structures, n'ont pas réellement permis d'étudier finement l'évolution de cette interface au cours de la restauration. Or, nous avons vu au paragraphe III.2. que l'amorçage des fissures courtes se produit au niveau de cette interface.

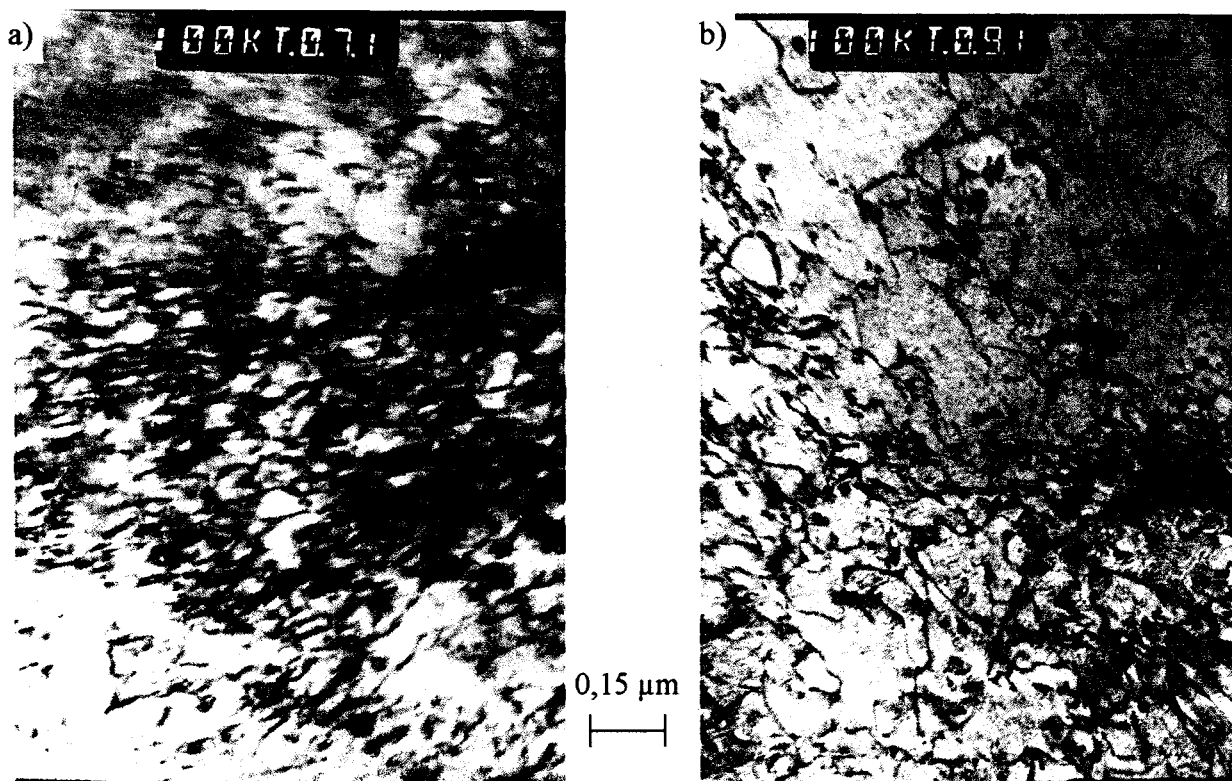


Fig. IV - 19 : Comparaison des ZAT avant (a) et après (b) traitement thermique de restauration

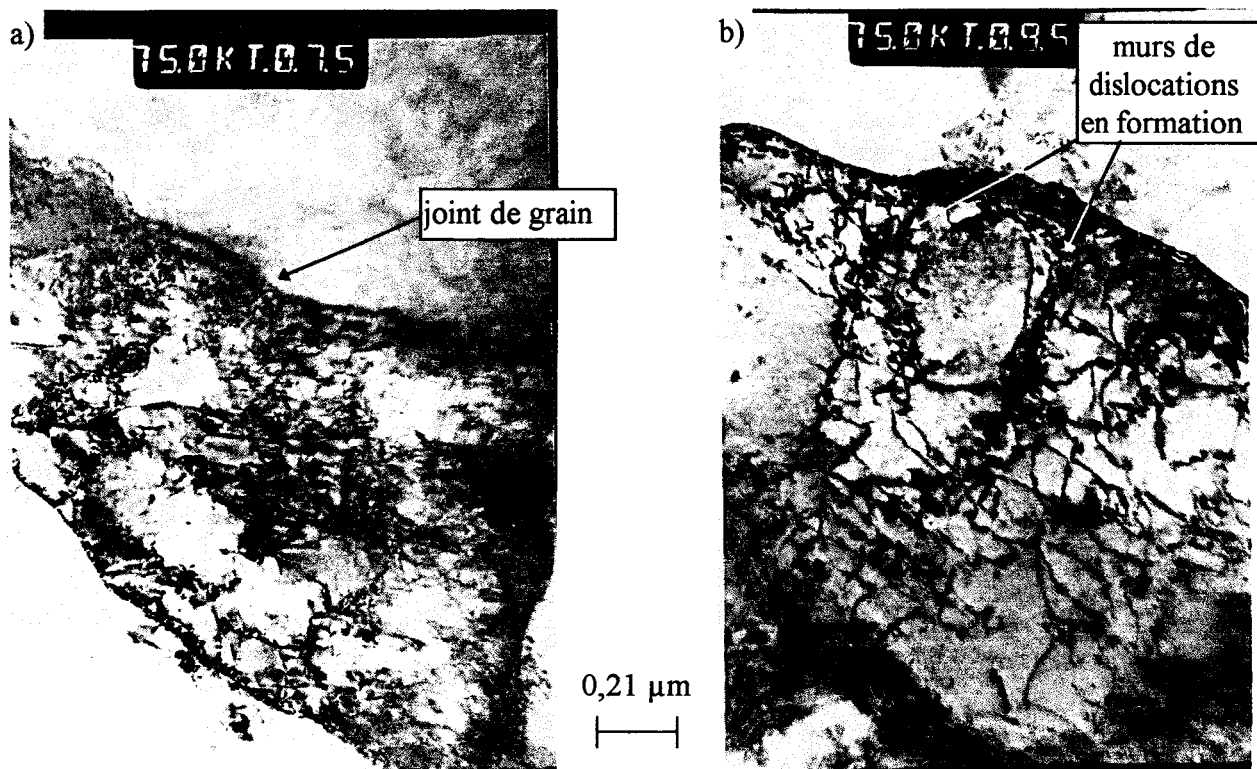


Fig. IV - 19 bis : Comparaison des ZAT avant (a) et après (b) traitement thermique de restauration

IV.1.4.5. Choix des conditions du traitement thermique

Nous avons cherché à caractériser un domaine température-temps de maintien sur lequel le phénomène de restauration de la sous-structure des dislocations introduites par grenailage se produit effectivement.

Cet effet n'est pas directement visible au moyen des techniques classiques d'observation optique. Par contre, nous avons pu le mettre en évidence par une série d'indicateurs indirects de la restauration que sont la microdureté, la diffraction des rayons X et l'analyse thermique différentielle. Nous avons prolongé ces investigations par des observations en microscopie électronique en transmission.

Les résultats montrent que la restauration est effective sur une plage de température allant de 300°C à 500°C confirmant les indications données dans la littérature [BHA92, HUM96]. En exploitant l'évolution de la microdureté au cours de la restauration, nous avons identifié les paramètres d'une relation d'équivalence température-temps donnée par la littérature [HUM96] sur la plage de température 300-500°C pour un temps de maintien fixe de 15 minutes. Cette relation d'équivalence température-temps a été ensuite validée en faisant varier le temps de maintien aux deux températures limites du domaine 300 et 500°C. Nous avons constaté une bonne corrélation entre la modélisation et l'expérience.

L'évolution de la microdureté en fonction du temps montre qu'une durée de 15 minutes de traitement est un bon compromis : pour cette durée, on a dépassé tout stade transitoire du

phénomène recherché ; au-delà, le processus se ralentit et ceci quelle que soit la température de traitement comprise entre 300 et 500°C (Fig. IV-10). De plus, un temps de maintien de 15 minutes est envisageable dans un contexte industriel de mise en œuvre du traitement thermique. Le temps de maintien que nous proposons pour le traitement thermomécanique est donc de 15 minutes.

Après avoir déterminé la durée du maintien, nous avons choisi de prendre une température de traitement de 350°C en se plaçant volontairement en début de la plage de température effective de la restauration. On suppose dans ces conditions, que la restauration est effective et que la relaxation des contraintes résiduelles introduites par grenailage sera limitée. Il est nécessaire en effet de conserver autant que possible l'apport bénéfique du traitement de grenailage de précontrainte.

Afin de vérifier que les contraintes résiduelles après grenailage sont largement conservées, nous avons donc fait établir (cf. ANNEXE XI) un profil de contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour la condition de ZAT grenillée puis restaurée à 350°C pendant 15 minutes.

La figure IV-20 donne l'évolution du profil obtenue pour cette dernière condition comparée aux conditions ZAT de référence et ZAT grenillée C.

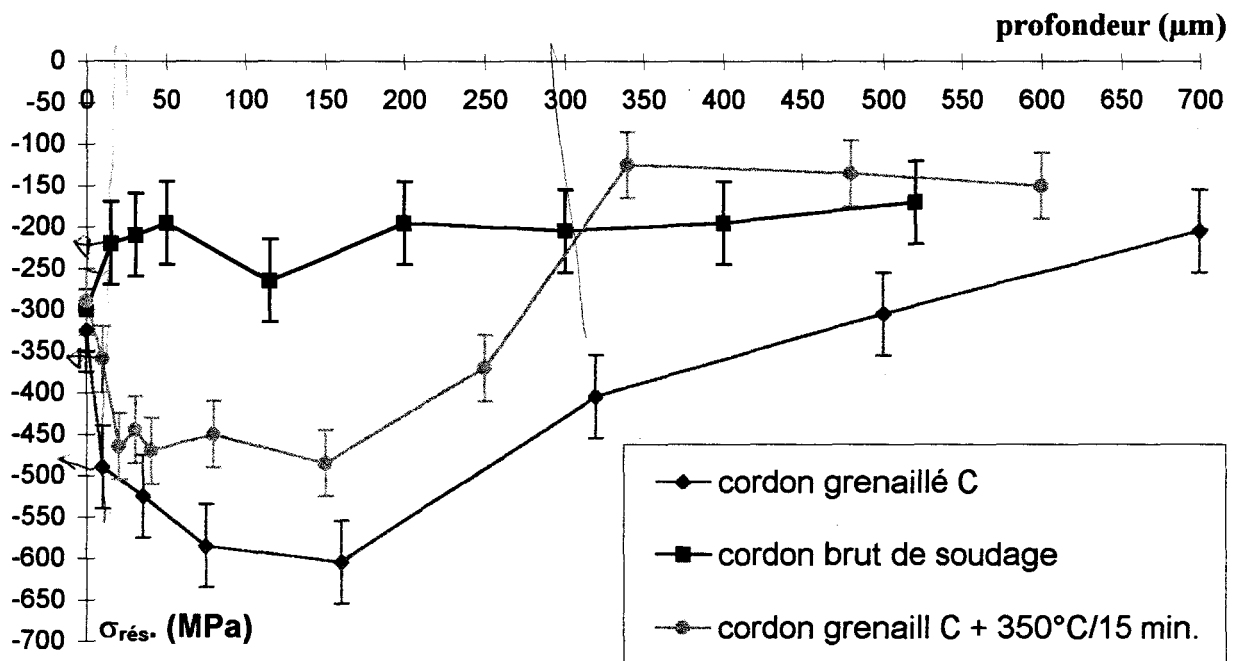


Fig. IV - 20 : Profils des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur suivant le type de traitement appliqué

L'effet du traitement thermique de restauration se traduit par une diminution attendue du niveau des contraintes résiduelles maximales de compression qui passent de -600 MPa avant traitement à -500 MPa après traitement. Le niveau des contraintes résiduelles en extrême surface n'a pratiquement pas changé, il est de -300 MPa dans la condition grenillée puis restaurée au lieu de -350 MPa dans la condition grenillée. En ce qui concerne la profondeur affectée, elle ne semble pas être modifiée après restauration.

L'évolution associée de la largeur de corde en fonction de la profondeur pour les 3 conditions est donnée en figure IV-21. On observe que

- la profondeur écrouie par le grenailage est sensiblement la même avant et après restauration,
- les courbes avant et après restauration sont très voisines en comparaison avec la courbe de référence.

Largeur de corde (°)

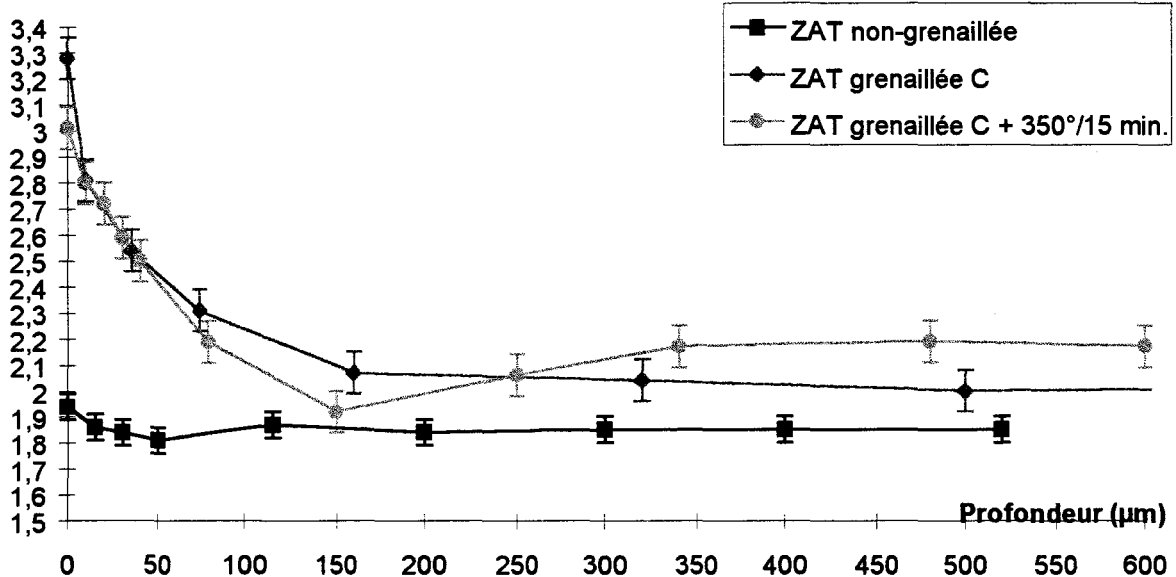


Fig. IV - 21 : Evolution de la largeur de corde en fonction de la profondeur suivant le type de traitement appliqué

L'effet de la restauration se traduit par une diminution de 3,3 à 3,01° de la largeur de corde en surface. Le niveau d'écrouissage n'est ensuite pas modifié sur une profondeur de 100 µm par rapport au cas de la ZAT uniquement grenillée. On note une légère diminution du niveau des déformations résiduelles à 150 µm de profondeur puis le paramètre largeur de corde augmente légèrement pour atteindre 2,1° à partir de 340 µm.

L'évolution du profil des contraintes résiduelles et de la largeur de corde après traitement thermique montrent que l'effet de la restauration se traduit par une légère baisse des contraintes résiduelles maximales de compression et une légère baisse du degré d'écrouissage en extrême surface (annihilation de dislocations). L'effet bénéfique du grenailage de précontrainte est donc en grande partie préservé.

Les observations complémentaires réalisées au MET confirment que pour le couple de température-temps choisi, la sous-structure des dislocations est effectivement restaurée. La restauration est alors caractérisée par une diminution importante de la densité de dislocations introduites par le grenailage mais aussi par un arrangement des dislocations en murs. Ces murs commencent à former des parois de cellules.

Le choix du couple *température de traitement* de 350°C et du *temps de maintien* de 15 minutes, pour lequel la restauration est effective, est donc justifié par les caractérisations décrites précédemment et par le souci de rendre ce traitement applicable en conditions industrielles.

Il reste maintenant à réaliser des essais de fatigue sur des éprouvettes ainsi grenillées et traitées pour confirmer ou non l'intérêt d'un tel traitement sur la tenue en fatigue.

IV.2. Résultats en fatigue et discussion

Nous avons testé en fatigue sous un rapport de charge R_{σ} de 0,1, une première série de 7 éprouvettes brutes grenillées (condition C) en faisant varier le niveau de contrainte de 300 à 400 MPa.

Une seconde série de 9 éprouvettes brutes grenillées puis restaurées (condition CT) a été testée sur la même plage de contrainte.

Toutes les éprouvettes testées ont été instrumentées par une chaînette de 8 jauges décrite au chapitre II, à proximité du seul pied de cordon laissé non meulé côté 2^{ème} passe. A noter que le meulage des pieds de cordon est effectué avant le traitement thermique.

IV.2.1. Courbes de Woehler à rupture

Le tableau IV-2 donne pour chaque éprouvette, son repère, les conditions d'essai, la durée de vie atteinte en cas de rupture et l'endroit du site d'amorçage.

Repère d'éprouvette	Condition	$\Delta\sigma_N$ (MPa)	N_R	Site d'amorçage
AK1	C	300	2000000	non rupture
AK5	C	325	2000000	non rupture
AK3	C	333	575315	pied de cordon instrumenté
AY1	C	333	631159	pied de cordon instrumenté
AK4	C	380	309382	pied de cordon instrumenté
AK2	C	400	183764	pied de cordon instrumenté
AAD5	C	400	172465	pied de cordon instrumenté
AAD6	CT	333	2000000	non rupture
AAD4	CT	333	921312	pied de cordon instrumenté
AY5	CT	333	1132431	pied de cordon instrumenté
AY2	CT	333	244446	pied de cordon meulé 2ème passe
AAD2	CT	333	534021	pied de cordon meulé 2ème passe
AM2	CT	333	452977	pied de cordon meulé 2ème passe
AAD3	CT	340	1570648	non rupture
AY3	CT	400	163784	pied de cordon instrumenté
AY4	CT	400	135200	pied de cordon instrumenté

Tableau IV - 2 : Résultats des essais de fatigue pour les conditions C et CT

Comme le montre le tableau, pour la condition C, nous avons toujours constaté un amorçage dans le seul pied de cordon instrumenté.

Par contre, pour la condition CT, le site d'amorçage n'est pas uniquement localisé au niveau du pied de cordon instrumenté. Ainsi pour $\Delta\sigma_N = 333$ MPa, 3 des 5 éprouvettes se sont rompues au niveau du pied de cordon meulé côté 2^{ème} passe.

Etant donné que le meulage réalisé soigneusement a pour but d'adoucir la géométrie locale en pied de cordon, deux raisons peuvent être avancées pour expliquer cette localisation des ruptures :

- soit le meulage nécessaire à l'enlèvement des microdéfauts de surface et à l'adoucissement de la géométrie locale était trop profond et a réduit sensiblement la section de rupture,

- soit le traitement thermique améliore la résistance à l'amorçage du pied de cordon non meulé, à tel point que l'amorçage se produit en pied de cordon meulé côté 2^{ème} passe.

Ce problème de localisation de l'amorçage constaté sur éprouvettes grenillées et traitées est venu s'ajouter aux difficultés de préparation et d'instrumentation avec le système de détection par jauges. En conséquence, le nombre d'éprouvettes testées dans les deux conditions est assez faible. Cependant, les niveaux d'essai ont été choisis de façon à commencer à décrire des courbes de Woehler et de façon à pouvoir comparer les effets des deux traitements.

Les courbes de Woehler à rupture des deux conditions C et CT sont données en figure IV-22 et comparées à celle de la condition brute de soudage. Les cas de rupture dans le pied de cordon meulé côté 2^{ème} passe ne sont pas reportés sur la figure IV-22.

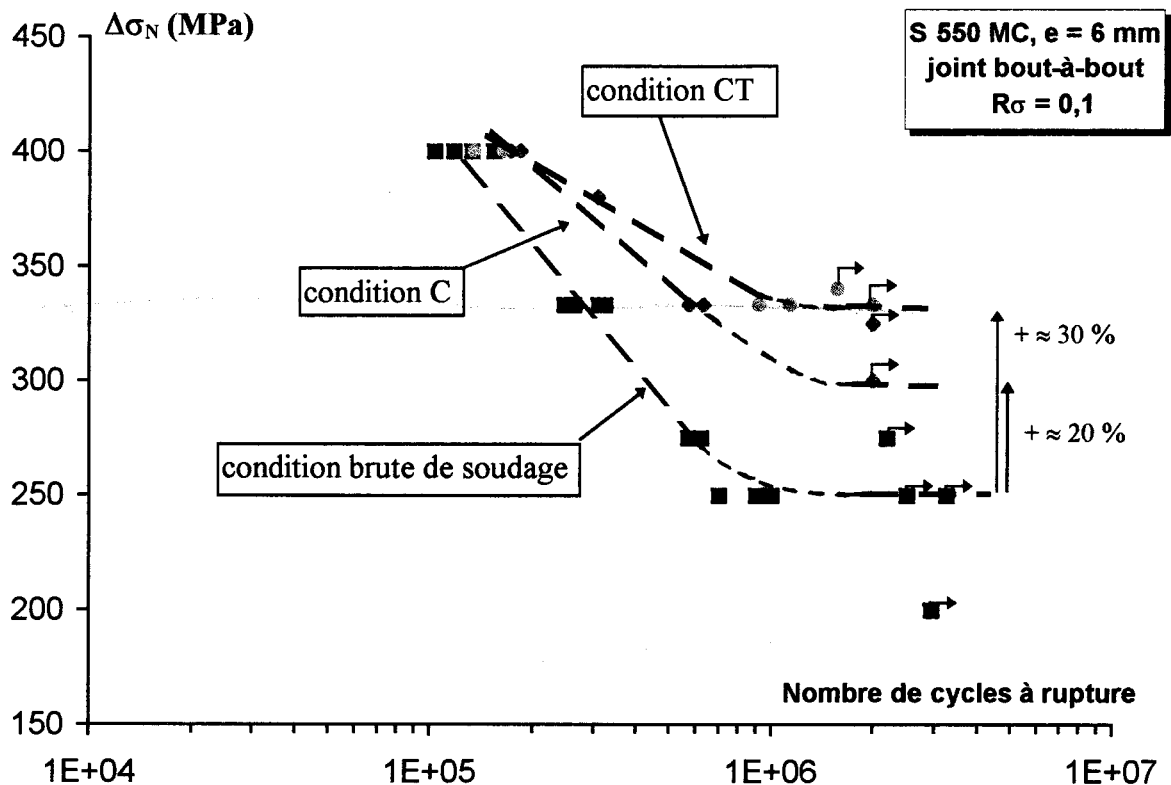


Fig. IV - 22 : Courbes de Woehler à rupture des éprouvettes brutes de soudage, des éprouvettes grenillées (condition C) et grenillées puis traitées (condition CT)

Les courbes de la figure IV-22 montrent une nette amélioration du comportement en fatigue des 2 conditions traitées par rapport à la condition brute de soudage.

Effet du grenailage seul¹

L'effet du grenailage se traduit par une amélioration globale du comportement en fatigue sur tout le domaine étudié, mais de manière d'autant plus marquée que les durées de vie sont plus grandes.

¹ Signalons que le même traitement de grenailage C a été appliqué sur une série d'éprouvettes arasées-rainurées. Ces éprouvettes ont ensuite été testées en fatigue dans les mêmes conditions. Les résultats détaillés en ANNEXE X, montrent que ce grenailage n'a pas conduit pour ce type d'éprouvette AR à une amélioration de la durée de vie ; des observations micrographiques transverses ont indiqué que les conditions de grenailage n'étaient plus adaptées à cette géométrie d'éprouvette.

La durée de vie à rupture au niveau de contrainte de 333 MPa a augmenté de 100 % par rapport à la condition brute de soudage.

Ceci se traduit par une augmentation du coefficient m de la loi de Basquin $N_R = C \cdot \Delta\sigma_N^{-m}$, identifié par une méthode des moindres carrés sur le domaine de l'endurance limitée. On passe en effet de 4,5 pour la condition brute de soudage à 6,6 pour la condition grenillée.

Nous avons également identifié, pour la condition grenillée, les constantes de la loi de Bastenaire simplifiée :

$$N = A / (\Delta\sigma - \Delta\sigma_D),$$

à l'aide du logiciel ESOPE. Nous avons obtenu : $A = 1,9 \cdot 10^7$ MPa et $\Delta\sigma_D = 300$ MPa.

La limite d'endurance est donc améliorée de 20 % par rapport au cas brut de soudage (250 MPa). Cette amélioration relativement faible comparée à d'autres résultats de la littérature (cf. chapitre I), s'explique par la très bonne qualité initiale de l'état brut de soudage qui, rappelons-le, présente des contraintes résiduelles de compression déjà importantes (-300 MPa) au niveau du site d'amorçage.

Effet du grenillage + traitement thermique

Le traitement thermique ultérieur de restauration permet encore d'améliorer le comportement en fatigue des assemblages soudés principalement dans le domaine des plus grand nombre de cycles. La limite d'endurance évaluée pour la condition CT est de l'ordre de 330 MPa, soit une amélioration de 30 % par rapport à l'état brut de soudage (250 MPa).

Le coefficient m de la loi de Basquin pour la condition CT, identifié dans le domaine de l'endurance limitée par une méthode des moindres carrés, est égal à 10,6. Il est donc plus de deux fois supérieur à la valeur du même coefficient pour la condition brute de soudage.

Comparé à la condition brute de soudage, l'amélioration apportée par le traitement CT est de 200 % au niveau de contrainte de 333 MPa et il est encore de 30 % à 400 MPa.

Comparé à la condition grenillée, si une amélioration à haut niveau de contrainte (400 MPa) n'est pas observée, on constate une nette amélioration de la durée de vie à bas niveau de contrainte (333 MPa) d'un facteur 1,7, et même davantage puisqu'une 3^{ème} éprouvette ne s'est pas rompue à ce niveau pour $2 \cdot 10^6$ cycles.

IV.2.2. Courbes de Woehler à l'amorçage

Toutes les éprouvettes grenillées et grenillées puis traitées ont été instrumentées avec une chaînette de jauges. Nous pouvons donc considérer leur nombre de cycles à l'amorçage correspondant au critère défini au paragraphe III.3. Rappelons qu'il est défini à 3 % de dérive de la jauge la plus affectée par la fissuration.

La figure IV-23 présente dans un diagramme $\Delta\sigma_N$ -log N_R , les points expérimentaux et les courbes de Woehler correspondantes, comparés aux résultats pour les éprouvettes brutes de soudage. Le dépouillement des signaux de jauges ayant conduit à ces résultats est détaillé en ANNEXE XIII.

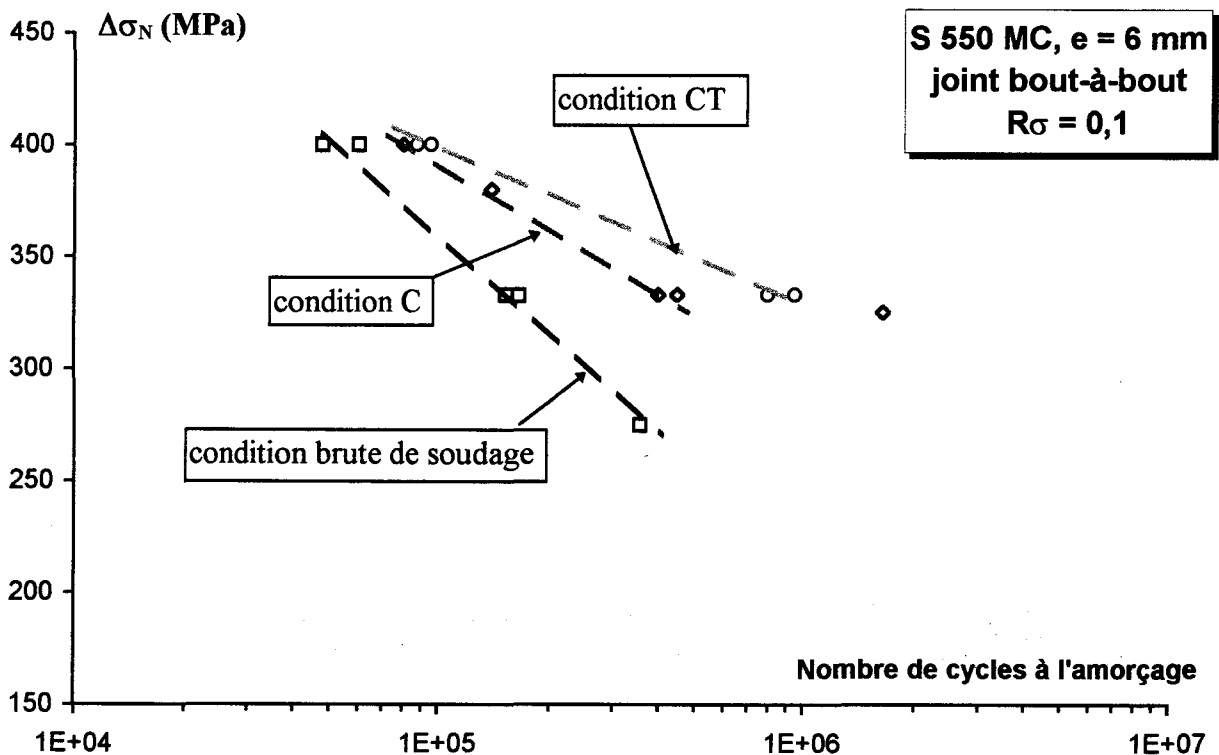


Fig. IV - 23 : Courbes de Woehler à l'amorçage des éprouvettes brutes de soudage, des éprouvettes grenillées (condition C) et grenillées puis traitées (condition CT)

Les courbes de la figure IV-23 montrent à nouveau une nette amélioration de la durée de vie à l'amorçage pour l'ensemble du domaine exploré, quand on passe de la condition brute de soudage à la condition C puis à la condition CT. Cette amélioration est d'autant plus marquée que le niveau de contrainte est bas.

A $\Delta\sigma_N = 400$ MPa les durées de vie sont respectivement de 55000, 80000 (+45 %) et 90000 (+60 %). A $\Delta\sigma_N = 333$ MPa elles sont respectivement de 160000, 430000 (+168 %) et 900000 (+460 %).

Les pentes de la loi de Basquin (identifiée par une méthode de moindres carrés) sont respectivement de 5,3, 8,9 et 12,3.

L'effet du grenillage, et plus encore, celui du traitement thermomécanique, ont permis d'améliorer fortement le comportement à l'amorçage surtout dans le cas des bas niveaux de

sollicitation. Il faut garder à l'esprit que cette amélioration sera d'autant plus importante que la part de l'amorçage dans la durée de vie totale de l'assemblage soudé sera elle-même plus grande. L'importance de cette phase va donc fortement dépendre de la qualité initiale de la soudure réalisée. L'intérêt de l'utilisation d'un tel traitement thermomécanique de parachèvement sera alors d'autant plus grand que la procédure de soudage initiale aura été soignée.

IV.2.3. Discussion et conclusions

L'examen des éprouvettes AR grenillées nous a montré que les paramètres du grenillage n'étaient pas adaptés à cette géométrie d'éprouvette. Cet effet de dégradation de surface n'a pourtant pas été observé dans le cas des éprouvettes brutes grenillées. On peut penser que pour ces dernières, il y a eu un effet de peau (calamine) capable de supporter la répétition importante des impacts de grenailles.

Cependant, l'apport du grenillage dans le cas des éprouvettes non usinées est relativement limité (gain de 20 % sur la limite d'endurance), ce qui peut s'expliquer par la très bonne qualité initiale de l'état brut de soudage. Cette qualité de soudure se concrétise par une géométrie locale en pied de cordon très douce et par la présence de contraintes résiduelles de compression de -300 MPa au niveau du site d'amorçage.

L'application après grenillage d'un traitement thermique de restauration apporte une amélioration supplémentaire de la résistance en fatigue, en jouant principalement sur la durée de vie à l'amorçage, si bien que l'amélioration apportée par le traitement thermomécanique se traduit par un gain final de 30 % sur la limite d'endurance.

Cette amélioration n'est pas due à un adoucissement de la géométrie locale en pied de cordon. L'éprouvette grenillée AY1 présente en effet une géométrie locale plus douce ($r = 4,75$ mm et $\theta = 22,25^\circ$, mesurés par la méthode du plus petit rayon) que l'éprouvette grenillée et traitée AY5 ($r = 1,9$ mm et $\theta = 27,25^\circ$).

L'utilisation de la méthode des jauges permet de quantifier les parts respectives de la phase d'amorçage (définie par 3 % de dérive de la jauge la plus affectée, correspondant à la transition fissures courtes/fissures longues) et de la phase de propagation dans la durée de vie totale.

La figure IV-24 compare sous forme d'histogrammes les résultats moyens obtenus pour les 3 conditions, pour $\Delta\sigma_N = 333$ MPa et $\Delta\sigma_N = 400$ MPa. Cette figure précise également dans chaque cas, le pourcentage représenté par N_a/N_R .

Les résultats montrent que :

1. la durée de vie à l'amorçage N_a est très sensiblement influencée par le traitement de parachèvement :
 - à 333 MPa, N_a/N_R passe de 30 à 44 % puis 62 % quand on passe de la condition brute à la condition C puis à la condition CT, N_a étant multiplié d'un facteur 5,5 entre les deux conditions extrêmes.
 - à 400 MPa, N_a/N_R vaut respectivement 54, 70 et 85 % ; N_a étant ici multiplié par un facteur 1,7.

2. la durée de vie en propagation N_p est par contre peu sensible au traitement de parachèvement, et ce aux 2 niveaux de contrainte étudiés. Ce dernier résultat est conforme aux travaux de la littérature [TRI93-1, MAD97] qui ont montré que les traitements de parachèvement classiques n'ont pratiquement d'effet que sur la phase d'amorçage.
3. a la vue des conclusions précédentes, les moins bonnes performances à 400 MPa de la condition CT semble pouvoir être attribuée à un nombre de cycles en propagation moins important que pour les deux autres conditions.
4. l'amélioration notable en terme de durée à l'amorçage apportée par le traitement thermomécanique est « proportionnelle » à la part de la phase d'amorçage dans le processus de rupture par fatigue ; et le gain apporté est plus important dans le domaine des bas niveaux de contraintes.

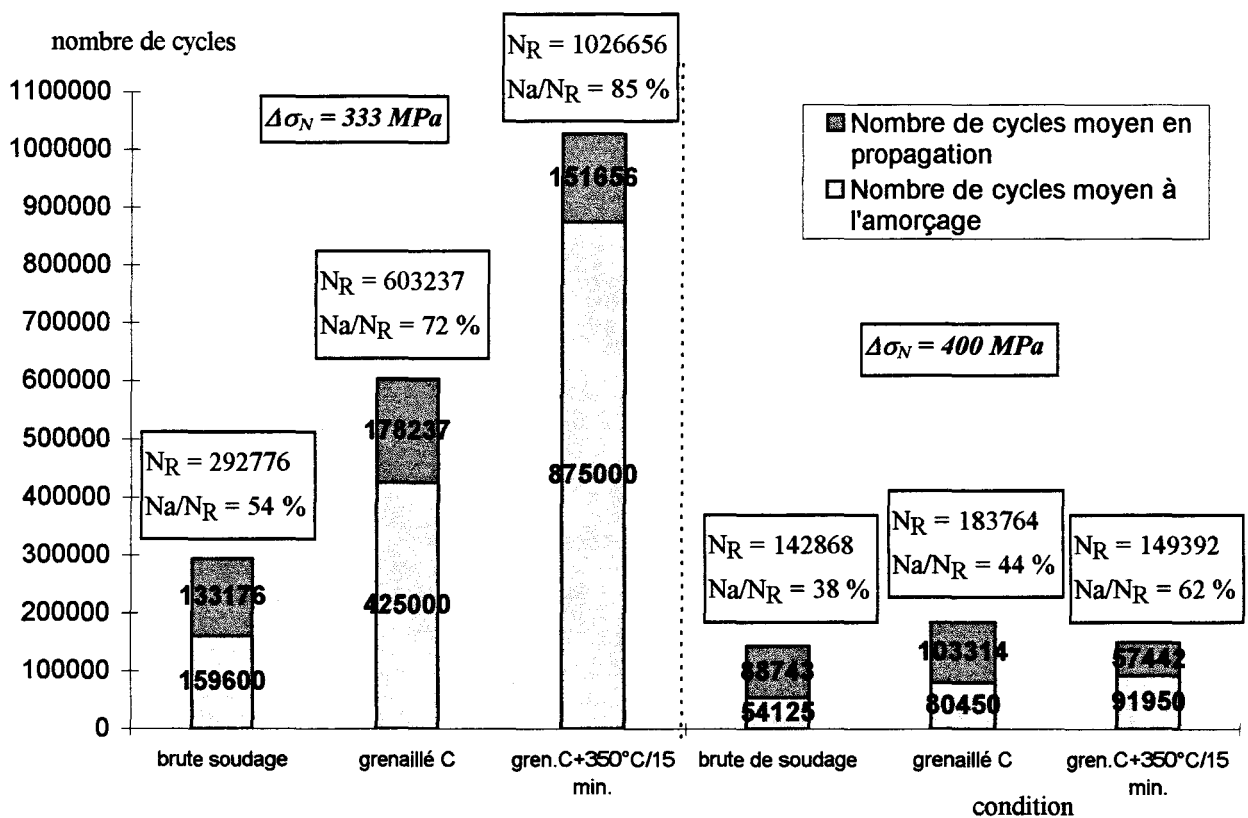


Fig. IV - 24 : Evolution des parts respectives d'amorçage et de propagation en fonction du traitement appliqué aux niveaux de contrainte 333 et 400 MPa

Dans le cas d'assemblages soudés sans précaution particulière, on aboutit à une durée de vie en fatigue faible étant donné qu'il existe des défauts en pied de cordon à l'origine de la propagation quasi-immédiate de fissures longues [MAD97, NUS96]. Ceci est d'autant plus vrai que les caractéristiques des aciers utilisés sont élevées et donc très sensibles aux effets d'entaille.

L'intérêt des traitements classiques de parachèvement réside dans leur capacité à « rétablir » une phase d'amorçage significative lorsqu'il y a traitement de ces défauts superficiels en pied de cordon (un des effets du grenailage par exemple). Ces traitements s'avèrent donc indissociables

de l'utilisation des aciers à hautes caractéristiques mécaniques tels que les aciers HLE et sont d'autant plus efficaces que la qualité initiale du soudage est élevée.

Le traitement thermomécanique que nous avons mis en point, et qui a fait d'ailleurs l'objet d'une note technique récemment déposée [BUI98-3], associe donc un traitement mécanique d'introduction de contraintes résiduelles de compression (en l'occurrence ici le grenailage de précontrainte, mais nous aurions pu envisager d'autres procédés tels que le martelage, le sablage...), et un traitement thermique de restauration facile à mettre en œuvre.

Différentes hypothèses peuvent alors être raisonnablement avancées pour expliquer l'amélioration de la résistance à l'amorçage suite au traitement de restauration :

- le traitement thermique a permis de réarranger le réseau des dislocations en structures fermées et de densifier les parois de dislocations au niveau de la sous-structure, ce qui doit s'accompagner d'une augmentation de la désorientation de part et d'autre des parois. Et nous avons vu (chapitre III) que la propagation des fissures courtes est fortement influencée par la microstructure et l'orientation des réseaux cristallins dans lesquels elles se développent,
- l'interface métallurgique entre les carbures et la matrice ferritique où s'amorcent de façon privilégiée les fissures de fatigue, a probablement été renforcée vis-à-vis du comportement en fatigue,
- les contraintes internes du troisième ordre, présentes en particulier aux interfaces lattes de carbure/matrice ferritique, ont été diminuées, ne favorisant pas non plus l'amorçage au niveau de ces interfaces.

A ce stade de l'étude, les premiers résultats en fatigue suite à l'application du traitement thermomécanique sont encourageants et on peut d'ores et déjà penser que son utilisation industrielle peut permettre un développement plus important des aciers HLE dans les structures mécanosoudées.

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

Après avoir resitué le contexte de l'emploi des aciers HLE dans les structures soudées, le premier chapitre bibliographique de l'étude a mis en évidence le rôle de certains paramètres sur le comportement en fatigue des assemblages soudés, tels que la géométrie locale, les contraintes résiduelles et la microstructure au niveau du site d'amorçage. Il est bien connu maintenant qu'une géométrie douce et la présence de contraintes résiduelles de compression en pied de cordon sont des facteurs d'influence bénéfiques pour la résistance en fatigue. Les traitements de parachèvement visant à améliorer le comportement en fatigue des assemblages soudés ont été présentés sous l'angle de ces différents facteurs d'influence. Leur utilisation post-soudage se traduit en général, par la « création » ou l'augmentation de la phase d'amorçage [NUS96].

L'influence de la microstructure en pied de cordon a été en revanche peu étudiée dans la littérature. Le manque de travaux dans ce domaine s'explique en partie car la durée de vie en fatigue est souvent contrôlée par la propagation de fissures longues peu influencée par la nature de l'acier.

C'est en partie pour combler ce manque que la présente étude a été menée, avec un double objectif :

- mettre en évidence l'influence de la microstructure sur l'amorçage et la croissance des fissures de fatigue dans les assemblages soudés en acier HLE,
- proposer des modifications de microstructure ou de sous-structure pour améliorer la résistance en fatigue des assemblages, en particulier dans le domaine de l'endurance.

Deux géométries d'éprouvettes différentes ont été définies pour répondre à ces objectifs. La première, qui correspond à la condition brute de soudage, représente la condition d'utilisation industrielle dont on veut améliorer le comportement en fatigue. La seconde géométrie vise à permettre la mise en évidence des paramètres microstructuraux qui influent sur l'amorçage et la propagation des fissures courtes : il s'agit d'éprouvettes dites arasées-rainurées usinées de façon à araser le cordon et rainurées de façon à localiser la fissuration.

Dans les deux cas d'éprouvettes, l'amorçage se produit dans la même microstructure bainitique de la ZAT gros grains côté seconde passe.

Les courbes de Woehler à rupture ont été établies pour les deux géométries d'éprouvettes et sont comparées à celle du métal de base.

Les essais de fatigue interrompus pour prises de répliques sur les éprouvettes arasées-rainurées, ont permis d'observer l'amorçage et le propagation des fissures courtes dans la ZAT gros grains et de quantifier l'endommagement en surface par mesure des longueurs de fissure au cours du cyclage.

L'évolution de la vitesse de fissuration en surface en fonction de la longueur de fissure en surface a été étudiée. Trois stades distincts de propagation des fissures sont identifiés. Le premier stade concerne le développement de fissures microstructuralement courtes (FMC), le deuxième, la propagation des fissures physiquement courtes (FPC), le dernier, la propagation des fissures longues (FL). Les transitions entre ces domaines correspondent, respectivement, au seuil

microstructural d (qui est ici de l'ordre de $50 \mu\text{m}$) et au seuil de propagation $2c_{th}$ (de l'ordre de $700-800 \mu\text{m}$).

L'étude des chemins de propagation des fissures courtes en profondeur a été menée parallèlement à partir de coupes transverses au plan de fissuration effectuées au niveau des sites d'amorçage. L'ensemble des résultats nous a permis d'identifier non seulement l'étendue du domaine d'influence en profondeur de la microstructure (160 à $190 \mu\text{m}$), mais aussi les paramètres microstructuraux influant sur la résistance en fatigue de la microstructure bainitique de la ZAT gros grains :

- les fissures courtes s'amorcent par mécanisme de décohésion latte de carbure/matrice ferritique, dans les paquets de lattes orientés à 90° en surface et à 45° en profondeur par rapport à l'axe de sollicitation,
- les limites de paquets de lattes constituent ensuite des barrières microstructurales capables d'arrêter la croissance des FMC tous les 12 à $15 \mu\text{m}$ en surface et tous les 6 à $8 \mu\text{m}$ en profondeur. L'ancien joint de grain austénitique constitue, quant à lui, la barrière microstructurale majeure correspondant au seuil microstructural d ,
- l'orientation des paquets de lattes par rapport à la direction de propagation joue un rôle majeur sur la cinétique et le mode de propagation aussi bien en surface qu'en profondeur. Les fissures courtes peuvent franchir les paquets de lattes dans l'alignement des carbures ou alors les contourner en suivant les limites entre paquets, anciens joints de grain γ ou non.

La cinétique de propagation en surface des fissures a été modélisée par des lois de type BROWN [BRO86] dans les stades FMC et FPC et une loi de type Paris dans le stade FL. Par intégration sur leurs domaines respectifs, et en tenant compte du temps de franchissement du seuil microstructural, nous avons pu prédire une courbe de Woehler à rupture, en bon accord avec les résultats expérimentaux. Deux limites de fatigue distinctes ont été alors estimées. La première correspond à la limite d'endurance conventionnelle à 2 millions de cycles, la deuxième à la limite de fatigue [MIL93] en-dessous de laquelle il ne peut y avoir de propagation de fissures courtes au delà du seuil microstructural. Le nombre de cycles à l'amorçage N_a est alors défini, dans la condition arasée-rainurée, comme étant le nombre de cycles nécessaire à la propagation des fissures microstructuralement courtes jusqu'à l'atteinte du seuil microstructural d .

Une série d'essais de fatigue sur éprouvettes brutes de soudage instrumentées ont été interrompus de façon à marquer par plusieurs techniques les fronts de fissures à différentes étapes du cyclage. Un critère d'amorçage au sens de « l'ingénieur » est alors défini pour la condition brute de soudage. Ce critère correspond à la transition fissures courtes/fissures longues. La courbe de Woehler à l'amorçage est comparée à la courbe de Woehler à rupture dans la condition brute de soudage. Loin d'être négligeable, la part de l'amorçage, définie par ce critère, représente plus de 40 % de durée de vie totale.

La dernière partie de l'étude est axée sur la recherche d'une amélioration du comportement en fatigue par traitement thermomécanique en pied de cordon. En vue de préserver la microstructure bainitique du site d'amorçage, le traitement envisagé associe un traitement d'écrouissage superficiel par grenailage de précontrainte et un traitement thermique dans le but de restaurer le matériau écroui. Il s'agit, plus précisément, de réorganiser les dislocations introduites par écrouissage superficiel en configurations plus stables capables d'améliorer la résistance à

l'amorçage des fissures courtes à l'échelle de la sous-structure. La réorganisation des dislocations en murs de dislocations s'accompagne en effet d'une augmentation de la désorientation entre sous-grains [HUM96] dont on sait qu'elle influe sur la propagation des fissures courtes.

Le grenailage de précontrainte appliqué d'abord permet d'introduire des contraintes résiduelles maximales de -600 MPa ainsi qu'un écrouissage superficiel important sans détériorer l'état de surface.

Différents indicateurs indirects de la restauration (microdureté, diffraction des rayons X, calorimétrie...) ont été utilisés pour définir les paramètres du traitement thermique à appliquer ensuite. Le couple température-temps de 350°C-15 minutes a finalement été choisi. Dans ces conditions de traitement, la restauration est effective et le niveau maximal des contraintes résiduelles de compression introduites par grenailage est largement préservé. Les observations au Microscope Electronique en Transmission confirment que la restauration de la ZAT grenillée est atteinte pour le couple température-temps choisi. En particulier, on observe un réarrangement des dislocations en murs qui commencent à constituer les parois de cellules de dislocations.

Les essais de fatigue sur joints bruts grenillés mettent en évidence une amélioration du comportement global en fatigue surtout marqué dans le domaine de l'endurance. Cette amélioration reste cependant limitée du fait de la très bonne qualité initiale des joints bruts. L'application du traitement thermique ultérieur permet une amélioration supplémentaire significative dans le domaine de l'endurance. Le nombre de cycles à rupture est multiplié d'au moins un facteur 3 par rapport au cas brut de soudage à faible niveau de contrainte. L'amélioration constatée à ce niveau, concerne surtout la phase d'amorçage qui passe de 50 % dans le cas non-grenillé à plus de 80 % dans le cas grenillé puis restauré.

Les perspectives de ce travail sont nombreuses. Il serait tout d'abord intéressant de valider la meilleure résistance présumée en fatigue de structures bainitiques plus « fines » en pied de cordon, obtenues par un meilleur contrôle de la taille du grain austénitique lors du procédé de soudage.

De même, un travail futur d'amélioration de la nature de l'interface latte de carbure/matrice ferritique ou encore une optimisation de l'orientation des paquets de lattes par rapport à l'axe de sollicitation, doit permettre d'obtenir des microstructures bainitiques plus résistantes en fatigue.

Les observations MET que nous avons menées ont été focalisées sur la réorganisation possible des dislocations sous l'effet de la restauration. Cependant, il conviendrait d'aller plus loin dans ces observations en s'intéressant en particulier à l'effet de la température sur la modification de l'interface latte de carbure/matrice ferritique, mais aussi sur la formation éventuelle de certains précipités, sur la modification de la nature des carbures ou des composés MAC ou encore sur la diminution de la teneur en carbone dans la matrice ferritique sursaturée.

Concernant le traitement de restauration, il serait utile de préciser l'effet d'une variation de la température ou du temps sur la résistance en fatigue en explorant la « robustesse » du procédé.

Il existe donc un réel domaine d'investigation dans la mise au point d'un traitement métallurgique ou thermomécanique permettant d'améliorer la résistance en fatigue des assemblages soudés en aciers à hautes caractéristiques mécaniques tels que les aciers HLE. On pourrait en outre envisager d'autres traitements de parachèvement tels que le traitement superficiel par laser en expliquant son effet sur la microstructure.

Suite à l'accroissement constant de la qualité des soudures et/ou l'utilisation des traitements de parachèvement, l'optimisation de la microstructure devrait donc constituer un des futurs enjeux du développement des aciers à hautes caractéristiques mécaniques dans les structures soudées.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [AND92] R.M. ANDREWS, CS. PUNSHON
« The fatigue strength of electron beam transverse butt welds in low alloy Ni-Cr-Mo Steels - further endurance and fracture mechanics tests »
The TWI Journal, Vol.1, n° 4, 1992.
- [AGE97] H. AGERSKOV, R.I. PETERSEN, L. LOPEZ MARTINEZ
« An investigation on fatigue in high strength steel offshore structures »
Doc. IIW/IIS n° XIII-1670-97, Assemblée Annuelle de l'IIS, San Francisco (USA), 13-18 juillet 1997.
- [BAT80] C. BATHIAS, J.P. BAILON
« La fatigue des matériaux et des structures »
Editions Maloine, 1980.
- [BER88] H. BERNS, L. WEBER
« Influence of residual stresses on crack growth »
Proceedings of the second International Conference on Residual Stresses, Nancy (France), 23-25 novembre 1998, pp. 31-44.
- [BEN91] J. BENARD, A. MICHEL, J. PHILIBERT
« Métallurgie générale »
Editions Masson, 2^{ème} édition, 1991.
- [BHA92] H.K.D.H. BHADSHIA
« Bainite in steels »
Publishing The Institute of Materials (London), 1992.
- [BIG85] A. BIGNONNET
« Amélioration de la tenue à la fatigue d'assemblages soudés »
Fatigue des Assemblages Soudés. Journées de Printemps SF2M. Publication CETIM, 4-5 juin 1985, pp. 123-170.
- [BON94] E. BONTE
« Etude du seuil de non-propagation de fissures K_{ISH} et de la cinétique de fissuration $da/dt = f(K_I)$, dans un milieu de type marin, sur des joints soudés d'un acier à haute résistance : rôle des contraintes résiduelles et de l'hydrogène »
Thèse de Doctorat. Ecole Centrale de Paris, n°1994-54, 1994.
- [BOU85] M. BOUSSEAU
« Comportement en fatigue d'assemblages soudés par les procédés à haute densité d'énergie »
Fatigue des Assemblages Soudés. Journées de Printemps SF2M. Publication CETIM, 4-5 juin 1985, pp. 188-206.
- [BRAN80] A. BRAND, J.F. FLAVENOT, R. GREGOIRE
« Recueil de données technologiques sur la fatigue »
Publication CETIM, 1980, pp. 229-306.
- [BRO86] M.W. BROWN
« Interfaces between short, long and non-propagating cracks »
The Behaviour of short fatigue cracks, EGF Publication 1, 1986, pp. 423-439.
- [BUI95] C. BUIRETTE
« Détermination par éléments finis du coefficient de concentration de contraintes au niveau des rayons de raccordement sur éprouvettes comportant des joints soudés bout-à-bout »
Rapport interne SOLLAC CRDM / ECLille, février 1995.
- [BUI96] C. BUIRETTE
« Amélioration de la tenue en fatigue d'assemblages soudés bout-à-bout en acier HLE S550MC par traitement thermomécanique en pied de cordon »
Rapport d'avancement interne SOLLAC CRDM / ECLille, n°1, janvier 1996.

- [BUI96-2] C. BUIRETTE, G. DEGALLAIX, J.Y. DAUPHIN, J. MÉNIGAUULT
« Détection de l'amorçage en traction ondulée d'assemblages soudés en acier HLE »
La Revue de Métallurgie, SF2M, pp. 127, JA 96.
- [BUI97] C. BUIRETTE
« Amélioration de la tenue en fatigue d'assemblages soudés bout-à-bout en acier HLE S550MC par traitement thermomécanique en pied de cordon »
Rapport d'avancement interne SOLLAC CRDM / ECLille, n°2, janvier 1997.
- [BUI97-2] C. BUIRETTE, G. DEGALLAIX, J.Y. DAUPHIN, J. MÉNIGAUULT
« Microstructural effects on short fatigue crack initiation and propagation in High Strength Steel butt welded joints ».
50th Annual Assembly of IIW/IIS. Document IIW/IIS de la commission XIII n°XIII-1693-97, San Francisco, 15-18 juillet 1997.
- [BUI98-1] C. BUIRETTE, G. DEGALLAIX, J.Y. DAUPHIN, J. MÉNIGAUULT
« Microstructural effects on short fatigue crack initiation and propagation in High Strength Steel butt welded joints ».
Publication IIW/IIS n° XIII-1383-97. « Welding in the World », n°1, Janv-Mars 1998.
- [BUI98-2] C. BUIRETTE, G. DEGALLAIX, J. MÉNIGAUULT
« Influence of the bainitic microstructure on short fatigue crack initiation and growth in HSS butt welded joints ».
Fourth International Conference on « Low Cycle Fatigue and Elasto-plastic Behaviour of Materials », Garmisch-Partenkirchen (Germany), 07-11 09 1998.
- [BUI98-3] C. BUIRETTE, J. MÉNIGAUULT, P. VERRIER, G. DEGALLAIX
« Traitement thermomécanique en pied de cordon de soudure d'assemblages soudés de tôles laminées à chaud HLE destiné à améliorer leur résistance en fatigue »
Note technique interne SOLLAC Dunkerque, avril 1998.
- [CAS91] P. CASTELLUCI, V.I. TROUFIKOV, P.P. MIKHEEV, E.CH. STATNIKOV
« Le martelage par ultra-sons des soudures en acier HLE »
Soudage et Techniques Connexes, mai-juin 1991, pp. 31-37.
- [CHA81] K.S. CHAN, H.F. WILSDORF
Acta Metallurgica, Vol 29, 1981, pp.1221-1235.
- [CHA93] K.S. CHAN
« Scaling laws for fatigue crack growth of large cracks in steels »
Metallurgical Transactions A, vol. 24A, pp.2473-2486, nov-93
- [CHAZ93] A.M. CHAZE
« Restauration - Recristallisation - Croissance de grains »
Colloque Ecole des Mines de Paris - CEMEF Sophia Antipolis, 18-19 novembre 1993.
- [CLA63] L.M. CLAREBOROUGH, M.E. HARGREAVES, M.H. LORETTO
« Recovery and recrystallisation of metals »
Editions Himmel. Interscience 43. 1963.
- [DAV92] D.L. DAVIDSON, J. LANKFORD
« Fatigue crack growth in metals and alloys mechanisms and micromechanics »
International Materials Review, Vol. 37 n°2, 1992, pp. 45-76.
- [DEG92] S. DEGALLAIX, A. TRICOTEAUX
« Résistance à la fatigue des assemblages soudés. Intérêts de l'utilisation des aciers HLE. »
Les Entretiens de la Technologie, PARIS - 24-25 mars 1992
Le Dossier des Technologies - Londez Conseil Editeur (St-Ouen), Vol I, 1992, pp. 179-186.

- [DEM95] X. DEMULSANT, J. MENDEZ**
« Microstructural effects on small fatigue crack initiation and growth in Ti6Al4V alloys ».
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 18, n° 12, 1995, pp. 1483-1497.
- [DEV91] L. DEVILLERS, D. KAPLAN**
« An approach for predicting microstructure and toughness properties in heat affected zones of multipass welds of structural steel »
Rapport IRSID n°RI 91316, 1991.
- [DEW90] D.K. DEWALD, T.C. LEE**
« Dislocation structures ahead of advancing cracks »
MET. TRANS. A, vol. 21 A, sept. 1990, pp. 2411-2417.
- [DIJ97] O.D. DIJKSTRA, I.J.J. VAN STRAALEN**
« Fracture mechanics and fatigue of welded structures »
WRC Proceedings IIS, Assemblée Annuelle de l'IIS, San Francisco (California, USA), 13-18 juillet 1997.
- [DZI92] J. DZIUBINSKI**
« The effect of microstructure on the short term fatigue strength of a welded joint »
Welding International, Abington Publishing, Vol. 6, n° 1, 1992, pp. 56-58.
- [FLA85] J.F. FLAVENOT**
« Influence des traitements de parachèvement et de surcharge sur la tenue en fatigue des assemblages soudés »
Fatigue des Assemblages Soudés. Journées de Printemps SF2M. Publication CETIM, 4-5 juin 1985, pp. 109-122.
- [FLA97] J.F. FLAVENOT**
« Les contraintes résiduelles induites par traitement mécanique de surface »
La Revue de Métallurgie - CIT / Science et Génie des Matériaux. Fév. 1997, pp. 187-197.
- [GAN81] R.P. GANGLOFF**
« Electrical potential monitoring of crack formation and subcritical growth from small defects »
Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 4, n° 1, 1981, pp. 15-33.
- [GRA92] L. GRABOWSKI, J.F. RING**
« Modelling short crack growth behavior on Nickel base superalloys. »
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 15, n° 6, 1992, pp.595-606.
- [GRAN89] H. GRANJON**
« Bases métallurgiques du soudage »
Publication de la Soudure Autogène. Eyrolles Editions, 1989.
- [GRU77] M. GRUMBACH**
« Les essais de dureté »
Propriétés d'emploi des aciers - études de base. Collection OTUA, IRSID. 1977.
- [GUR59] T.R. GURNEY, L. NEKANDA TREPKA**
« Exploratory tests to determine the influence of local heating on the fatigue behavior of welded mild steel specimens. »
British Welding International, Vol. 6, n° 10, 1959, pp. 491-497.
- [GUR62] T.R. GURNEY**
« Further fatigue tests on mild steel specimens with artificially induced residual stresses. »
British Welding Journal, Vol. 9, n° 11, 1962, pp. 609-613.
- [HAR65] J.D. HARRISON**
« Further fatigue tests on fillet welded specimens subjected to prior overloading »
British Welding Journal, Vol 12, n° 5, 1965, pp. 255-258.

- [HAS92] E. HAY, M.W. BROWN**
 « A D.C. potential drop method to monitor crack growth in notches subjected to torsion »
 Fatigue of Engineering Materials and Structures, Vol. 4, n° 3, 1981, pp. 287-290.
- [HAY81] Y. HASHIMOTO, Y. URABE, S. MASAMORI, Y. KAMIWAKI, K. BABA**
 « Procedure of crack shape determination by reversing DC potential method »
 Nuclear Engineering and Design 138, 1992, pp. 259-268.
- [HOL45] HOLLOMON, JAFFE**
 « La relation température-temps dans le revenu des aciers »
 Trans. AIME, 162, 1945, pp. 223-249.
- [HSU85] H. HSUN**
 « Recovery, recrystallisation and grain growth structures »
 Metals Handbook, 9th edition, Vol. 9, 1985, pp. 692-699.
- [HUM96] F.J. HUMPREYS, M. HATHERLY**
 « Recrystallisation and related annealing phenomena »
 Pergamon Press, London, 1996.
- [HUT96] I. HUTHER**
 « Prévission du comportement à la fatigue des assemblages soudés - Prise en compte de l'effet macro, micro-géométrique »
 Thèse de Doctorat de l'Université Blaise Pascal (Clermont Ferrand II), n° D.U.817, juin 1996.
- [JAN85] J.J. JANOSCH**
 « Rôle combiné du mode de sollicitation et de la dimension du manque de pénétration dans le comportement en fatigue des soudures d'angle »
 Fatigue des Assemblages Soudés. Journées de Printemps SF2M. Publication CETIM, 4-5 juin 1985, pp. 199-208.
- [JAN90] J.J. JANOSCH**
 « Evaluation de la tenue à la fatigue des assemblages en angle en fonction de la pénétration des soudures dans le cas d'une sollicitation en traction et flexion »
 Rapport Institut de Soudure n°26068, Contrat 90-9015, déc. 1990.
- [JAN92] J.J. JANOSCH**
 « Mise en évidence du comportement en fatigue d'un assemblage soudé en T, dans les premiers stades de fissuration »
 Fatigue des Composants et des Structures Soudées. Publication CETIM, 1992, pp. 185-198.
- [JAN93] J.J. JANOSCH, J.B. ROELENS, S. DEBIEZ**
 « Durée de vie en fatigue de pièces traitées superficiellement par laser »
 Soudage et Technique Connexes, juillet-août 1993, pp. 65-75.
- [JAN94-1] J.J. JANOSCH**
 « Assessment of the fatigue strength of different weld toe patterns on fillet welded assemblies subject to transverse loads »
 Welding In The World, Vol. 33, n°2, 1994, pp.106-117.
- [JAN94-2] J.J. JANOSCH, D. COLCHEN**
 « Assessment of the fatigue strength of different weld toe patterns on fillet welded assemblies subject to transverse load »
 Second European Conference on Joining Technology EUROJOIN2 - Florence (Italy), 16-18 may 1994.
- [JAN95] J.J. JANOSCH, D. COLCHEN, S. DEBIEZ, I. HUTHER, L. PRIMOT, H.P. LIEURADE**
 « Comportement en fatigue de soudure d'angle suivant le type de raccordement »
 Soudage et Techniques Connexes, mai-juin 1995, pp. 29-41.

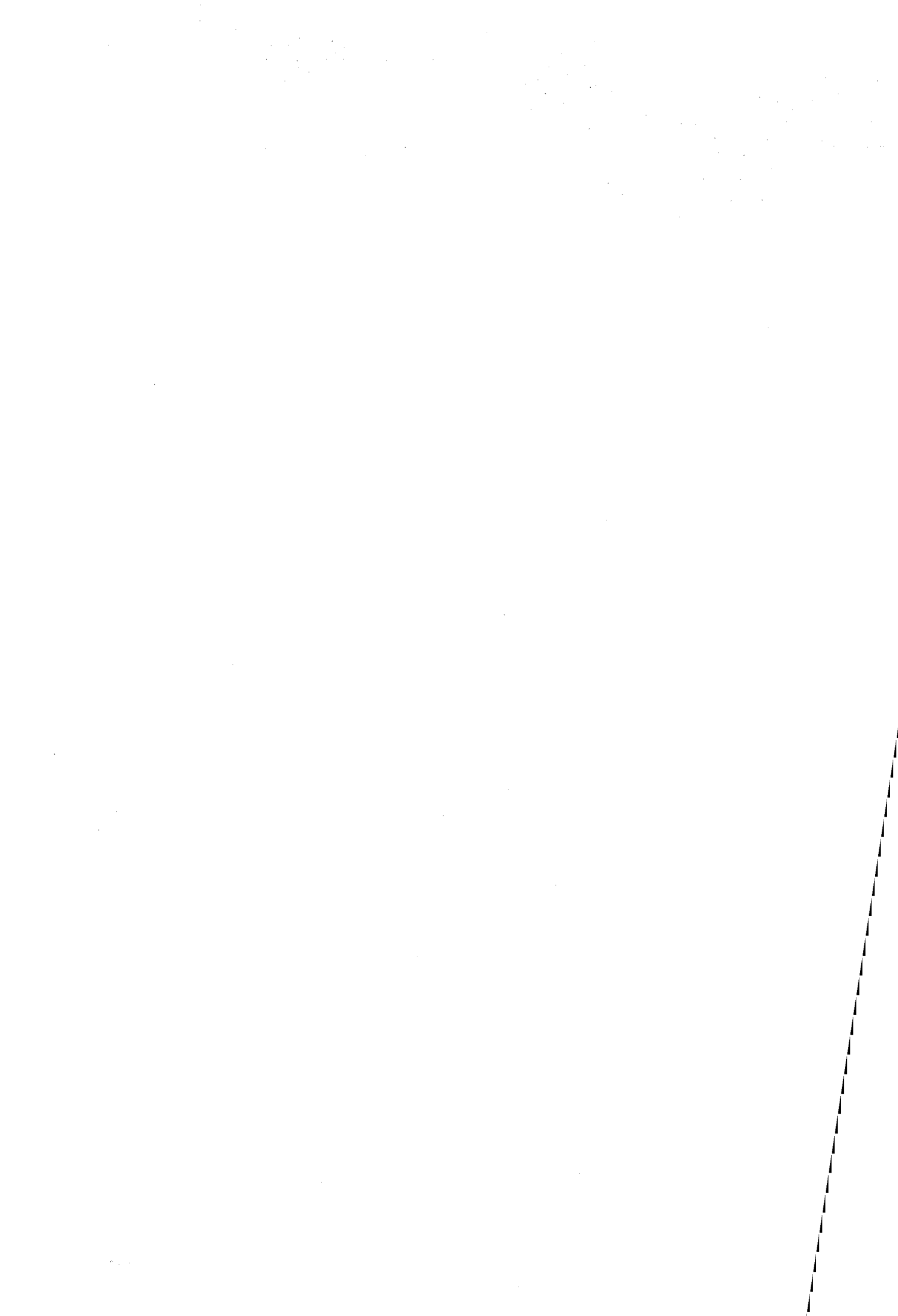
- [JEA96] M. JEANDIN
« Traitements de surface par laser de puissance : Influence de l'état de surface sur les propriétés des matériaux traités en particulier ceux pour l'aéronautique »
Matériaux et Techniques, n°1-2, 1996, pp. 9-19.
- [JIL96] R. JILAI, W. RENZHI, L. XIANGBIN
« Investigation on shot peening strengthening of René'95 powder alloy »
Proceedings of Sixth International Conference on Shot Peening, San Francisco (Californie, USA) 2-6 September 1996, pp. 338-347.
- [KEL92] R. KELLER, W. ZIELINSKI, W.W. GERBERICH
Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 26, 1992, pp. 1523-1528.
- [KEN66] N. KENYON, W.B. MORISON, A. G. QUARREL
British Welding Journal, n° 3, 1966, pp. 123-127.
- [KIT76] KITAGAWA, TAKAHASHI
« Applicability of fracture mechanics to very small cracks in early stage »
2nd International Conference on the Mechanical Behavior of Materials, 1976.
- [KNI78] J.W. KNIGHT
« Improving the fatigue life of welded joints by grinding and peening »
Welding Research International, Vol. 8, n° 6, 1978, pp.519-539.
- [KOB77] K. KOBAYASHI
Doc IIS-XIII, 1977, 828.
- [LAM90] Y.C. LAM
« The effect of intermittent heating on fatigue crack growth »
Theoretical and Applied fracture Mechanics. Vol.14, 1990, pp. 37-41.
- [LAM93] Y.C. LAM, G.K. COLE
« Fatigue life enhancement of butt welds using a thermo-mechanical technique »
Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol. 16 n°9, 1993, pp.983-994.
- [LAMB91] Y. LAMBERT, A. BIGNONNET
« Prévission du comportement en fatigue de structures minces en acier à haute résistance dual-phase et microalliés »
Mémoires et Etudes Scientifiques, Revue de Métallurgie, 1991, pp. 209-225.
- [LAW73] K.V. LAWRENCE
Welding Research Supplement, mai 1973, p 212.
- [LEB96] J.L. LEBRUN, E. BOCHER
« Détermination des contraintes résiduelles sur deux éprouvettes de fatigue »
Rapport d'expertise SOLLAC CRDM / SERAM, dossier n°61428, septembre 1996.
- [LEB97-1] J.L. LEBRUN, E. BOCHER
« Détermination des contraintes résiduelles sur trois éprouvettes soudées bout-à-bout et grenillées »
Rapport d'expertise SOLLAC CRDM / SERAM, dossier n°61688, juin 1997.
- [LEB97-1] J.L. LEBRUN, E. BOCHER
« Détermination des contraintes résiduelles sur deux éprouvettes soudées et grenillées »
Rapport d'expertise SOLLAC CRDM / SERAM, dossiers n°61688/2 et 61688/3, décembre 1997.
- [LEG93] Y. LE GUERNIC
« Choix des paramètres de grenillage et exemples d'applications »
Traitement Thermique, 1993, pp. 266.

- [LIEU73] H.P. LIEURADE**
 « La résistance à la fatigue des assemblages soudés »
 Communication présentée aux Journées « Métallurgie de la Soudure » (S.F.M.), Marseille, 8-9 novembre 1973.
- [LIEU84] H.P. LIEURADE, J.C. TOURRADE**
 « Effets des traitements de parachèvement sur le comportement en fatigue des joints soudés bout-à-bout en acier HLES »
 Revue Générale des Chemins de Fer, 1984, 104^{ème} année, pp. 357-368.
- [LIEU85-1] H.P. LIEURADE**
 « La résistance à la fatigue des assemblages soudés »
 Fatigue des Assemblages Soudés. Journées de Printemps SF2M. Publication CETIM, pp. 1-27, 4-5 juin 1985.
- [LIEU85-2] H.P. LIEURADE**
 « Efficacité des traitements de parachèvement vis-à-vis de la résistance à la fatigue en fonction du type d'assemblages soudés en acier HLE »
 Fatigue des Assemblages Soudés. Journées de Printemps SF2M. Publication CETIM, pp. 57-81, 4-5 juin 1985.
- [LIEU88] H.P. LIEURADE**
 « Les effets des contraintes résiduelles et du rapport $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ sur la résistance à la fatigue des éléments soudés »
 Rapport IRSID n° RE 88302, janvier 1988.
- [LIEU90] H.P. LIEURADE, A. BIGNONNET, M. WYSEUR**
 « Pratique des essais de fatigue sur éléments soudés »
 Rapport IRSID n° RE 90316, avril 1990.
- [LIEU92] H.P. LIEURADE, M. WYSEUR, J.C. TOURRADE**
 « Effet de traitements de parachèvement sur le comportement en traction ondulée ou en flexion ondulée d'assemblages bout-à-bout en acier E490 - Contraintes résiduelles en pied de refusion TIG »
 Fatigue des Composants et des Structures Soudées. Publication CETIM, 1992, pp.219-237.
- [LIEU93] H.P. LIEURADE**
 « Efficiency of improvement techniques on the fatigue strength as a function of the type of welded joints »
 Welding In the World, Vol. 31, n°4, 1993, pp.268-271.
- [LIEU94] H.P. LIEURADE, J. LU**
 « Parachèvement et fatigue des soudures »
 CETIM Informations, La Revue du Mécanicien, n°141, 1994.
- [LIEU97] H.P. LIEURADE, I. HUTHER**
 « IIW fatigue testing standard and effect of quality and weld improvement methods »
 WRC Proceedings IIS, Assemblée Annuelle de l'IIS, San Francisco, 13-18 juillet 1997.
- [MAD85] S.J. MADDOX**
 « Fitness-for-purpose assessment of misalignment in transverse butt welds subject to fatigue loading »
 The Welding Institute, Abington Publishing, 1985, pp. 1-11.
- [MAD97] S.J. MADDOX**
 « Developments in Fatigue Design Codes and fitness-for-service assessment methods »
 WRC Proceedings IIW, Assemblée annuelle de l'IIS, San Francisco (California, USA), 13-18 juillet 1997.
- [MAR89] MARGALIDA, THIRIOT, MURRY**
 « Conseils pour obtenir des aspects de soudure plus favorables à la tenue en fatigue »
 Constructions Métalliques et Mécano-soudées, CPS Publication, 1989.

- [MAS87] C. MASUDA, H. SUMIYOSHI, M. KOSUGE, A. OHTA, S. NISHIJIMA
« Variation of fractographic appearance for different microstructures in welded joints having the same fatigue crack propagation properties »
International Journal of Fatigue, Vol. 9, n°4, 1987, pp.233-237.
- [MAU91] T. MAURICKX, P. VERRIER
« Les traitements thermomécaniques de laminage. Quels intérêts pour le soudeur ? »
Rapport CRDM 91-11-119S, 1991.
- [MEN94] J. MENIGAULT
« Affaire Baudin Châteauneuf : Comportement cyclique d'assemblages soudés semelle/raidisseur de poutre de pont »
Rapport d'avancement SOLLAC n°1, 1994.
- [MIL93] K.J. MILLER
« Materials science perspective of metal fatigue resistance »
Materials Science and Technology, Vol 9, 1993, pp. 453-462.
- [MIL96] K.J. MILLER, R. AKID
« The application of microstructural fracture mechanics to various metal surface states »
Proceedings Royal Society London A, n°452, 1996, pp. 1411-1432.
- [MOL94] E. MOLINIE, M. MOUSLEY
« Comportement en fatigue d'assemblages soudés en acier HLE 690 : Influence d'un traitement de parachèvement »
Rapport IRSID n° ri 94304, mars 1994.
- [NAT96] D. NATKANIEC-KOCANDA, S. KOCANDA, K.J. MILLER
« Influence of shot peening on short crack behaviour in a medium carbon steel »
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol.19, n°7, 1996, pp. 911-917.
- [NUS96] A. NUSSBAUMER
« Etablissement de courbes de fatigue pour les assemblages soudés parachevés »
Construction Métallique, n°1, 1996, pp. 3-15.
- [PAN93] J.Z. PAN, P.J. JENKINS
« Detecting small fatigue cracks by acoustic microscopy »
Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 16, n°12, 1993, pp.1329-1337.
- [PEL69] R.M. PELLOUX
Transactions of the ASM, Vol. 62, 1969, pp.231-235.
- [PEN96] F. LE PENNEC
« Caractérisation inclusionnaire d'un acier SOLDUR S550 MC d'épaisseur 6 mm »
Compte rendu d'investigations n°448, 23 février 1996.
- [PER85] C. PERDRIX
« Détail du schéma de laminage thermomécanique de l'acier HLE S550MC »
Communication privée, Dunkerque, 8 décembre 1995.
- [PET74] R.E. PETERSON
« Stress concentration factors »
John Wiley and Sons, New-York (USA), 1974.
- [PIC85] L. PICQUET
« Influence du grenailage de précontrainte sur la tenue en fatigue d'assemblages soudés en acier HLE »
Fatigue des Assemblages Soudés. Journées de Printemps SF2M. Publication CETIM, pp. 160-170, 4-5 juin 1985.

- [POL91] J. POLAK**
« Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals »
Czechoslovak Academy of Sciences, 1991, pp. 123-169.
- [PRI92] L. PRIMOT, Y. ROYER**
« Structures soudées - Combattre la fissuration par fatigue »
CETIM - Informations, n°131, 1992, pp. 67-69.
- [RAB80] P. RABBE**
« L'amorçage des fissures de fatigue »
La Fatigue des Matériaux et des Structures. Bathias et Bailon éditeurs, Maloigne (Paris), 1980, pp. 71-106.
- [RAD88] D. RADAJ**
« Finite element analysis of welding residual stress »
Second International Conference on Residual Stress ICRS2, Nancy (France), 23-25 novembre 1988, pp. 510-516.
- [RIC69] K.G. RICHARDS**
« Fatigue strength of welded structures »
The Welding Institute, 1969.
- [RIO96] E.R. DE LOS RIOS, P. MERCIER, B.M. EL-SEHILY**
« Short crack growth behaviour under variable amplitude loading of shot peened surfaces »
Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 19, n° 2/3, 1996, pp. 175-184.
- [RZE63] C. RZEPSKI, J. MONTUELLE**
7^{ème} Colloque Métallurgie, Sarclay (France), 27-28 juin 1963, pp. 17-24.
- [SMI94] P.C. MCKEIGHAN, D.J. SMITH**
« Determining the potential drop calibration of a fatigue crack growth specimen subject to limited experimental observations »
Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 22, N° 4, July 1994, pp. 291-301.
- [SHO62] G. SHOECK**
Journal of Applied Physics, Vol. 33, n° 5, pp. 1745-1747, 1962.
- [TOY90] T. TOYODA**
« Study of inclusions causing fatigue cracks in steels for carburized and shot-peened gears »
JSAE Review, Vol. 11, n°1, 1990, pp. 50-54.
- [TRI92-1] A. TRICOTEAUX, S. DEGALLAIX, E. BOLLINGER**
« Fatigue life prediction in high strength steel weldments. »
Third International Conference on Low Cycle Fatigue and Elasto-plastic Behavior of Materials, Berlin (Germany), 7-11 sept. 1992. Texte paru dans « Low Cycle Fatigue 3 » - K.T. RIE ed. Elsevier Applied Sciences (London), 1992.
- [TRI92-2] A. TRICOTEAUX, S. DEGALLAIX, J. CLAEYS**
« Influence of welding parameters and TIG dressing on the fatigue life in high strength structural steel weldments. »
MAT-TEC 92, I.I.T.T. International (Paris), 1992, pp.115-121.
- [TRI92-3] A. TRICOTEAUX, S. DEGALLAIX, J. CLAEYS**
« Influence des paramètres de soudage et d'une refusion TIG sur la durée de vie en fatigue de joints soudés en acier HLE. »
Résistance à la Fatigue des Composants Soudés, éditions CETIM (Senlis), 1992, pp.45-56.
- [TRI93-1] A. TRICOTEAUX**
« Durée de vie en fatigue de joints soudés en acier E 690 - Influence de traitements de parachèvement - Modélisation de la phase d'amorçage »
Thèse de Doctorat en Mécanique. Ecole Centrale de Lille, n°1087, 1993.

- [TRI93-2] A. TRICOTEAUX, S. DEGALLAIX, F. SAUVAGE**
« Modélisation de la durée de vie à l'amorçage en fatigue de joints soudés en acier HLE par la méthode d'approche locale. »
Actes du 11ème Congrès Français de Mécanique - A.U.M. Ed., Vol. 4, 1993, pp. 257-260.
- [TRI95-1] A. TRICOTEAUX, F. FARDOUN, S. DEGALLAIX, F. SAUVAGE**
« Fatigue crack initiation life prediction in high strength structural steel welded joints. »
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 18, n° 2, 1995, pp. 189-200.
- [TRU85] M. TRUCHON**
« L'amorçage des fissures de fatigue à partir d'entailles. Application aux joints soudés »
Bulletin Technique du Bureau Véritas, 1985, pp. 283-317.
- [TUR95-1] A. TURNBULL, E.R. DE LOS RIOS**
« The effect of grain size on the fatigue of commercially pure Aluminium »
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 18, n°12, 1995, pp. 1455-1467.
- [TUR95-2] A. TURNBULL, E.R. DE LOS RIOS**
« Predicting fatigue life in commercially pure aluminium using a short crack growth model »
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 18, n°12, 1995, pp. 1469-1481.
- [VER90] P. VERRIER**
« Influence de l'analyse chimique sur la microstructure et le comportement mécanique de la ZAC d'aciers microalliés à 0,1 % de carbone »
Thèse de Doctorat. Université de Lille I, n° 580, octobre 1990.
- [VIG94] J.M. VIGO**
« Le pont de Remoulins : Premier ouvrage de référence utilisant les aciers thermomécaniques en France »
Revue de Métallurgie, 1994.
- [WAG92] L. WAGNER, C. MULLER**
Journal of Materials Manufacturing and Processing, n°423, 1992.
- [WAG94] L. WAGNER, J.K. GREGORY**
« Improve the fatigue life of Titanium alloys »
Advanced Materials and Processes, 7/1994, pp. 50hh-50jj.
- [YUN85] J.Y. YUNG, F.W. LAWRENCE**
« Analytical and graphical aids for the fatigue design of weldments »
Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol. 8, n°3, 1985, pp. 223-241.



ANNEXES



ANNEXE I : Analyse inclusionnaire du métal de base

L'analyse inclusionnaire du métal de base a été réalisée au CRDM de SOLLAC Dunkerque [PEN96] par cotation automatique suivant la norme A.S.T.M. avec une édition des caractéristiques morphologiques statistiques des différentes inclusions, comme le montre le tableau AI-1.

Les valeurs de longueur et de surface particulaire sont données pour chaque type d'inclusion et la cotation du champ observé comportant le plus d'inclusions est effectuée.

Les valeurs sont fournies pour les différents types d'inclusions : EA (sulfure), EB (aluminate), EC (silicate), ED (oxyde globulaire).

SULFURES			
Non différenciés (Type EA, α , γ , β , δ)			
Particules	MIN	MAX	MOY
Longueur	5,51	14,77	8,32
Largeur	2,02	3,30	2,43
Surface	12,13	26,68	18,27
Champ	MIN	MAX	MOY
Nb. Particules	1	7	0,20
Σ Longueurs	5,51	72,27	1,84
Σ Surfaces	14,55	134,83	3,61
OXYDES			
Aluminates (Type EB, β)			
Particules	MIN	MAX	MOY
Longueur	19,99	80,50	43,32
Largeur	10,91	27,92	20,25
Surface	38,81	110,37	74,79
Champ	MIN	MAX	MOY
Nb. Particules	1	1	0,04
Σ Longueurs	19,99	80,50	1,71
Σ Surfaces	38,81	110,37	2,95
Silicates (Type EC, α , γ)			
Particules	MIN	MAX	MOY
Longueur	6,61	47,56	16,73
Largeur	2,03	19,18	5,95
Surface	14,55	322,62	62,56
Champ	MIN	MAX	MOY
Nb. Particules	1	3	0,16
Σ Longueurs	6,61	47,56	2,84
Σ Surfaces	14,55	322,62	9,88
Globulaires Dispersés (Type ED, δ)			
Particules	MIN	MAX	MOY
Longueur	2,46	28,91	5,86
Largeur	3,04	19,96	5,32
Surface	7,28	312,92	27,45
0,78 L ² /S	0,00	2,98	1,14
C	-0,64	0,48	0,00
Champ	MIN	MAX	MOY
Nb. Particules	1	12	4,84
Σ Surfaces	7,28	488,78	132,94
Φ maxi	3,04	19,96	8,21
Nb > 12,7	0,00	1,00	0,12

Tableau AI - 1 : Paramètres morphologiques statistiques des différents types d'inclusions

Les résultats montrent que les inclusions les plus fréquentes sont les oxydes globulaires aux dimensions les plus petites. On rencontre aussi quelques inclusions de type sulfures, aluminates et silicates aux dimensions nettement plus importantes.

Les observations métallographiques que nous avons faites des différents types d'inclusions, confirment cette cotation statistique.

La figure AI-1 présente une micrographie d'inclusion type « aluminate » d'après le relevé spectrométrique associé. Ce type d'inclusion, qui présente les dimensions les plus grandes, a été relativement peu observé.

La figure AI-2 montre une inclusion de type « sulfure » de forme plus ou moins circulaire et de diamètre moyen 5 à 10 μm .

Le dernier type d'inclusion type « oxyde globulaire » (figure AI-3) est le plus fréquent. Son diamètre moyen est de l'ordre de 5 μm .

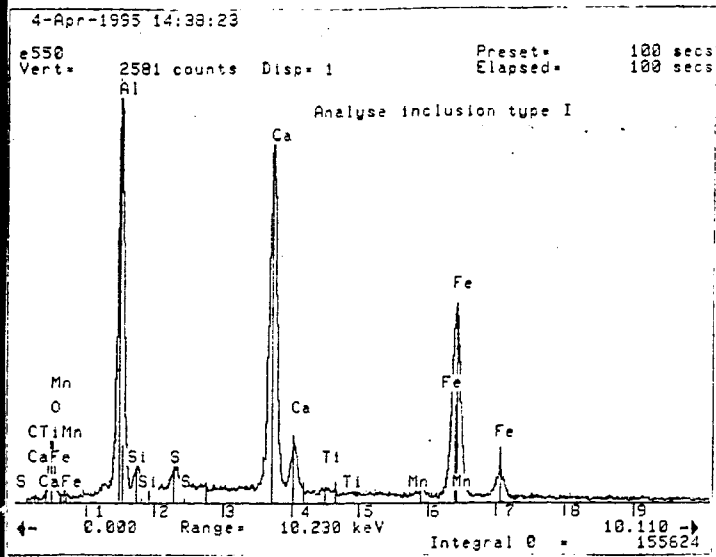
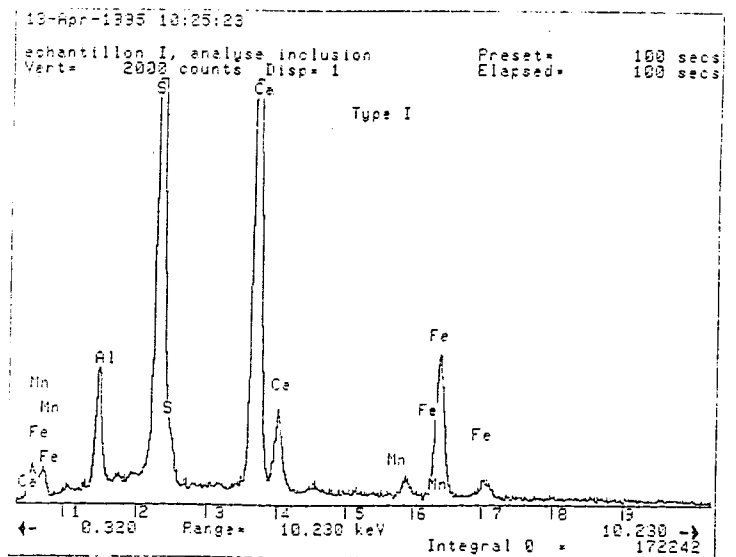


Fig. AI - 1 : Inclusion de type « aluminate » et relevé spectrométrique associé



5 μm

Fig. AI - 2 : Inclusion de type sulfure de calcium et d'aluminium et relevé spectrométrique associé

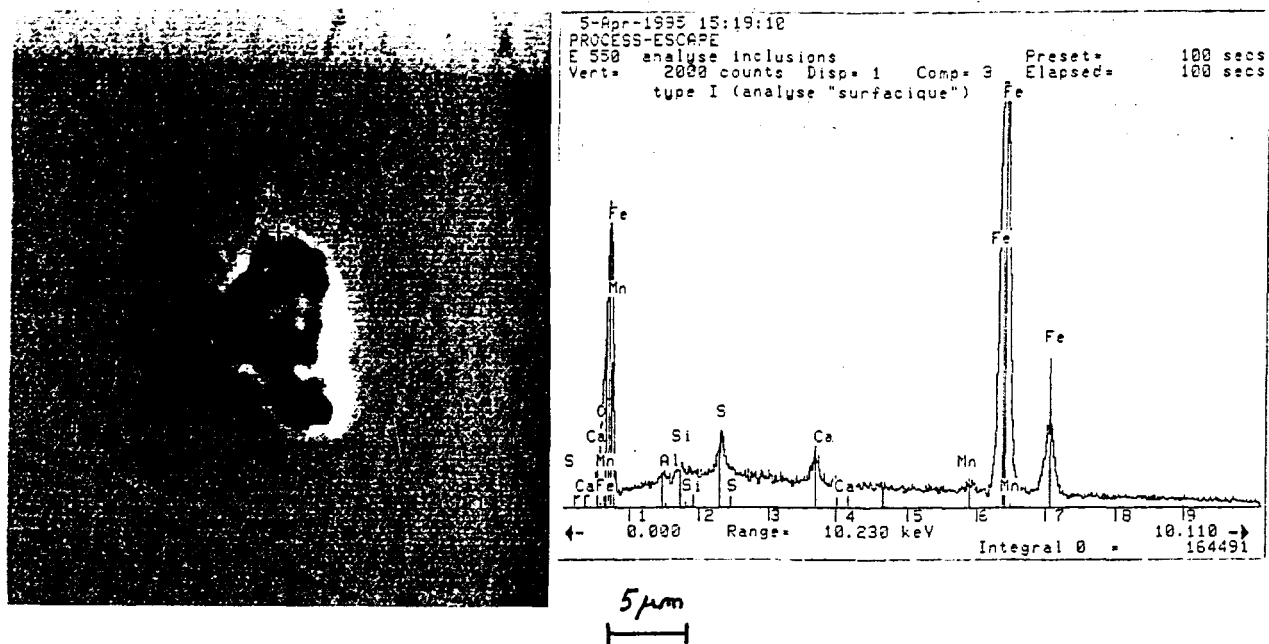



Fig. AI - 3 : Inclusion de type oxyde globulaire et relevé spectrométrique associé

En conclusion, le matériau présente une distribution assez homogène d'inclusions principalement de type « oxydes globulaires » avec quelques aluminates et sulfures. Ces dernières inclusions proviennent vraisemblablement des phases de « calmage » de l'acier au cours de son élaboration. La nuance S550MC peut, malgré la présence de ces inclusions, être qualifiée de « propre » au sens métallurgique du terme.

ANNEXE II : Procès-verbal de soudage

Sollac Recherche 		PROCES VERBAL DE QUALIFICATION D'ESSAI DE SOUDAGE <i>WELDING PROCEDURE QUALIFICATION RECORD</i>																				
		JOINT A		9 KJ/cm																		
OBJET RECHERCHE D'UNE METHODE D'AMELIORATION DE LA TENUE EN FATIGUE <i>OBJECT</i> D'ASSEMBLAGES SOUDES EN ACIER HLE				Date: 3/02/98 PV N° 95058/1																		
METAL DE BASE / PARENT METAL																						
Nuance qualité / <i>Specif. grade</i> : S 550 HI TEN			Marque / <i>Specimen mark</i> : SOLDUR 550																			
Epaisseur (mm) / <i>Thickness</i> : 6			Etat de livraison / <i>As delivered</i> : LTC																			
N° de coulée / <i>Heat Nr</i> : 730411869			N° de tôle / <i>Plate Nr</i> : Rep col. 0126221XX01																			
Analyse chimique 10 ⁻³ % <i>Chemical analysis</i> :																						
Coulée	C	Mn	P	S	Si	Al	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	V	Ti	N2	H2	O	Sn	Co	Ca	As	B	Ceq
	63	1538	1.5	4	287	32	-	-	-	-	62	96	-	-	-	-	-	-	-	-	-	338
*																						
PROPRIETES MECANIKES / MECHANICAL PROPERTIES																						
Essais de traction / Tensile Tests			Essais de résilience / Impact Tests <input checked="" type="radio"/> Joules <input type="radio"/> daJ/cm2																			
Re / Y.S. MPa	Rm / U.T.S. MPa	A% / E % Type =	Type / Type Transversal	T °C	Moyenne / Average																	
Sens Long	604	686	25	-20	61																	
PROCEDE DE SOUDAGE 135 MAG <i>WELDING PROCESS</i>						MEULAGE ENVERS <input checked="" type="checkbox"/> <i>BACK GRINDING</i> GOUGEAGE <input type="checkbox"/> <i>BACK GOUGING</i>																
POSITION DE SOUDAGE 1G <i>WELDING POSITION</i>																						
PRODUITS D'APPORT <i>FILLER METAL AND FLUX</i>																						
	FOURNISSEUR <i>SUPPLIER</i>	APPELLATION <i>NAME</i>	Diam.	N° de lot <i>BATCH Nr</i>	Rep.	DESIGNATION NORMALISEE <i>ACCORDING TO NFA or AWS</i>																
Electrodes enrobées <i>Covered electrodes</i>																						
Fils <i>Wires</i>	SANA	SANOX 18	1	135AE3897	A	NFA 81-311: GS6																
Flux solide ou gazeux <i>Solid or gas Flux</i>	AIR LIQUIDE	ARCAL 21		-	B	NF EN 439: M 21																
CONDITIONS THERMIQUES DE SOUDAGE / WELDING THERMAL CYCLES				T.T.A.S. / P.W.H.T. NON																		
Préchauffage / <i>Preheating</i>	NON			Enfournement <i>Loading</i> Montée <i>Heating Rate</i> Maintien <i>Holding</i> Descente <i>Cooling Rate</i> Défournement <i>Unloading</i>																		
Entre passes / <i>Interpass</i>	Ambiante																					
Postchauffage / <i>Post heating</i>	NON																					

Sollac Recherche

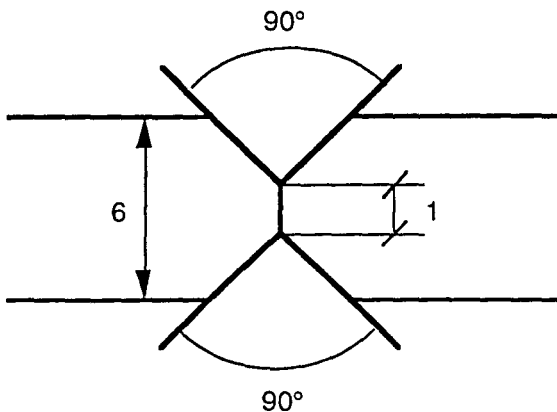

CONDITION DE SOUDAGE
WELDING CONDITION

Date : 3/02/98
 PV N° 95058/1

CROQUIS D'EXECUTION DU JOINT
SKETCH OF JOINT ACCOMPLISHMENT

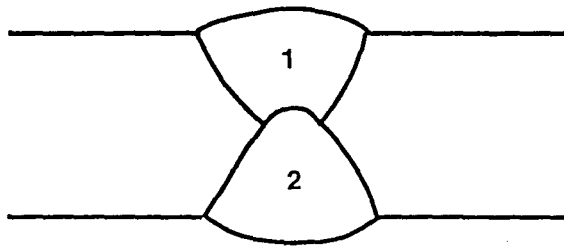
Exécutant : DEBERGUES P.
 Performer

Préparation du joint / Joint preparation IIB



Assemblage de 385 x 300 (SL)

Répartition des passes / passes disposition



Les paramètres ont été enregistrés à l'aide de la Monarc
 la vitesse de fil est de 8 m / mn. Un relevé du signal
 électrique intensité/tension est joint en annexe.

PARAMETRES DE SOUDAGE
WELDING CONDITIONS

Date d'exécution du soudage : 24/07/95
 Welding date

Passes N°	Procédé Process	Position Position	Courant et polarité Current and polarity	Electrode Wire rep.	Flux Flux rep.	Intensité Intensity ampères	Tension Tension volts	Vitesse Speed cm/mn	Energie linéaire Heat input KJ/cm	Température entre passes Interpass °C
1	135	1G	CC+	A	B	248	29	48	9	20
2	135	1G	CC+	A	B	248	29	46,5	9	

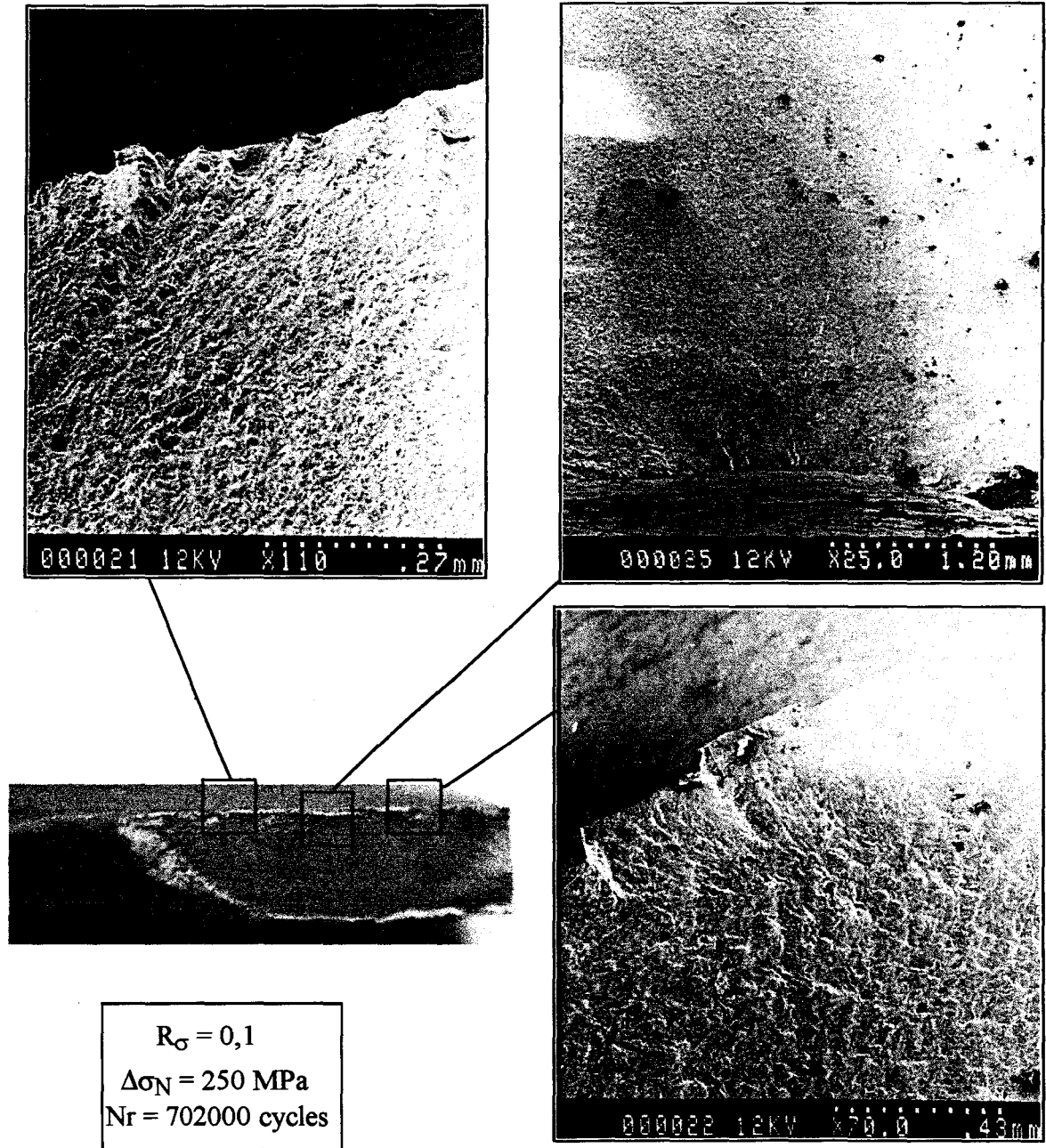
ANNEXE III : Etude du faciès de rupture de trois éprouvettes :

- la première présentant une rupture normale
- les deux autres une rupture dans le métal fondu

L'objet de cette ANNEXE est de présenter une étude fractographique détaillée du faciès de rupture de trois éprouvettes rompues par fatigue :

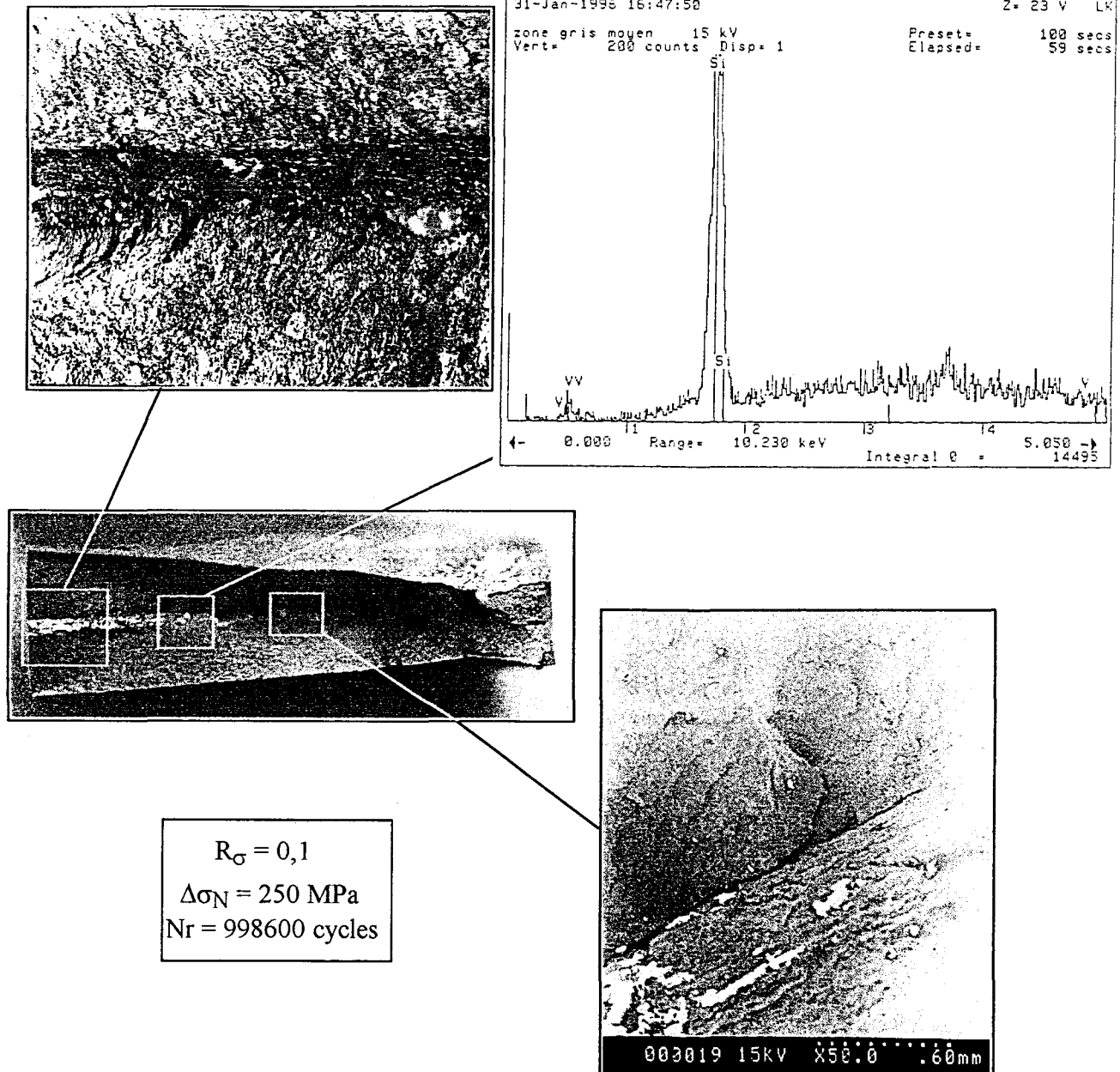
- la première, l'éprouvette brute de soudage AC2, présente un multi-amorçage normal dans la ZAT gros grains en pied de cordon côté seconde passe. Le mode de rupture de cette éprouvette est le mode classique.
- les deux autres ont rompues dans le métal fondu :
 - ⇒ pour l'éprouvette brute AC1, l'amorçage a eu lieu dans le métal fondu suite vraisemblablement à un manque d'interpénétration des deux passes endroit et envers,
 - ⇒ pour l'éprouvette arasée AA4, l'amorçage s'est produit en interne au sein du métal fondu.

Cas de l'éprouvette brute de soudage AC2 :

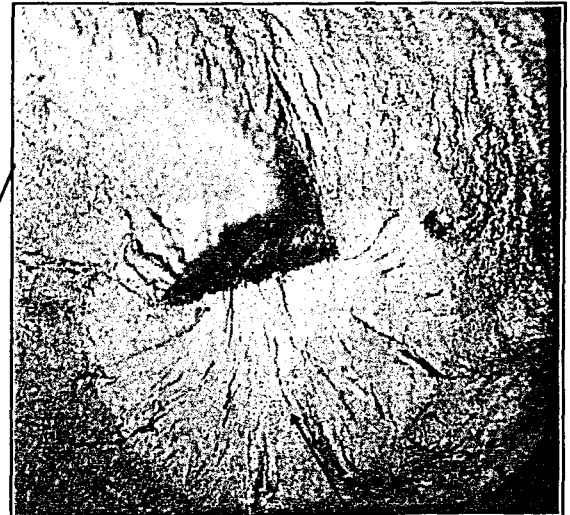
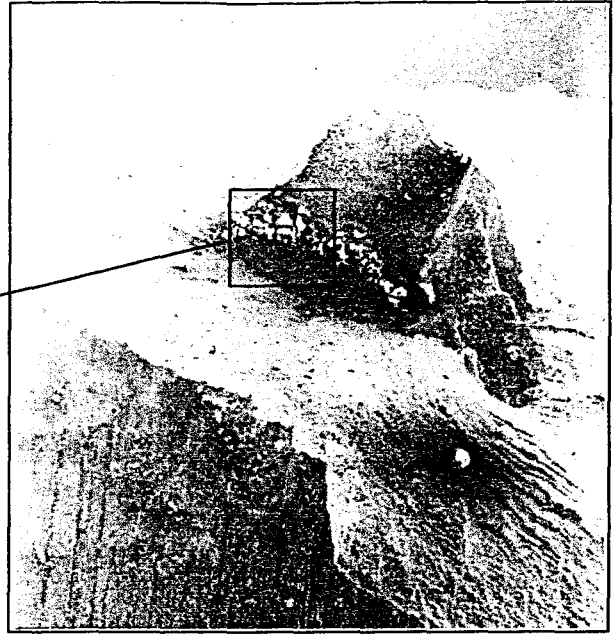
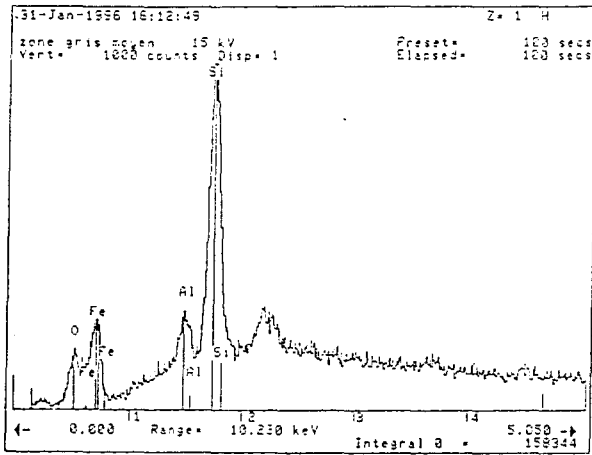


Observations : On constate un phénomène de multi-amorçage en surface du pied de cordon côté 2^{ème} passe. On observe la présence de « marches » de fatigue et de lignes radiales qui accompagnent la propagation dans l'épaisseur. Il s'agit là du cas classique et normal d'amorçage en pied de cordon dans la ZAT gros grains dans le cas de joints soudés bout-à-bout.

Cas de l'éprouvette brute de soudage AC1 :



Observations : On constate qu'il existe une ligne d'amorçages multiples en milieu de la zone fondue, suite à un manque d'interpénétration entre les deux passes endroit et envers. L'analyse spectrométrique des différents sites d'amorçage révèle la présence de silicates résultant d'un mauvais processus de soudage.

Cas de l'éprouvette arasée AA4 :

$R_{\sigma} = 0,1$
 $\Delta\sigma_N = 400 \text{ MPa}$
 $N_r = 2446000 \text{ cycles}$

zone de propagation
par fatigue

Observations : L'amorçage s'est produit au sein du métal fondu à partir d'un alignement de silicates provenant vraisemblablement de l'opération de soudage. On constate que le front de fissure est de forme plutôt circulaire avec la présence de lignes radiales divergeant à partir du « talus » où s'est amorcée la fissure.

ANNEXE IV : Mesure des désalignements angulaire et axial des éprouvettes

La procédure de mesure des désalignements axial et angulaire des joints soudés, décrite dans [LIEU 90], consiste à relever sur un banc de mesure, les hauteurs relatives de 4 points sur la longueur de l'éprouvette préalablement positionnée sur deux appuis. La figure AIII-1 précise les notations et la position des appuis et des comparateurs.

Dans le cadre de notre étude, les variables suivantes sont fixées :

- distance entre appuis : $0,56 \times 260 = 145,6 \text{ mm}$
- $a = 110 \text{ mm}$,
- $b = 10 \text{ mm}$,
- $d1 = 0 \text{ mm}$.

Les désalignements sont calculés selon les équations suivantes :

- $\theta = ((d2-d1) + (d4-d3))/a$ (désalignement angulaire en degré),
- $e = (d2-d3) \times (1+b/a) + (d4-d1) \times b/a$ (désalignement axial en mm).

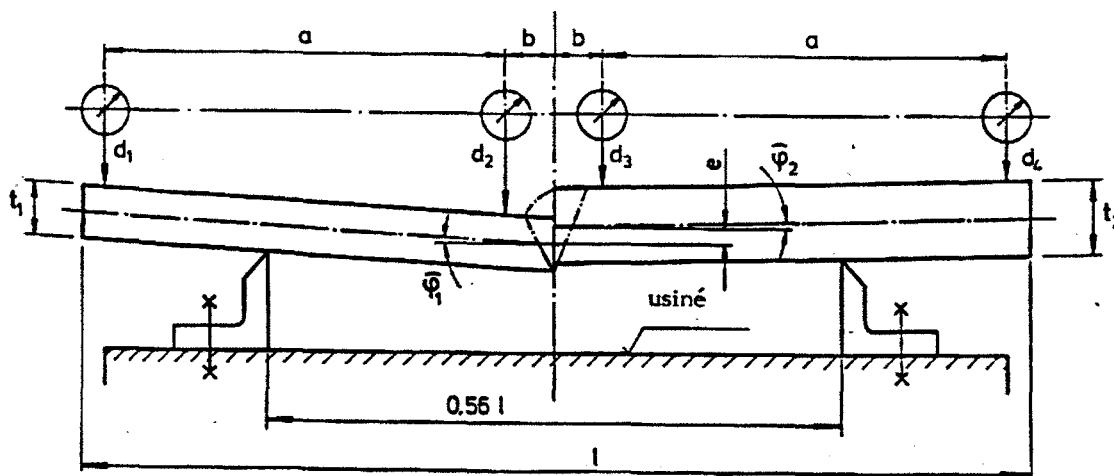


Fig. AIII - 1 : Schéma du banc de mesure

Les désalignements de deux séries d'éprouvettes référencées AA1 à AA6 et AB1 à AB6 ont été mesurés avant et après arasage des cordons de soudure endroit et envers.

n° éprouvette	d2	d3	d4	teta (°)	e (mm)
AA1	0,68	0,72	0,18	0,64	0,03
AA2	0,58	0,57	-0,21	0,71	0,01
AA3	0,69	0,60	-0,08	0,71	0,09
AA4	0,53	0,67	-0,33	0,8	0,18
AA5	1,01	0,80	-0,13	1,01	0,22
AA6	1,19	0,98	-0,34	1,31	0,2
Moyenne				0,86	0,12
Ecart-type				0,25	0,09

Tableau AIII - 1: Désalignements mesurés sur la série AA avant arasage

n° éprouvette	d2	d3	d4	teta (°)	e (mm)
AA1	0,56	0,61	0,07	0,57	0,05
AA2	0,62	0,67	0,22	0,56	0,03
AA3	0,87	0,87	0,24	0,78	0,02
AA4	1,00	0,99	0,39	0,83	0,05
AA5	1,16	1,12	0,44	0,96	0,08
AA6	1,30	1,31	0,27	1,22	0,01
Moyenne				0,82	0,04
Ecart-type				0,25	0,02

Tableau AIII - 2: Désalignements mesurés sur la série AA après arasage

n° épreuve	d2	d3	d4	teta (°)	e (mm)	n° épreuve	d2	d3	d4	teta (°)	e (mm)
AB1	0,58	0,54	0,43	0,36	0,08	AB1	0,54	0,51	0,72	0,17	0,1
AB2	0,42	0,50	-0,37	0,67	0,12	AB2	0,75	0,74	0,59	0,47	0,06
AB3	0,92	0,72	0,14	0,78	0,23	AB3	0,77	0,75	0,53	0,52	0,07
AB4	0,70	0,58	0,03	0,65	0,13	AB4	0,58	0,54	0,53	0,31	0,09
AB5	0,70	0,56	0,10	0,6	0,16	AB5	0,13	0,19	0,11	0,11	0,06
AB6	0,31	0,34	-0,30	0,49	0,06	AB6	0,23	0,25	-0,02	0,26	0,02
Moyenne				0,59	0,13	Moyenne				0,31	0,07
Ecart-type				0,15	0,06	Ecart-type				0,16	0,03

Tableau AIII - 1: Désalignements mesurés sur la série AB avant arasage

Tableau AIII - 2: Désalignements mesurés sur la série AB après arasage

Les résultats montrent que l'arasage diminue essentiellement le désalignement axial, tandis que le désalignement angulaire n'est pas vraiment modifié.

**ANNEXE V : Mesure de la géométrie locale en pied de cordon :
Comparaison des 2 méthodes de mesure de r et θ**

Le but de cette ANNEXE est d'établir une comparaison entre deux méthodes de mesures de la géométrie locale en pied de cordon : la méthode de la tangente à la distance l (avec $l = 0,5 \text{ mm}$) et la méthode du plus petit rayon. Ces 2 méthodes sont décrites au paragraphe I.3.1.4.2.

Nous avons demandé à 5 opérateurs différents de mesurer, par ces deux méthodes, les rayons et les angles de raccordement en pied de cordon de soudure pour deux séries de joints soudés en T, d'épaisseur 25 mm pour la semelle et 15 mm pour le raidisseur. Les éprouvettes de chaque série sont issues d'un même coupon.

Ces deux séries ont été choisies car elles offrent deux géométries de cordon bien différentes :

- l'une plutôt douce (figure AV-1a), obtenue par soudage MAG puis meulage (10 éprouvettes repérées E1-1 à 10),
- l'autre plus sévère (figure AV-1b), obtenue par procédé Innershield (8 éprouvettes repérées F1-1 à 10).

Les géométries ont été analysées au projecteur de profil avec un grossissement de 10.

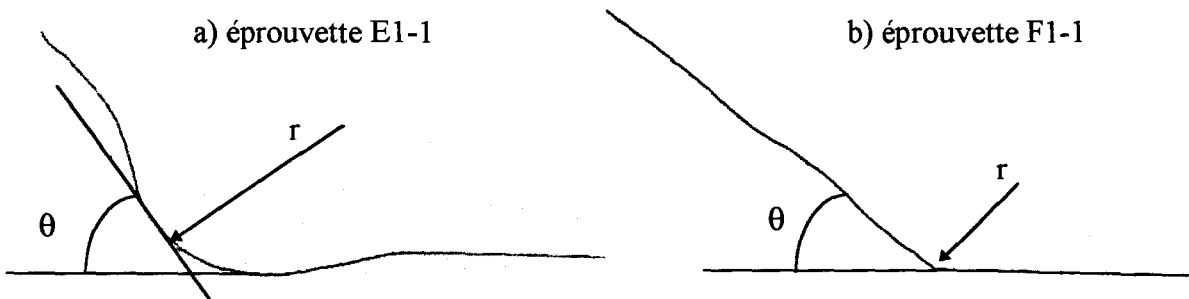


Fig. AV - 1 : Profils du pied de cordon dans le cas soudage MAG+meulage (a) et soudage Innershield (b)

Pour les éprouvettes E1-1 à E1-10, les tableaux AV-1 et AV-2 récapitulent les mesures effectuées par les opérateurs 1 à 5 avec les deux méthodes et les résultats obtenus.

opérateur	1		2		3		4		5		rm	ecart	0m
	r	0	r	0	r	0	r	0	r	0			
E1-1	7,63	7,50	6,35	9,00	9,54	6,00	10,91	5,25	6,35	9,00	8,16	2,02	7,35
E2-1	7,15	8,00	3,56	16,00	8,17	7,00	5,72	10,00	5,72	10,00	6,06	1,74	10,20
E3-1	4,76	12,00	5,72	10,00	3,80	15,00	4,76	12,00	4,39	13,00	4,68	0,70	12,40
E4-1	4,39	13,00	4,97	11,50	4,76	12,00	6,02	9,50	4,76	12,00	4,98	0,62	11,60
E5-1	14,32	4,00	4,07	14,00	11,45	5,00	17,62	3,25	14,32	4,00	12,36	5,12	6,05
E6-1	2,99	19,00	3,80	15,00	3,35	17,00	3,56	16,00	2,77	20,50	3,29	0,42	17,50
E7-1	6,02	9,50	6,35	9,00	22,91	2,50	8,81	6,50	28,64	2,00	14,55	10,51	5,90
E8-1	7,15	8,00	5,72	10,00	9,54	6,00	19,09	3,00	12,73	4,50	10,85	5,32	6,30
E9-1	9,54	6,00	2,99	19,00	19,09	3,00	4,76	12,00	1,93	29,00	7,66	7,02	13,80
E10-1	2,35	24,00	2,26	25,00	2,35	24,00	2,35	24,00	2,21	25,50	2,30	0,07	24,50
moyenne											7,49	3,35	11,56
ecart-type											4,03		

Tableau AV - 1 : Méthode de la tangente à la distance l - Procédé MAG et meulage

opérateur	1	2	3	4	5	rm	ecart
	r	r	r	r	r		
E1-1	3,00	3,60	2,90	3,20	3,00	3,14	0,28
E2-1	2,50	3,20	2,60	2,90	3,00	2,84	0,29
E3-1	2,90	2,80	3,10	3,10	2,70	2,92	0,18
E4-1	2,80	3,10	2,70	2,80	2,90	2,86	0,15
E5-1	2,40	3,00	2,30	3,50	2,90	2,82	0,49
E6-1	2,20	1,60	1,90	1,70	0,90	1,66	0,48
E7-1	3,00	3,30	2,70	2,80	2,80	2,92	0,24
E8-1	2,50	4,00	2,50	3,10	2,40	2,90	0,67
E9-1	2,40	2,10	1,90	2,00	0,50	1,78	0,74
E10-1	2,20	2,00	1,80	2,50	0,80	1,86	0,65
moyenne						2,57	0,42
ecart-type						0,56	

Tableau AV - 2 : Méthode du plus petit rayon - Procédé MAG et meulage

Pour les éprouvettes F1-1 à F1-10, les tableaux AV-3 et AV-4 récapitulent les mesures effectuées par les opérateurs 1 à 5 avec les deux méthodes et les résultats obtenus.

opérateur	1	1	2	2	3	3	4	4	5	5	rm	ecart	0m
	r	0	r	0	r	0	r	0	r	0			
F1-1	3,56	16,00	3,16	18,00	5,19	11,00	4,00	14,25	3,80	15,00	3,94	0,77	14,85
F2-1	1,34	41,00	1,24	44,00	1,27	43,00	1,36	40,50	1,22	44,50	1,28	0,06	42,60
F3-1	4,07	14,00	5,19	11,00	8,17	7,00	3,80	15,00	4,97	11,50	5,24	1,74	11,70
F6-1	1,45	38,00	1,61	34,50	1,34	41,00	1,45	38,00	2,17	26,00	1,60	0,33	35,50
F7-1	5,19	11,00	2,70	21,00	3,16	18,00	2,84	20,00	3,80	15,00	3,54	1,02	17,00
F8-1	3,35	17,00	3,80	15,00	3,56	16,00	7,15	8,00	6,35	9,00	4,84	1,77	13,00
F9-1	1,69	33,00	1,64	34,00	1,74	32,00	1,74	32,00	1,93	29,00	1,75	0,11	32,00
F10-1	3,80	15,00	2,26	25,00	2,77	20,50	2,99	19,00	4,57	12,50	3,27	0,91	18,40
moyenne											3,18	0,84	23,13
ecart-type											1,50		

Tableau AV - 3 : Méthode de la tangente à la distance l - Procédé Innershield

opérateur	1	2	3	4	5	rm	ecart
	r	r	r	r	r		
F1-1	1,40	3,10	1,60	1,30	0,90	1,66	0,84
F2-1	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,50	0,00
F3-1	2,80	2,70	3,10	1,70	2,80	2,62	0,54
F6-1	0,80	0,50	0,60	0,50	0,80	0,64	0,15
F7-1	1,80	2,00	1,70	0,60	1,70	1,56	0,55
F8-1	1,30	4,00	3,20	3,10	4,30	3,18	1,17
F9-1	1,00	0,70	0,50	0,50	0,50	0,64	0,22
F10-1	1,60	0,80	1,10	0,80	0,90	1,04	0,34
moyenne						1,48	0,48
ecart-type						0,99	

Tableau AV - 4 : Méthode du plus petit rayon - Procédé Innershield

Discussion

a) comparaison des deux méthodes

Pour comparer les deux méthodes, nous allons considérer pour chaque éprouvette la moyenne r_m et la moyenne des rayons moyens sur l'ensemble des éprouvettes d'un même coupon et l'écart-type associé.

Procédé MAG et meulage

La méthode de la tangente donne des valeurs de rayons moyens toujours très nettement supérieures à ceux de la méthode du plus petit rayon. La valeur moyenne de r_m est de 7,49 pour la 1^{ère} méthode contre 2,57 pour la seconde. Dans le cas extrême de l'éprouvette E5-1, on note que $r_m = 12,36$ dans le 1^{er} cas contre 2,82 dans le second. La dispersion des résultats est également très dépendante de la méthode : l'écart-type est de 4,03 pour la méthode de la tangente et de 0,56 pour la méthode du plus petit rayon.

Procédé Innershield

Là encore, la méthode de la tangente donne des valeurs de rayons moyens toujours supérieures à ceux de la méthode du plus petit rayon mais les écarts sont moins importants. Dans le cas extrême de l'éprouvette F3-1, $r_m = 5,24$ dans le 1^{er} cas contre 2,62 dans le second.

En moyenne, les valeurs de rayon mesurées par la méthode du plus petit rayon sont plus petites d'un facteur deux (1,48 au lieu de 3,18) que celles mesurées par la méthode de la tangente. Dans le 1^{er} cas, l'écart-type associé est de 0,99 alors que dans le second il est de 1,50.

b) comparaison de la dispersion introduite par les opérateurs eux-mêmes

Pour bien évaluer le facteur « opérateur », nous allons comparer pour chaque éprouvette les différentes valeurs de r mesurées par les 5 opérateurs, relativement à la valeur moyenne r_m calculée. L'écart-type des 5 mesures est aussi donné pour chaque éprouvette.

On constate que ce facteur « opérateur » est très important. Ce n'est que rarement que les opérateurs donnent des résultats voisins (E10-1, F2-1 : 1^{ère} méthode ; E4-1, F2-1, F6-1 : 2^{ème} méthode) et les écarts sont considérables pour les cas les plus extrêmes (de 6,02 à 28,64 pour E7-1, de 3,8 à 8,17 pour F3-1 : 1^{ère} méthode ; de 0,5 à 2,4 pour E9-1, de 0,9 à 3,1 pour F1-1 : 2^{ème} méthode). Les plus grands rayons ne semblent pas plus facile à mesurer pour les opérateurs que les plus petits. Enfin il n'y a pas d'opérateur donnant systématiquement les valeurs les plus faibles ou les plus élevées.

Conclusion

La méthode du plus petit rayon donne des résultats moins dispersés dans le cas d'une géométrie douce en pied de cordon par rapport à la méthode de la tangente. Dans le cas d'une géométrie

plus sévère, les dispersions sont équivalentes. En tous cas, la 1^{ère} méthode donne toujours des valeurs de rayons beaucoup plus faibles que la seconde méthode. Il vaut donc mieux préférer la méthode du plus petit rayon plus à même de caractériser convenablement la géométrie en pied de cordon la plus pénalisante du point de vue de la tenue en fatigue.

Toutefois, cette étude montre que quelque soit la méthode employée, les variations dans les résultats dues à un effet « opérateur » peuvent être extrêmement grandes. Ceci est sans doute un paramètre qui explique pour une bonne part la difficulté d'obtenir une corrélation satisfaisante entre les durées de vie à rupture et les rayons mesurés en pied de cordon (cf. paragraphe III.1.3.).

**ANNEXE VI : Mesure des contraintes résiduelles sur éprouvette
brute et sur éprouvette AR**

(extrait de [LEB96])

1) Appareillage

Les mesures ont été effectuées avec un équipement STRAINFLEX commercialisé par la société RIGAKU. Le goniomètre de mesure fonctionne en montage Ω et en angle positif (sens des θ croissants). La détection du faisceau diffracté se fait en pas à pas avec un compteur proportionnel à scintillation. Le goniomètre est construit sur le principe du " faisceau parallèle", c'est-à-dire que faisceaux incidents et diffractés sont limités par des fentes de Sollers à 1° de divergence. Un microprocesseur associé à l'équipement pilote le goniomètre sans intervention extérieure. Les seuls paramètres à introduire par des touches sont la nature du matériau, les angles d'incidence ψ_0 (de 0° à 45° tous les 5°), l'oscillation possible de ψ_0 ($\pm 3^\circ, \pm 5^\circ, \pm 7^\circ$). ψ_0 est l'angle entre la normale à la surface du matériau et la direction du faisceau incident. L'angle ψ utilisé habituellement se déduit de ψ_0 en ajoutant la valeur :

$$\psi = \psi_0 + \eta$$

$$\eta = (\pi/2 - \theta) \quad \text{où } \theta \text{ est l'angle de Bragg de la réflexion utilisé}$$

Pour chaque incidence ψ_0 , les résultats apparaissent sur la bande d'une imprimante :

- le nombre de coups pour chaque pas 2θ (affichage pouvant être supprimé)
- la hauteur du pic de diffraction déterminé par le milieu de la corde à mi-hauteur (après correction de Lorentz, de polarisation et d'absorption),
- la largeur à mi-hauteur
- l'intensité maximale et l'intensité intégrée
- la largeur intégrale

A la fin de la série d'angles ψ_0 programmés, le microprocesseur calcule :

- la pente de la droite $2\theta = f(\sin^2\psi)$
- la contrainte suivant $\sigma = +K \cdot \text{'pente en degré } 2\theta'$ (K constante négative fonction du matériau et du plan diffractant)
- l'incertitude basée sur la dispersion des points autour de la droite des $\sin^2\psi$ (loi de STUDENT, intervalle de confiance de 67%)

Il faut également noter que les conditions de balayage des pics de diffraction pour les différents angles ψ_0 sont déterminées à partir d'un premier balayage rapide entre $2\theta = 170^\circ$ et $2\theta = 140^\circ$.

A la suite de cette exploration rapide sont imprimés :

- les angles 2θ de départ et de fin de comptage,
- l'espacement des 50 pas de comptage :

$$(\approx \text{largeur totale du pic à mi-hauteur} / 10 \quad \text{en } ^\circ 2\theta)$$

- les temps de comptage par pas :

(≈ 10.000 / intensité nette du pic en s)

2) Conditions de diffraction :

- rayonnement $K\alpha$ du Cr sous 30KV, 8mA avec un filtre arrière de V ($\lambda=0,229\text{nm}$, plans {211}, $2\theta=156^\circ$)
- montage d'acquisition: Oméga
- utilisation de 8 angles de Psi variant 0° à $+35^\circ$ dans une direction
- pas d'oscillation en Psi
- taille de la surface irradiée : $1\text{mm} * 10\text{mm}$ (afin de limiter l'analyse à la zone de pied de cordon de soudure)
- constante radiocristallographique : $1/2 S_2 \{211\} = 6,53 * 10^{-6} \text{MPa}^{-1}$

L'incertitude sur les contraintes déterminées par DRX est de l'ordre de $\pm 30\text{MPa}$.

Les écarts à la linéarité apparaissant dans les tableaux de mesures représentent un test de la validité de l'application de la méthode, avec un intervalle de confiance au sens de Student de 67%. La confiance (répétabilité) associée à l'ensemble des mesures présentées ci-dessous est ainsi meilleure que 30MPa.

3) Points de mesures :

La société SOLLAC nous a fournie 2 éprouvettes de fatigue, l'une avec un cordon de soudure brut, l'autre avec un cordon de soudure arasé et sur lequel a été réalisée une "rainure" ; sur chaque pièce, un profil complet de distribution des contraintes résiduelles a été réalisé, dans une seule direction (perpendiculaire au cordon), sur une profondeur de 520 microns environ en un point situé en pied de cordon de soudure côté seconde passe. Sur la pièce présentant une

rainure, la zone fondue et la ZAT ont été révélées par une attaque au Nital ; le point de mesure sur cette pièce est situé, dans le congé, à la limite entre la zone fondue et la ZAT, côté ZAT.

En annexe, sont présentés 2 macrographies du cordon de soudure arasé effectuées de chaque côté de l'éprouvette ainsi que le positionnement du point de mesure.

Analyse des résultats et commentaires :

Les tableaux de résultats numérotés 1 et 2 sont donnés en page suivante.

D'après les résultats nous pouvons dire que :

- sur l'éprouvette avec un cordon brut, l'évolution des contraintes résiduelles est faible : en extrême surface, la valeur de la contrainte est de -300MPa, elle diminue légèrement en profondeur pour se stabiliser autour de -190MPa dès 50 microns de profondeur et au moins jusqu' à 520 microns de profondeur ;

La largeur de corde du pic de diffraction, caractéristique de l'écrouissage, ne varie quasiment pas : en surface, elle est de 1,94° et elle se stabilise rapidement aux alentours de 1,85°.

Le point, à 115 microns de profondeur, présente une valeur de contrainte et de largeur de corde un peu élevée : $\sigma = -265\text{MPa}$ et $L.C = 1,87^\circ$.

- sur l'éprouvette avec le cordon de soudure arasé, les contraintes résiduelles sont un peu plus fortes en compression : elles varient de -355MPa en surface puis diminuent pour se stabiliser vers -100MPa à partir de 250 microns de profondeur et au moins jusqu'à 520 microns de profondeur.

La largeur de corde est également plus forte que sur le cordon brut, elle est de 2,20° en extrême surface. Elle diminue à 2,00° à la profondeur d'environ 100 microns et reste stable au-delà. Cette profondeur de l'ordre de 0,1mm correspond à l'effet de l'usinage de préparation de la rainure.

D'après les macrographies du cordon de soudure, en profondeur, le point analysé se trouve bien dans la ZAT mais il se peut éventuellement que sur les 2 ou 3 premières profondeurs du profil le point étudié se situe un peu, également, dans la zone fondue dû au positionnement du cache sur la pièce (voir annexe).

Il est à noter la différence de largeur de corde en profondeur entre les 2 éprouvettes 1,85° et 2,00° qui indique un état microstructural légèrement différent. Toutefois ces valeurs "à coeur" rentrent dans la fourchette des résultats obtenus précédemment (rapport DS 60.774 de Décembre 1994). De plus, il nous paraît également notable que les contraintes en profondeur (à 500 microns) demeurent sensiblement en compression et ce au delà d'effets mécaniques possibles de traitement de surface (qui nous soient connus) .

Tableau 1 : Résultats obtenus sur l'éprouvette avec un cordon brut

Profondeur (micron)	σ longitudinale (MPa)	Largeur de Corde (Degré)
0	-300±60	1,94±0,07
15	-220±45	1,86±0,07
30	-210±60	1,84±0,04
50	-195±45	1,81±0,07
115	-265±55	1,87±0,07
200	-195±90	1,84±0,04
300	-205±60	1,85±0,03
400	-195±70	1,85±0,04
520	-170±85	1,85±0,05

Tableau 2 : Résultats obtenus sur l'éprouvette avec un cordon arasé

Profondeur (micron)	σ longitudinale (MPa)	Largeur de Corde (Degré)
0	-355±60	2,20±0,05
10	-340±75	2,04±0,04
25	-275±45	2,12±0,03
60	-160±65	2,05±0,04
120	-160±60	2,02±0,05
250	-105±70	2,07±0,04
400	-110±35	1,99±0,04
520	-100±40	2,01±0,03

ANNEXE VII : Tableaux de calcul des vitesses de propagation

fissure principale			
nb cycles	2c (µm)	2c moy(µm)	d(2c)/dN (µm/cycles)
40000	523		
39000	457	490	0,066
38000	419	438	0,038
37000	376	397,5	0,043
36000	355	365,5	0,021
35000	274	314,5	0,081
34000	242	258	0,032
33000	184	213	0,058
32000	173	178,5	0,011
31000	68	120,5	0,105
30000	49	58,5	0,019
29000	49	49	0,00001
28000	49	49	0,00001
27000	49	49	0,00001
26000	49	49	0,00001
25000	49	49	0,00001
24000	49	49	0,00001
23000	49	49	0,00001
22000	49	49	0,00001
21000	49	49	0,00001
20000	49	49	0,00001
19000	49	49	0,00001
18000	49	49	0,00001
17000	36	42,5	0,013
16000	36	36	0,00001
15000	36	36	0,00001
14000	36	36	0,00001
13000	36	36	0,00001
12000	36	36	0,00001
11000	36	36	0,00001
10000	36	36	0,00001
9000	36	36	0,00001
8000	30	33	0,006
7000	23	26,5	0,007
6000	14	18,5	0,009
5000	14	14	0,00001

Tableau AVII - 1 : Eprouvette arasée-rainurée AP4 testée à $\Delta\sigma_N = 500$ MPa

<i>Fissure principale</i>				<i>Fissure secondaire</i>			
nb cycles	2c (μm)	2c moyen (μm)	d(2c)/dN (μm/cycles)	nb cycles	2c (μm)	2c moyen (μm)	d(2c)/dN (μm/cycles)
235000	4517			235000	4517		
230000	1117	2817	0,68	230000	1117	2817	0,68
225000	436	776,5	0,1362	225000	532	824,5	0,117
220000	425	430,5	0,0022	220000	500	516	0,0064
215000	382	403,5	0,0086	215000	430	465	0,014
210000	370	376	0,0024	210000	222	326	0,0416
205000	338	354	0,0064	205000	208	215	0,0028
200000	297	317,5	0,0082	200000	192	200	0,0032
195000	286	291,5	0,0022	195000	181	186,5	0,0022
190000	257	271,5	0,0058	190000	154	167,5	0,0054
185000	235	246	0,0044	185000	138	146	0,0032
180000	211	223	0,0048	180000	117	127,5	0,0042
175000	188	199,5	0,0046	175000	100	108,5	0,0034
170000	180	184	0,0016	170000	98	99	0,0004
165000	117	148,5	0,0126	165000	85	91,5	0,0026
160000	103	110	0,0028	160000	78	81,5	0,0014
155000	96	99,5	0,0014	155000	55	66,5	0,0046
150000	93	94,5	0,0006	150000	51	53	0,0008
140000	80	86,5	0,0013	140000	51	51	0,00001
130000	71	75,5	0,0009	130000	51	51	0,00001
120000	69	70	0,0002	120000	48	49,5	0,0003
115000	52	60,5	0,0034	115000	47	47,5	0,0002
110000	45	48,5	0,0014	110000	44	45,5	0,0006
105000	45	45	0,00001	105000	44	44	0,00001
100000	45	45	0,00001	100000	44	44	0,00001
95000	38	41,5	0,0014	95000	34	39	0,002
90000	38	38	0,00001	90000	34	34	0,00001
85000	30	34	0,0016	85000	34	34	0,00001
80000	26	28	0,0008	80000	30	32	0,0008
70000	26	26	0,00001	70000	23	26,5	0,0007
60000	5	15,5	0,0021	60000			

Tableau AVII - 2 : Eprouvette arasée-rainurée AQ6 testée à $\Delta\sigma_N = 430$ MPa

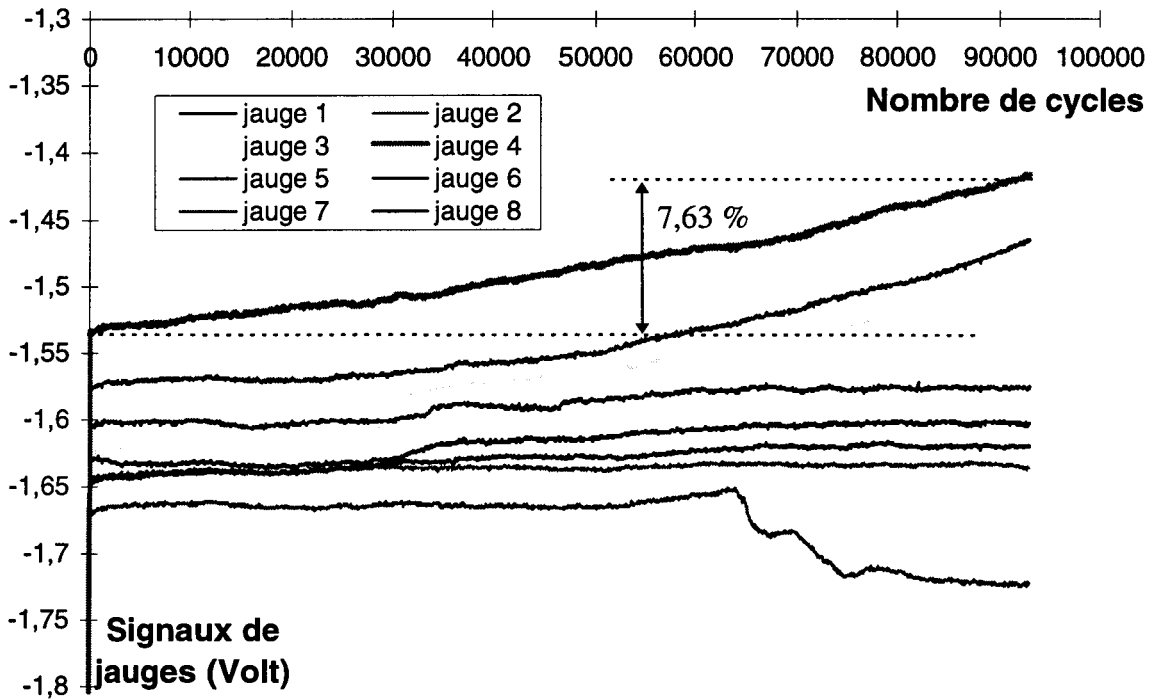
Fissure principale				Fissure secondaire			
nb cycles	2c (µm)	2c moyen (µm)	d(2c)/dN (µm/cycles)	nb cycles	2c (µm)	2c moyen (µm)	d(2c)/dN (µm/cycles)
180000	3670			180000	954		
170000	2533	3101,5	0,1137	170000	673	813,5	0,0281
160000	992	1762,5	0,1541	160000	512	592,5	0,0161
150000	825	908,5	0,0167	150000	283	397,5	0,0229
140000	694	759,5	0,0131	140000	226	254,5	0,0057
130000	420	557	0,0274	130000	167	196,5	0,0059
120000	367	393,5	0,0053	120000	155	161	0,0012
110000	347	357	0,002	110000	120	137,5	0,0035
100000	300	323,5	0,0047	100000	100	110	0,002
90000	174	237	0,0126	90000	84	92	0,0016
80000	122	148	0,0052	80000	69	76,5	0,0015
70000	96	109	0,0026	70000	51	60	0,0018
61000	76	86	0,00222	61000	51	51	0
56000	69	72,5	0,0014	56000	0	25,5	0,0102
52000	61	65	0,002	52000	0	0	0
48000	49	55	0,003	48000	0	0	0
44000	41	45	0,002	44000	0	0	0

Tableau AVII - 3 : Eprouvette arasée-rainurée AL3 testée à $\Delta\sigma_N = 450$ MPa

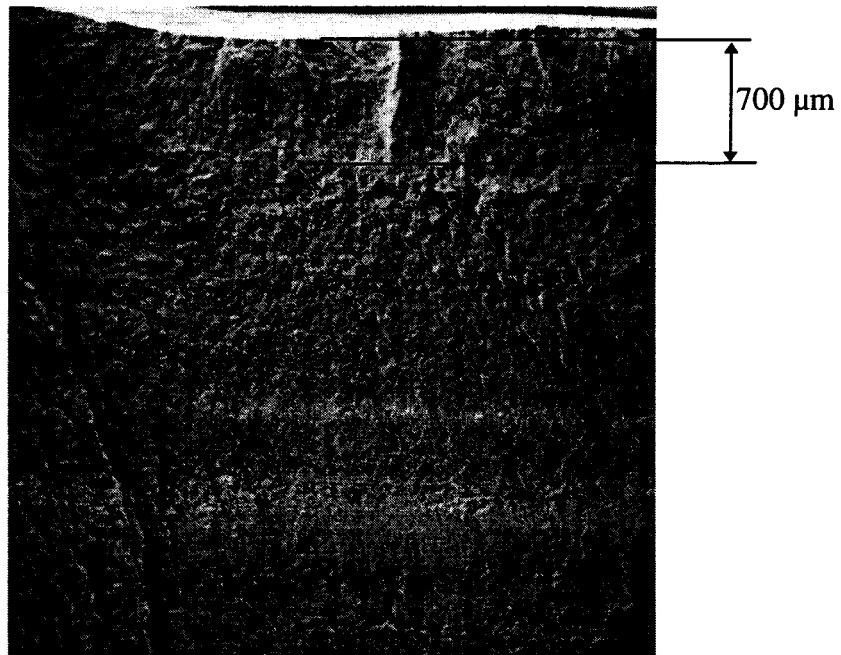
**ANNEXE VIII : Exploitation des essais séquentiels de fatigue pour
étalonnage de la méthode des jauges**

éprouvette brute AE1

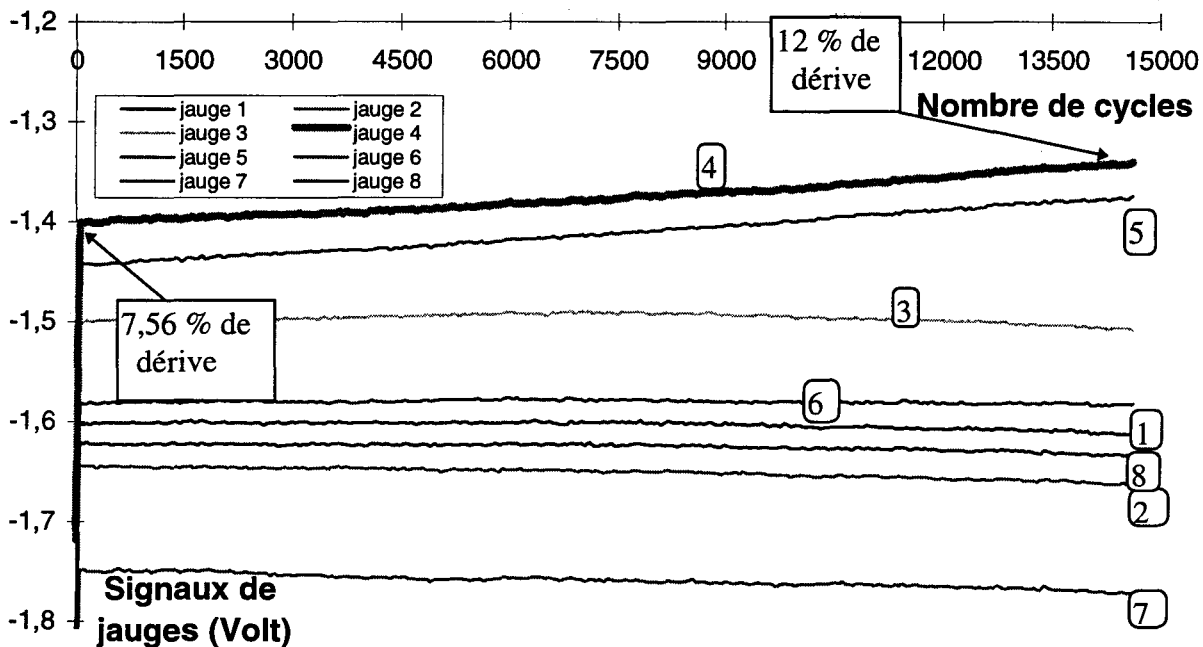
- conditions expérimentales : $R_\sigma = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 400$ MPa,
- 1^{er} marquage par surcharge à 73000 cycles sous $R_\sigma = 0,1$ pendant 1000 cycles,
 ⇒ dérive de 7,56 % de la jauge 4 :



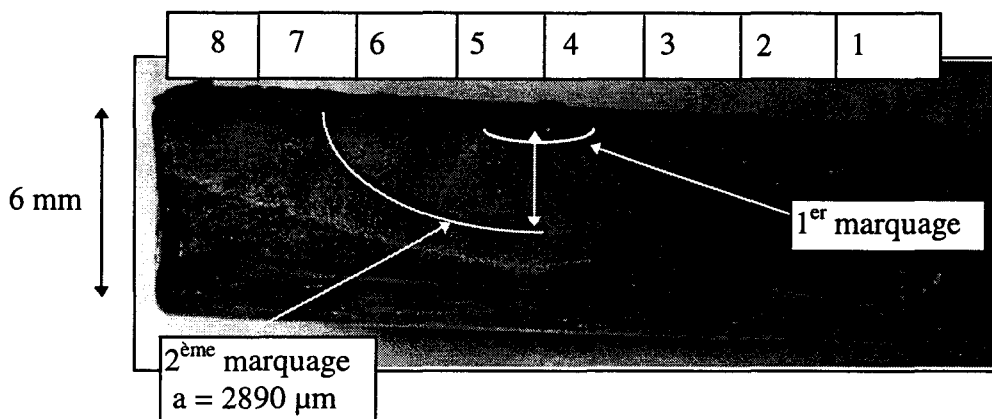
⇒ profondeur du front de fissure correspondant au 1^{er} marquage :



- 2^{ème} marquage par surcharge à 115000 cycles sous $R_\sigma = 0,1$ pendant 1000 cycles,
 ⇒ dérive de 12 % de la jauge 4 :



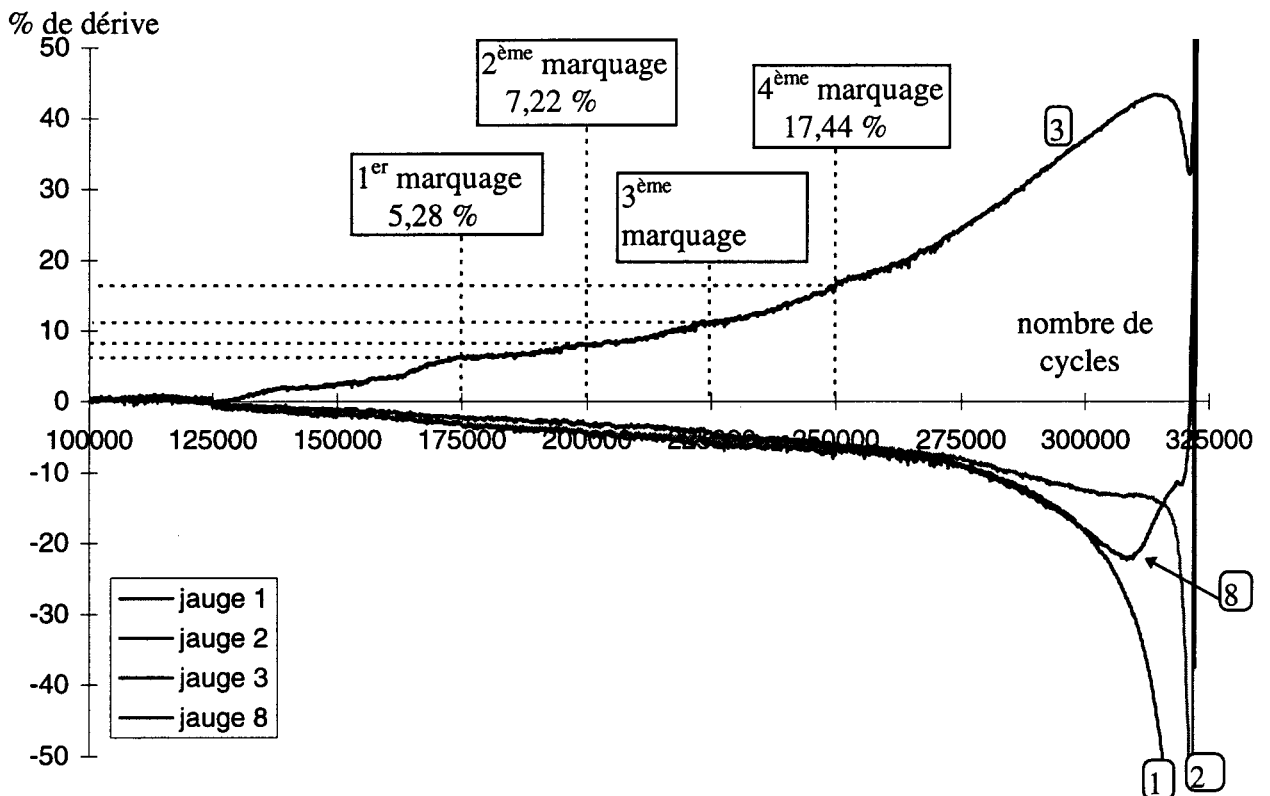
⇒ profondeur du front de fissure correspondant au 2^{ème} marquage et faciès de rupture :



- reprise de l'essai jusqu'à rupture à 153000 cycles.

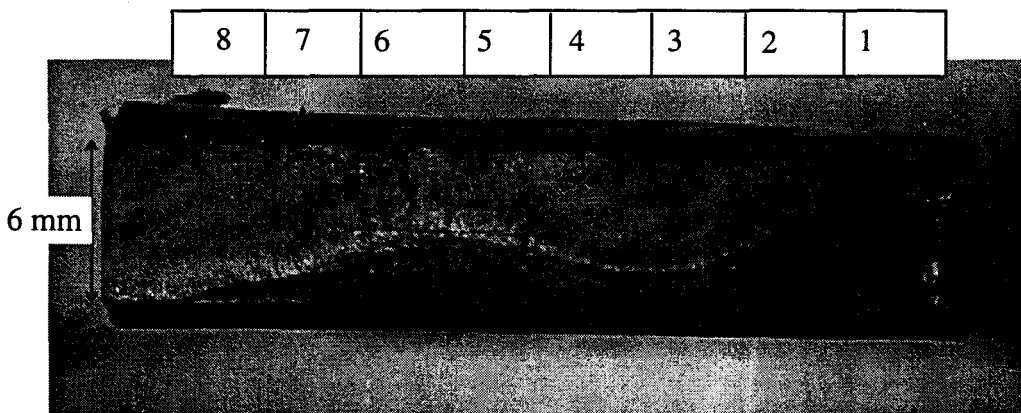
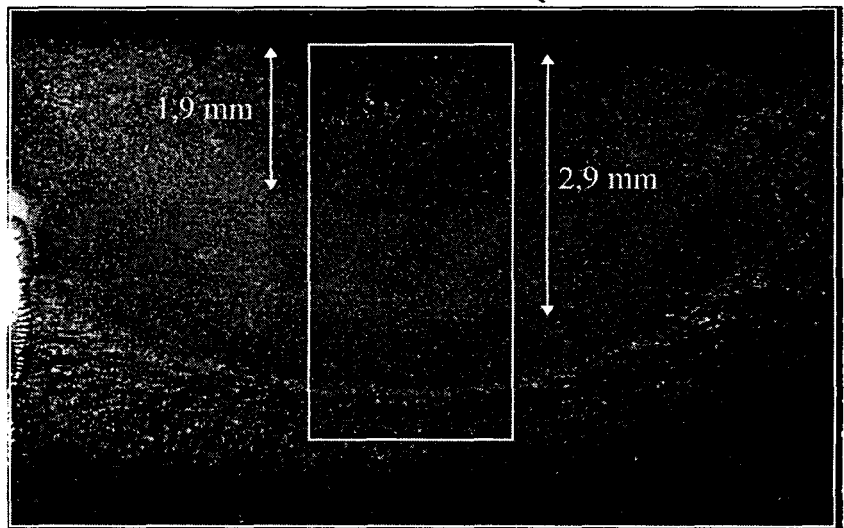
éprouvette brute AD3

- conditions expérimentales : $R_{\sigma} = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 333$ MPa,
- 1^{er} marquage par surcharge à 175000 cycles sous $R_{\sigma} = 0,1$ pendant 1000 cycles, dérive de 5,28 % de la jauge 3,
- 2^{ème} marquage par surcharge à 200000 cycles sous $R_{\sigma} = 0,1$ pendant 1000 cycles, dérive de 7,22 % de la jauge 3,
- 3^{ème} marquage par surcharge à 225000 cycles sous $R_{\sigma} = 0,1$ pendant 1000 cycles, dérive de 11,3 % de la jauge 3,
- 4^{ème} marquage par surcharge à 250000 cycles sous $R_{\sigma} = 0,1$ pendant 1000 cycles, dérive de 17,44 % de la jauge 3,



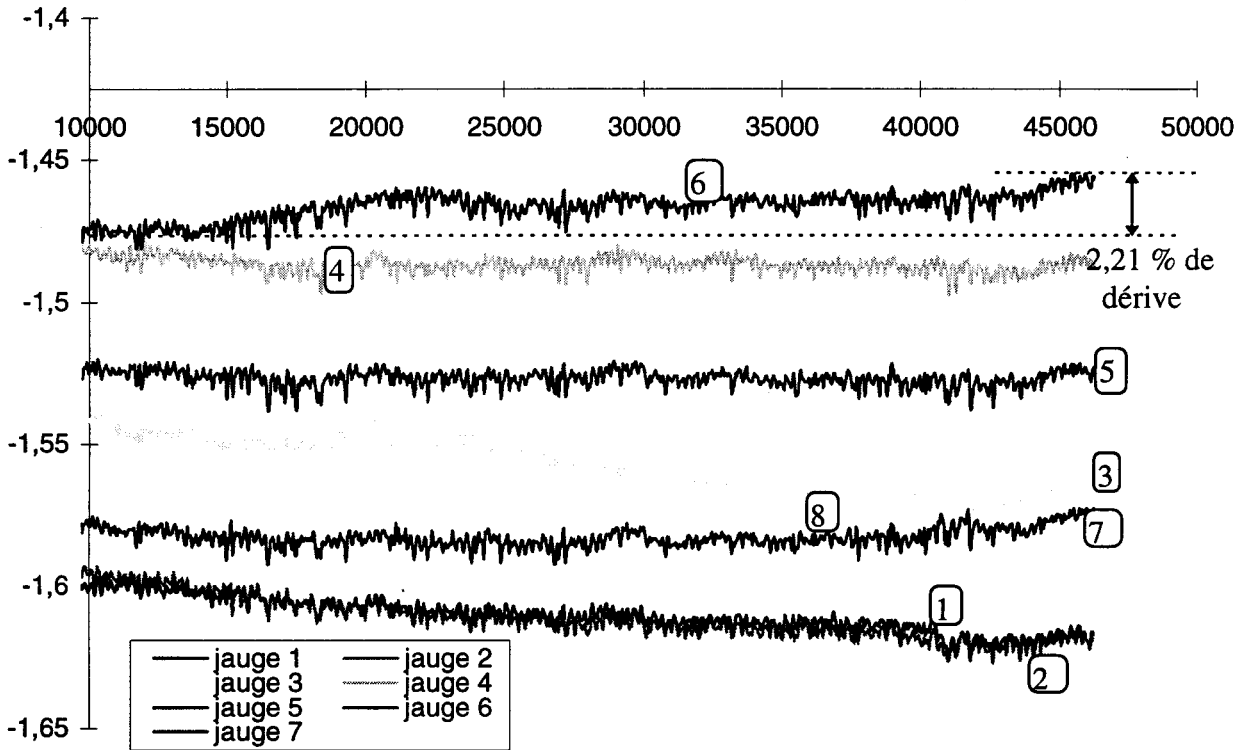
La jauge 3 directement affectée par la fissuration se décharge progressivement contrairement au cas des jauges 2 et surtout 1 qui se chargent en contrepartie. L'évolution des dérives de jauges présentée ci-dessus a été reconstituée à partir des résultats des acquisitions sur chaque phase de la durée de vie qui est de 322000 cycles.

- faciès de rupture et profondeurs des fronts de fissure correspondant aux différents marquages :

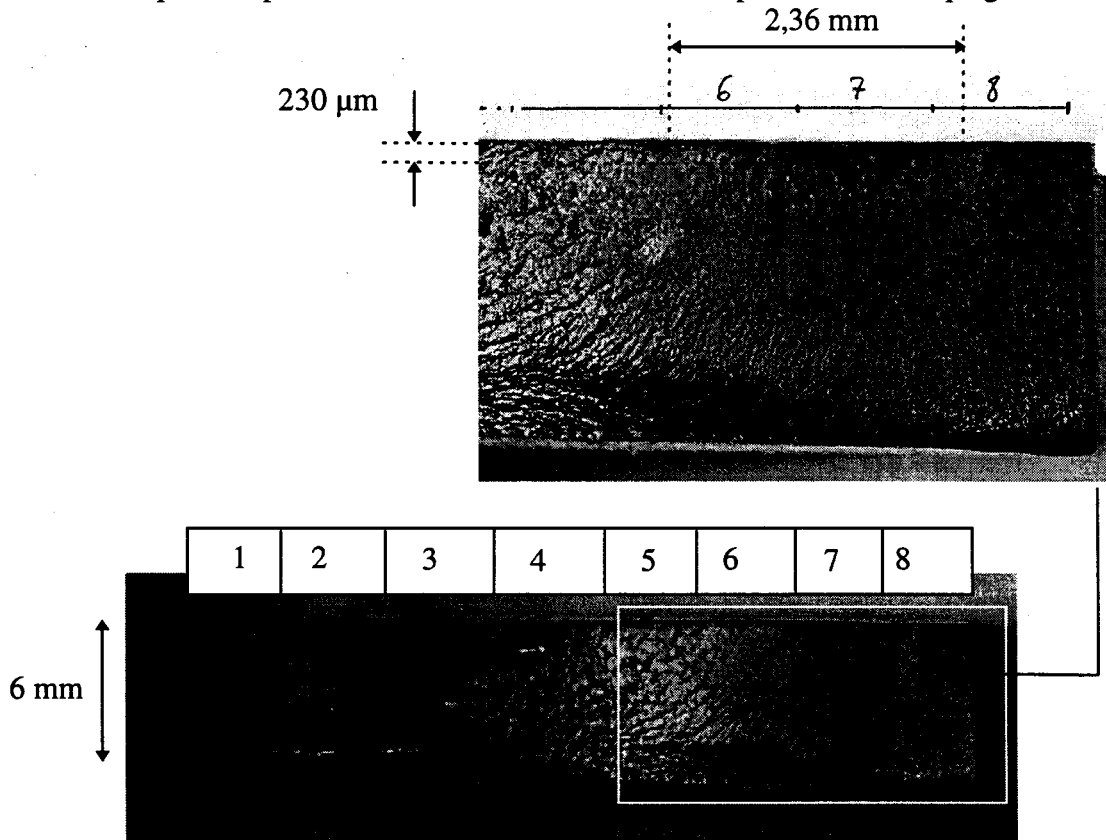


éprouvette brute AC6

- conditions expérimentales : $R_{\sigma} = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 333$ MPa, $N_r = 259088$ cycles
- marquage par brunissage à 46000 cycles sous $R_{\sigma} = 0,1$ pendant 100 cycles, dérive de 2,21 % de la jauge 6 :

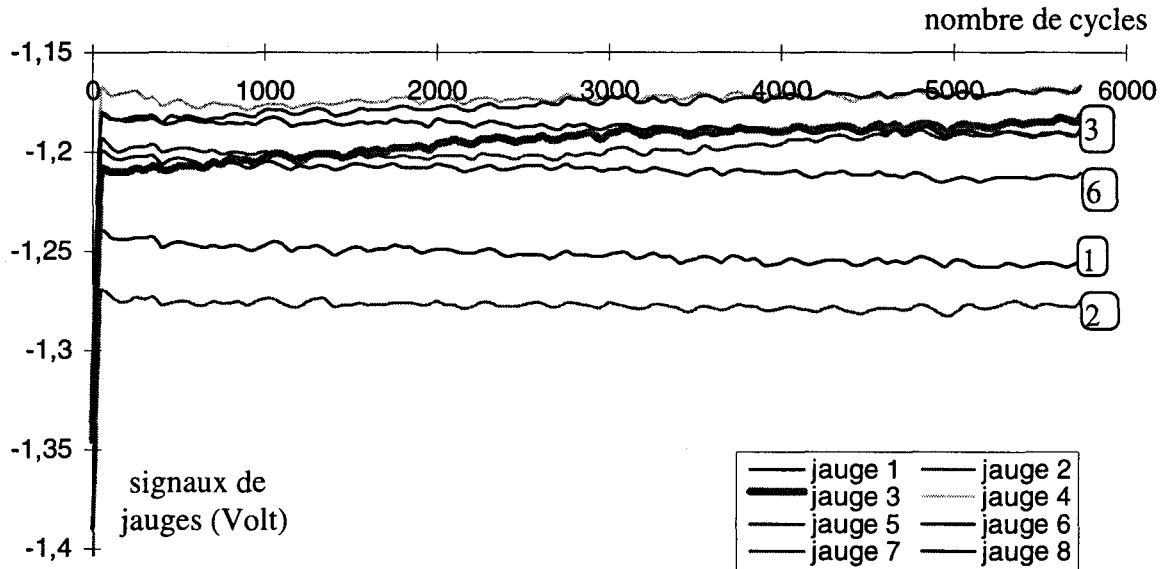


- faciès de rupture et profondeur du front de fissure correspondant au marquage :

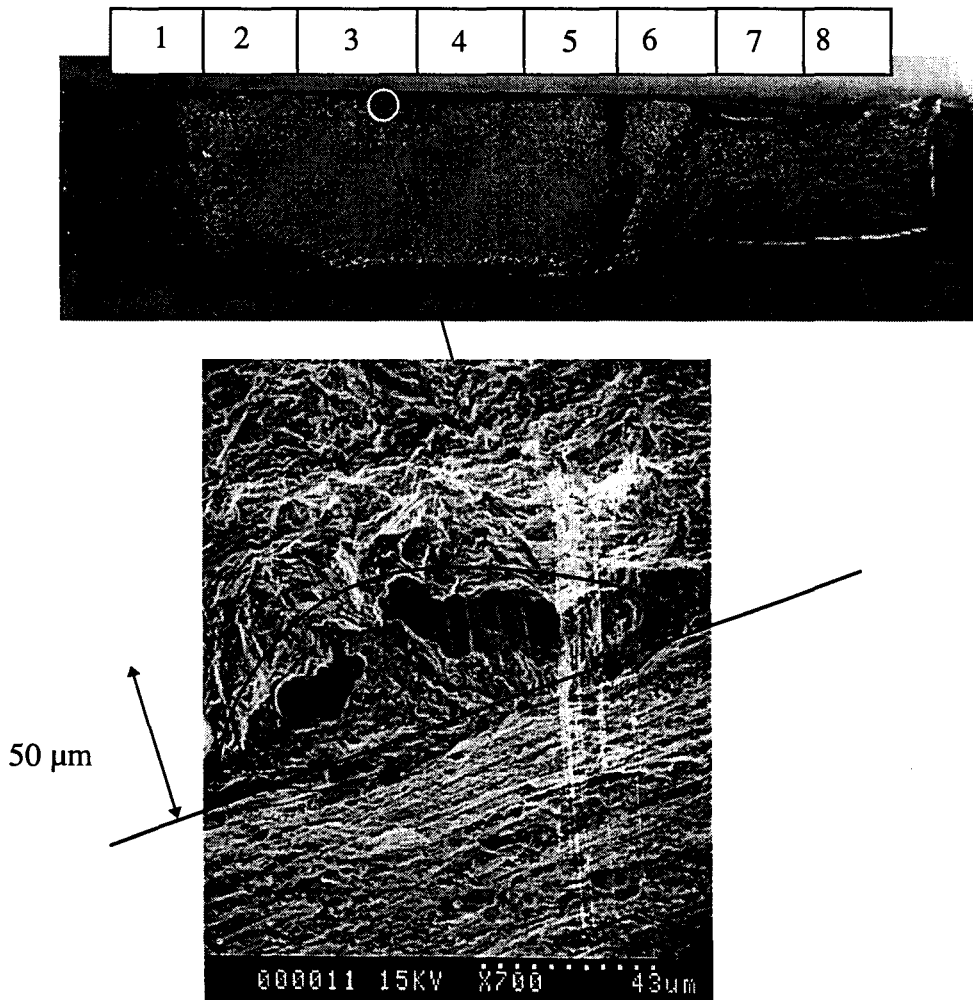


éprouvette brute AE5

- conditions expérimentales : $R_{\sigma} = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 333$ MPa, $N_r = 309482$ cycles
- marquage par brunissage à 5800 cycles sous $R_{\sigma} = 0,1$ pendant 100 cycles, dérive de 2,23 % de la jauge 3 :

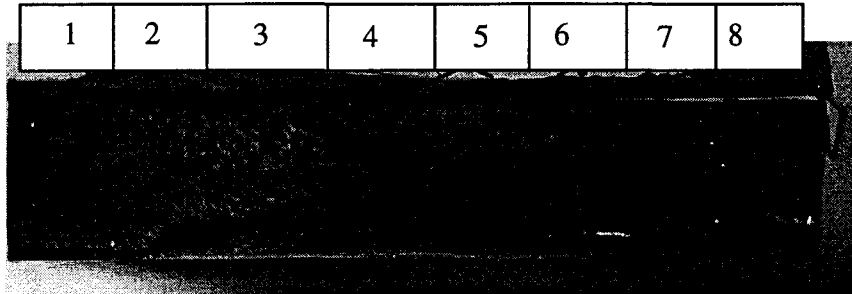


- faciès de rupture et profondeur du front de fissure associé :



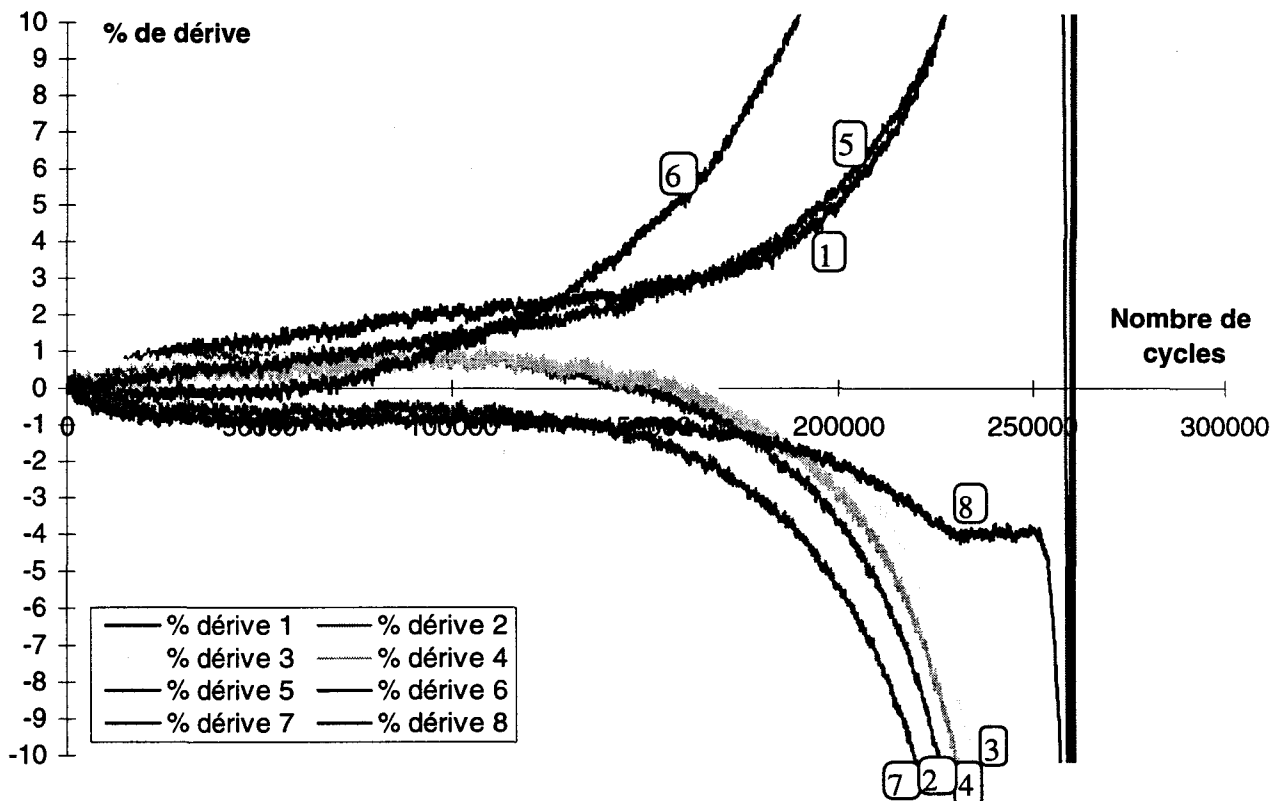
éprouvette brute AD5

- conditions expérimentales : $R_\sigma = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 333$ MPa, $N_r = 283000$ cycles
- faciès de rupture :



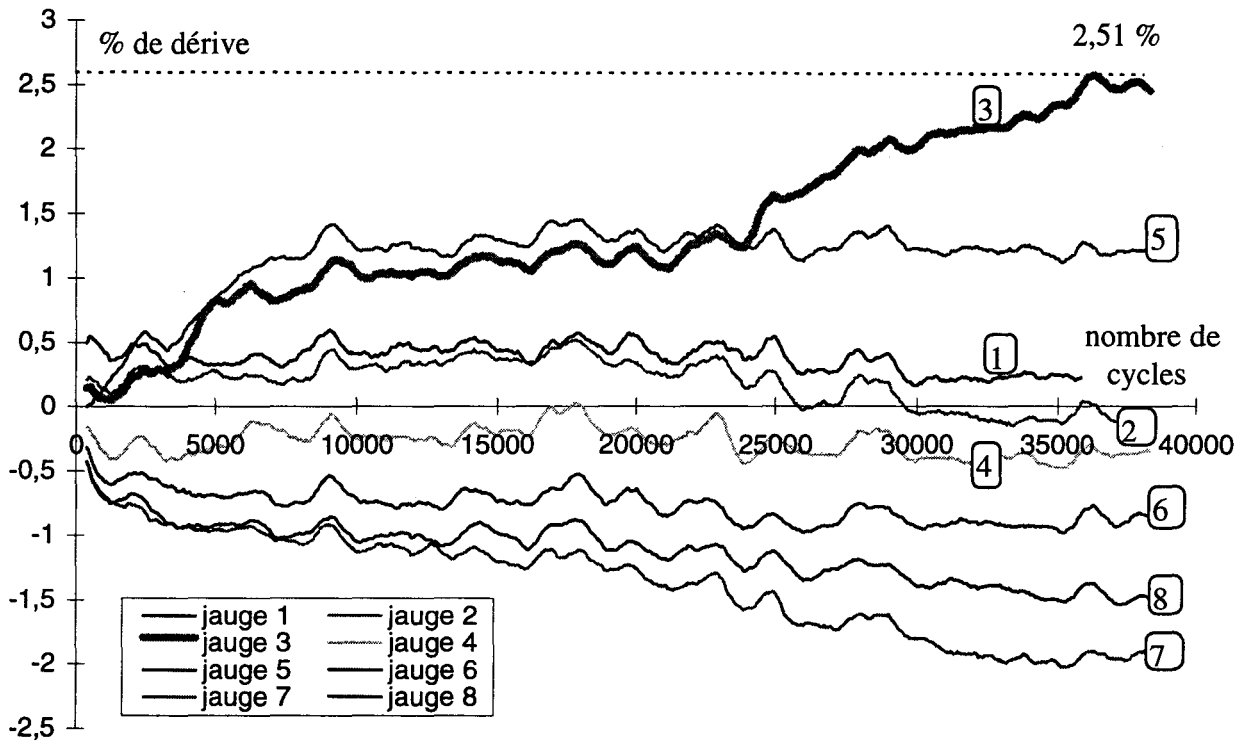
Le multi-amorçage se produit au niveau des jauges 5 et 6 et de la jauge n°1. On observe bien sur l'évolution des pourcentages de dérive le déchargement de ces jauges qui accompagne l'amorçage et la propagation des fissures.

- évolution des dérives de jauges en cours d'essai de fatigue non-interrompu :

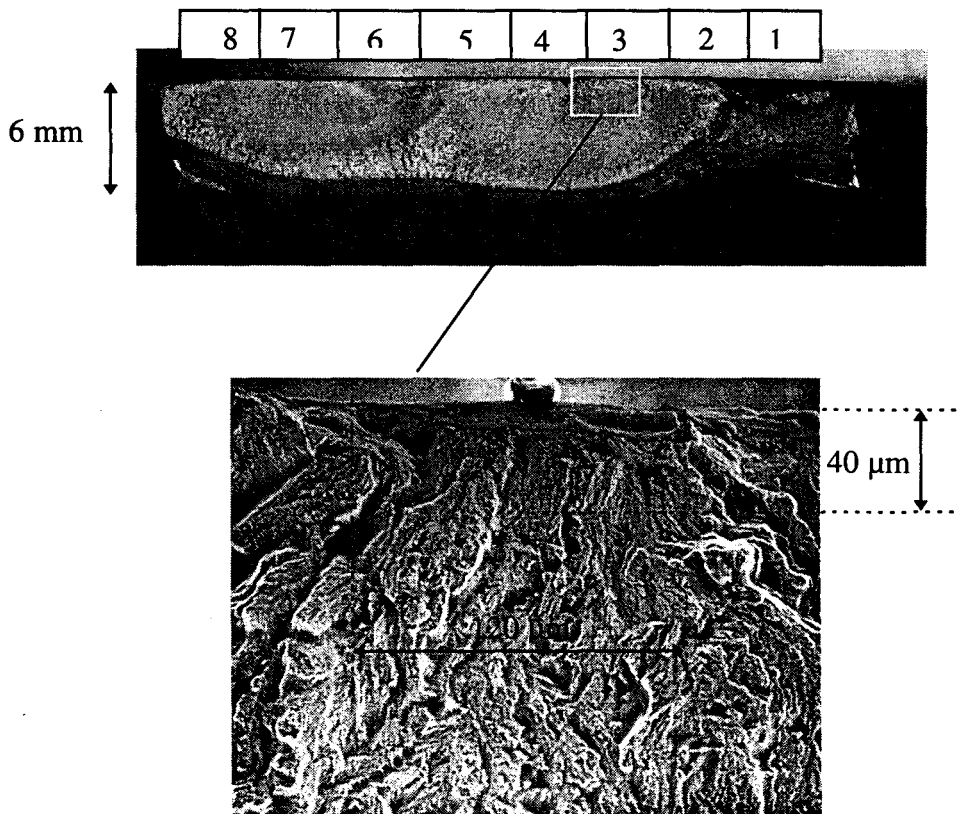


éprouvette brute AE3

- conditions expérimentales : $R_\sigma = 0,1$; $\Delta\sigma_N = 333$ MPa, $N_r = 284814$ cycles
- marquage par brunissage à 28800 cycles sous $R_\sigma = 0,1$ pendant 100 cycles, dérive de 2,51 % de la jauge 3 :



- faciès de rupture et profondeur du front de fissure associé :



**ANNEXE IX : Utilisation de la méthode des jauges sur éprouvette
arasée-rainurée**

L'éprouvette arasée-rainurée AL2 a été instrumentée par une demi-chaînette de 4 jauges collée à proximité immédiate d'une des deux arrêtes en surface de la rainure.

Comme l'indique la figure AIX-1, l'amorçage a eu lieu en face de la jauge n°2 et c'est donc le signal de cette jauge que nous avons suivi au cours du cyclage (Fig. AIX-2).

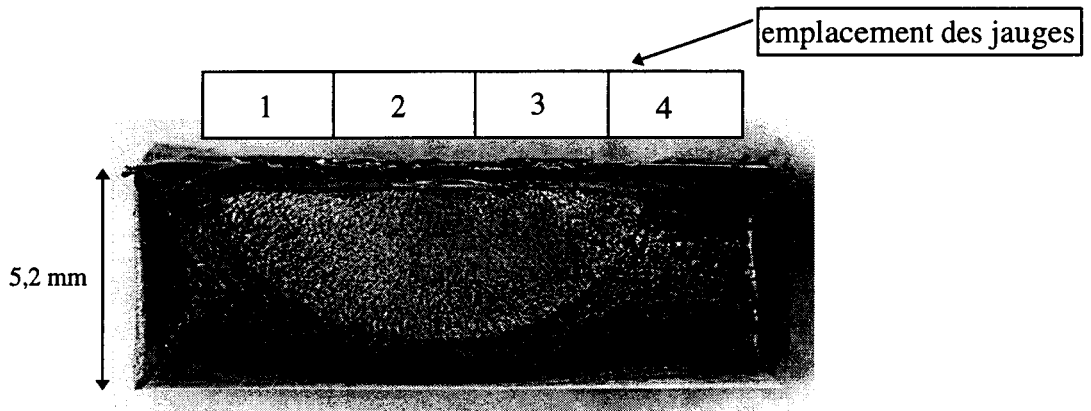


Fig. AIX-1 : Faciès de rupture de l'éprouvette arasée-rainurée AL2 instrumentée

L'évolution du signal de jauge sur la figure AIX-2 montre qu'une dérive de 3 % est obtenue très tardivement à environ 95 % de la durée de vie. Cette dérive tardive peut être liée à l'emplacement des jauges collées relativement loin du site d'amorçage. Cependant le dernier résultat est assez cohérent avec les résultats de la figure III-22 qui montrent que la croissance des fissures dans les stades FMC et FPC représente une part importante de la durée de vie avant la propagation finale rapide relative au développement d'une fissure longue. En particulier, pour une longueur de fissure en surface de 750 μm , la fraction de durée de vie correspondante est d'après la figure III-22, un peu supérieure à 80 %. Ce rapprochement entre les deux figures III-22 et AIX-2, montre que le critère d'amorçage de 3 % que nous avons choisi correspond aussi, dans le cas des éprouvettes AR, au passage des fissures courtes au fissures longues.

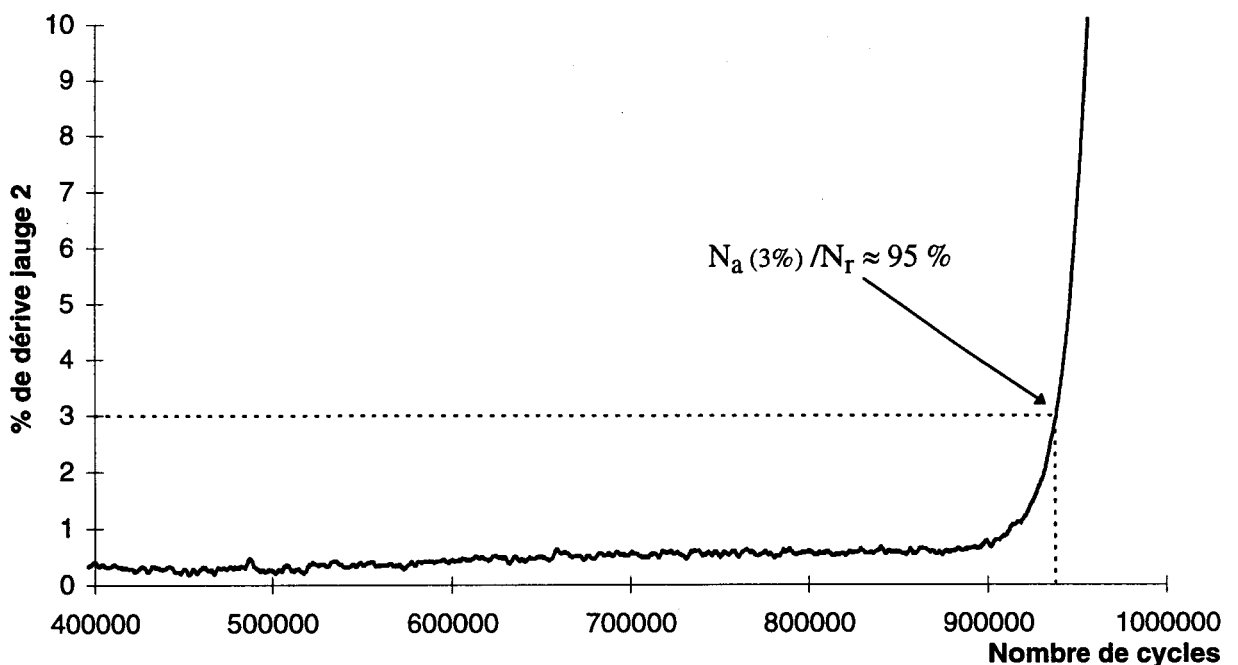


Fig. AIX-2 : Dérive du signal de la jauge 2 sur éprouvette arasée-rainurée AL2 testée à $\Delta\sigma_N = 385 \text{ MPa}$

ANNEXE X : Résultats des essais sur éprouvettes AR grenillées

Nous avons grenillé une série de huit éprouvettes arasées-rainurées en appliquant le traitement de grenillage C défini dans le tableau IV-1. Ces éprouvettes AR ont ensuite été testées en fatigue dans les mêmes conditions que dans le cas des éprouvettes AR non grenillées (cf. chapitre III). Les courbes de Woehler à rupture correspondant à ces deux conditions sont données sur la figure AX-1.

La figure AX-1 montre que dans le cas de la géométrie arasée-rainurée, le grenillage n'augmente pas le nombre de cycles à rupture, et ce quel que soit le niveau de contrainte appliqué. Même si les courbes sont relativement voisines, la résistance en fatigue après grenillage est moins bonne.

Contrairement au cas de l'éprouvette brute de soudage, il s'avère que les paramètres du grenillage C ne sont pas adaptés dans le cas des éprouvettes AR pour garantir une amélioration en fatigue.

Nous avons en effet observé des coupes transverses à l'axe de la rainure d'éprouvettes grenillées non cyclée. Comme le montre la figure AX-2, on constate que l'état de surface est dégradé et qu'il existe des microfissures caractéristiques d'un grenillage non-adapté (mauvais type ou mauvaise dureté de grenaille utilisée, vitesse de projection trop élevée...), dont la longueur en profondeur est de l'ordre de 20 à 50 μm .

Suite aux résultats du chapitre III, nous pouvons affirmer que l'existence de telles microfissures va conduire à supprimer le stade FMC et donc à réduire le nombre de cycles à rupture, comme on le constate expérimentalement.

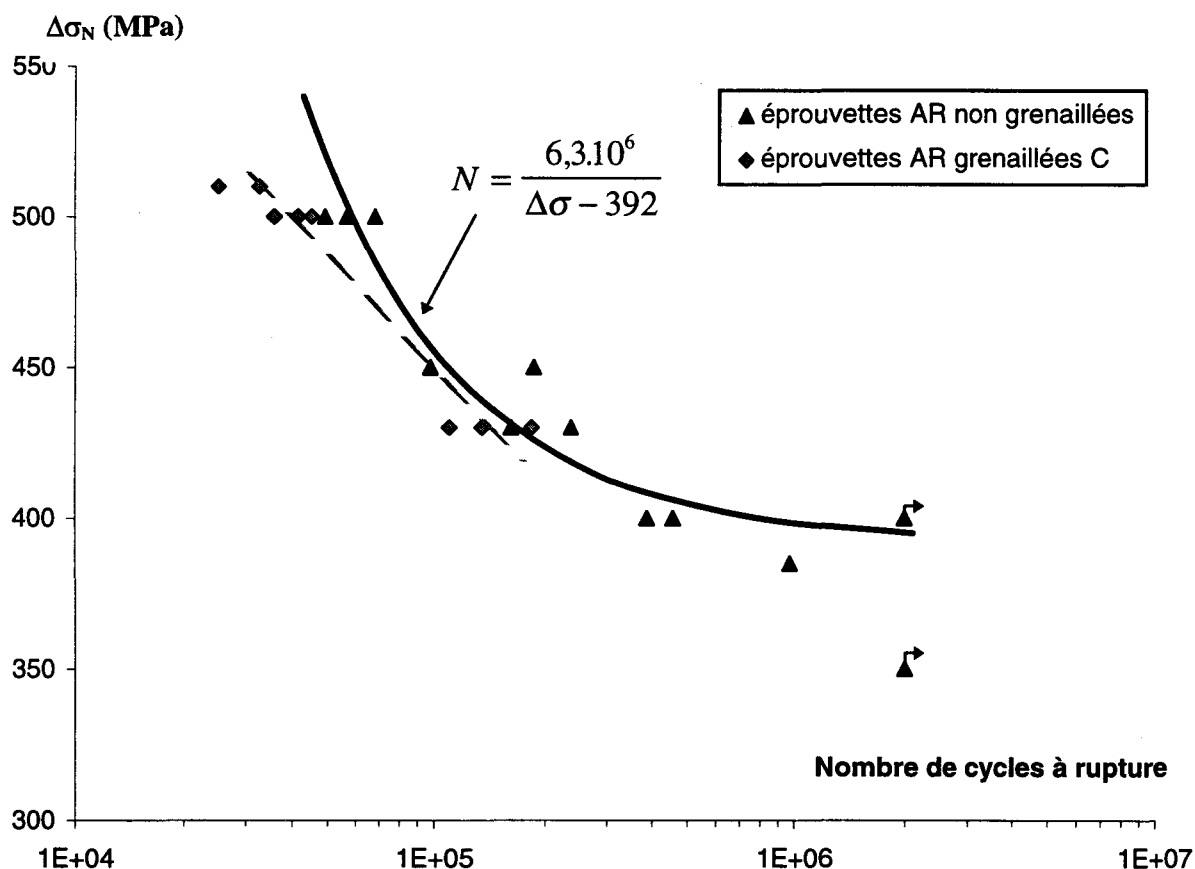


Fig. AX-1 : Courbes de Woehler à rupture dans le cas des éprouvettes AR

En conséquence, il est inutile de vouloir appliquer le traitement de restauration sur ce type d'éprouvette AR grenillée. A noter que ce que nous avons observé va dans le sens de MILLER [MIL96], qui affirme que le grenailage peut dans certains cas diminuer la phase d'amorçage des fissures courtes par création de zones de forte microplasticité capables de localiser la fissuration et l'amorcer très rapidement, en dépit des contraintes résiduelles de compression

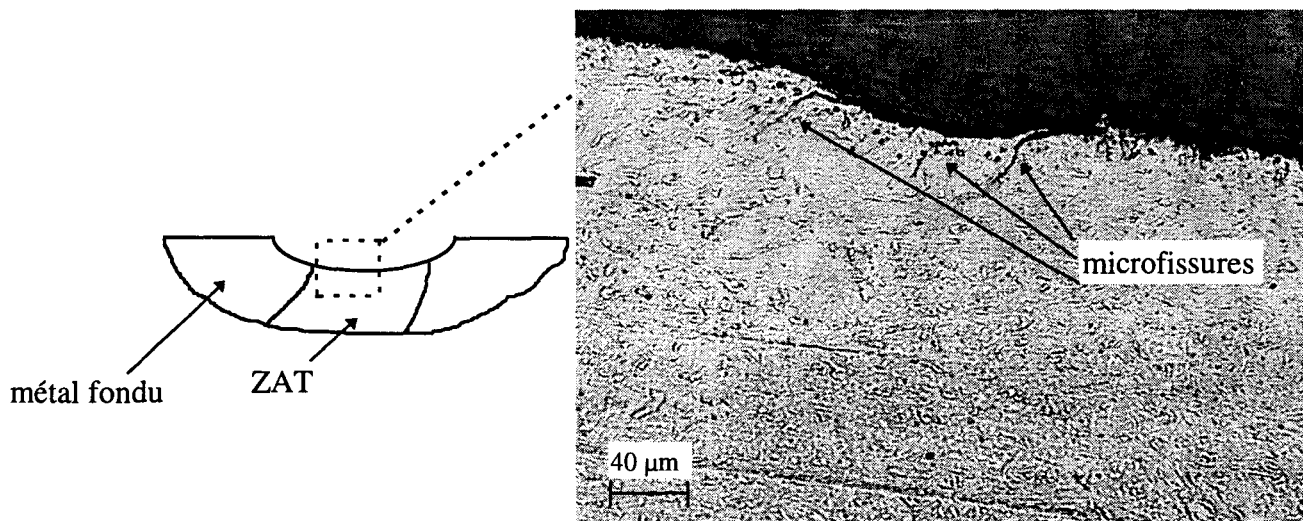


Fig. AX-2 : Observation de microfissures en profondeur suite au grenailage de type C sur éprouvette AR (avant cyclage)

**ANNEXE XI : Mesure des contraintes résiduelles sur éprouvettes
grenillées et restaurées**

(extrait de [LEB97-1, LEB97-2])

Détermination des contraintes résiduelles sur 3 éprouvettes soudées bout à bout et grenillées

Les 3 pièces de cordon brut de soudure, de dimensions 50*20*6mm³, ont subi un traitement de grenillage différent tel que défini ci-après (renseignements SOLLAC) :

Type de grenillage	B	C	D
type de bille	BA 600	BA 600	BA 600
intensité Almen	F 25/30A	F 25/30A	F 40/45A
recouvrement	100%	400%	100%
contrôle	Peenscan	Peenscan	Peenscan

Les mesures ont été effectuées au pied de cordon de soudure, dans la ZAT côté seconde passe, dans la direction perpendiculaire à ce cordon. Sur chaque éprouvette grenillée, soudée bout à bout, un profil, en 9 profondeurs successives, a été réalisé en un seul point.

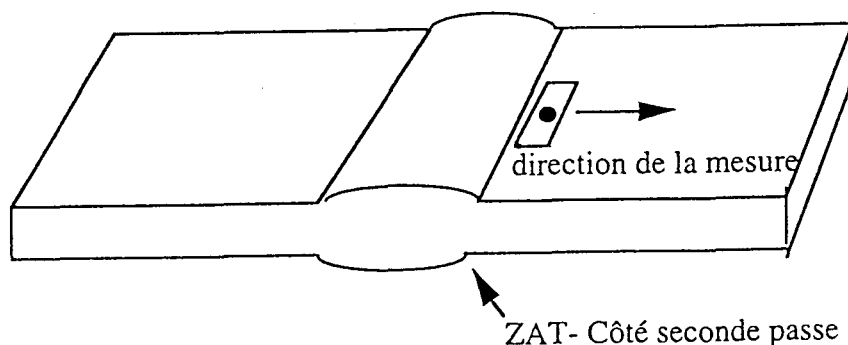


Schéma 1 : Représentation des éprouvettes soudées bout à bout

RESULTATS D'ACQUISITION ET ANALYSE

L'incertitude sur les contraintes déterminées par DRX est de l'ordre de ± 60 MPa. La confiance (répétabilité) associée à l'ensemble des mesures présentées ci-dessous est ainsi meilleure que 60MPa.

L'incertitude sur les largeurs de corde du pic de diffraction déterminée par DRX est de l'ordre de 0,06Deg.

Le tableau ci-après fait une synthèse des résultats obtenus :

Type de grenailage	B	C	D
intensité Almen	F 25/30A	F 25/30A	F 40/45A
recouvrement	100%	400%	100%
contrôle	Peenscan	Peenscan	Peenscan
σ_{surf} (MPa)	-470	-325	-450
L.C _{surf} (Deg.)	2,86	3,28	3,10
σ_{max} (MPa)	-600	-600	-650
Prof. σ_{max} (μm)	15 à 100	50 à 160	40 à 200
σ_{moy} à coeur (MPa)	-300	-100	-250
L.C _{moy} à coeur (Deg.)	2,00	2,05	2,00
Prof. affectée (μm)	200	250	250

Si on compare :

* les éprouvettes B et D, on constate que l'intensité Almen agit principalement sur une contrainte en sous-couche un peu plus forte en compression et sur la profondeur affectée qui est également augmentée.

* les éprouvettes B et C, on remarque que, d'une part, plus le taux de recouvrement est important plus l'écrouissage superficiel est élevé et d'autre part la contrainte maximale en profondeur est identique mais à une profondeur peut-être un peu plus élevée. La profondeur affectée est aussi plus importante sur l'éprouvette C.

Remarque : la contrainte en profondeur demeure élevée (en compression) ; cette valeur n'est pas en relation avec le grenailage mais avec l'histoire préalable de la pièce.

Eprouvette brute grenillée B :

Profondeur (μm)	σ_x (MPa)	Largeur de corde ($^\circ$)
0	-470 ± 40	$2,86 \pm 0,19$
15	-615 ± 75	$2,65 \pm 0,12$
30	-600 ± 45	$2,59 \pm 0,05$
70	-585 ± 80	$2,28 \pm 0,04$
160	-520 ± 90	$2,02 \pm 0,08$
330	-395 ± 65	$2,00 \pm 0,10$
500	-360 ± 35	$2,00 \pm 0,07$
710	-335 ± 30	$2,00 \pm 0,05$
970	-305 ± 40	$2,00 \pm 0,04$

Eprouvette brute grenillée C :

Profondeur (μm)	σ_x (MPa)	Largeur de corde ($^\circ$)
0	-325 ± 70	$3,28 \pm 0,20$
10	-490 ± 60	$2,81 \pm 0,14$
35	-525 ± 50	$2,54 \pm 0,06$
75	-585 ± 80	$2,31 \pm 0,08$
160	-605 ± 65	$2,07 \pm 0,12$
320	-405 ± 45	$2,04 \pm 0,09$
500	-305 ± 60	$2,00 \pm 0,06$
700	-205 ± 55	$2,01 \pm 0,06$
1040	-105 ± 65	$2,10 \pm 0,07$

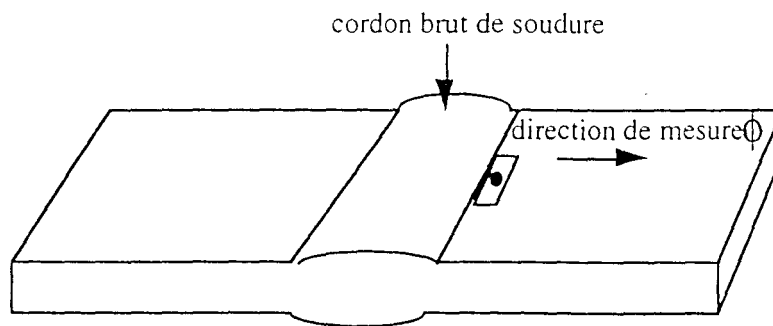
Eprouvette brute grenillée D :

Profondeur (μm)	σ_x (MPa)	Largeur de corde ($^\circ$)
0	-450 ± 50	$3,10 \pm 0,11$
15	-570 ± 40	$2,83 \pm 0,10$
30	-625 ± 55	$2,78 \pm 0,05$
50	-695 ± 80	$2,66 \pm 0,03$
80	-630 ± 90	$2,45 \pm 0,05$
180	-645 ± 100	$2,09 \pm 0,04$
430	-365 ± 75	$1,94 \pm 0,06$
600	-280 ± 50	$2,01 \pm 0,03$
830	-285 ± 55	$2,00 \pm 0,05$

Détermination des contraintes résiduelles sur 2 éprouvettes soudées et grenillées

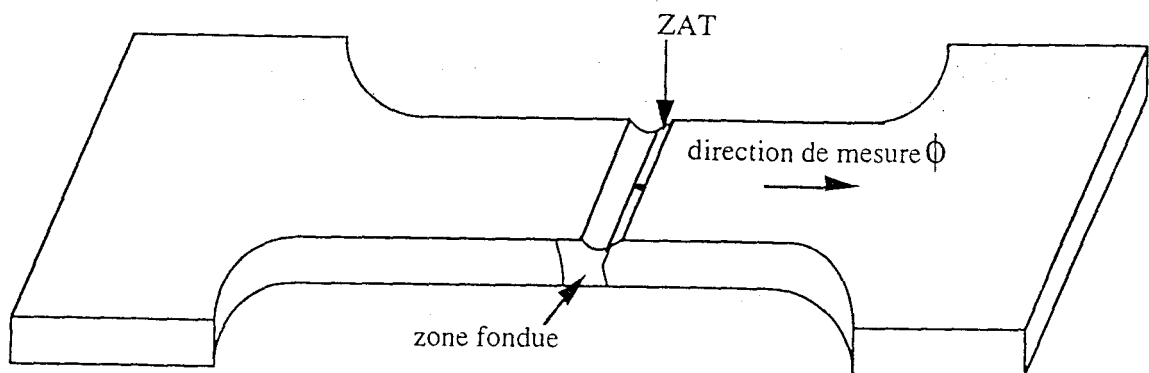
Les mesures ont été effectuées, en un seul point, dans la direction perpendiculaire au cordon de soudure :

- Sur l'éprouvette grenillée de type CT (cordon brut de soudure), le point de mesure se situe en pied de cordon dans la ZAT.
- Sur l'éprouvette de type A-RC (cordon arasé puis rainuré), le point de mesure se situe dans la rainure côté ZAT.



- Point de mesure dans la ZAT

Schéma 1 : Représentation de l'éprouvette de type CT



- Point de mesure dans la ZAT

Schéma 2 : Représentation de l'éprouvette de type A-RC

RESULTATS D' ACQUISITION ET ANALYSE

Les résultats, rassemblés dans les tableaux 1 et 2 et sur les figures de 1.a à 2.b, sont présentés en annexe II.

L'incertitude sur les contraintes déterminées par DRX est de l'ordre de ± 50 MPa. La confiance (répétabilité) associée à l'ensemble des mesures présentées ci-dessous est ainsi meilleure que 50MPa.

Eprouvette CT (cordon brut de soudure) :

- la contrainte est de compression sur toute l'épaisseur analysée : en surface, elle est de -290MPa puis elle passe par un maximum de compression entre 20 et 150 microns de profondeur où elle est comprise entre -485MPa et -445MPa. A 250 microns de profondeur, elle est de -370MPa puis elle diminue pour se stabiliser à partir de 340 microns de profondeur à une moyenne de -135MPa.
- la largeur de corde du pic de diffraction (caractéristique de l'écroûissage du matériau) est de 3,01° en extrême surface puis elle diminue progressivement pour se stabiliser à partir de 340 microns de profondeur à 2,18°.

La profondeur affectée par le grenailage est de 340 microns.

Eprouvette A-RC (cordon arasé puis rainuré) :

- la contrainte superficielle est de -440MPa puis elle augmente en compression pour atteindre un maximum de -595MPa à 20 microns de profondeur. Entre 35 microns et 190 microns de profondeur, elle varie entre -530 et -390MPa ; au-delà, elle diminue et se stabilise à -200MPa avant 410 microns de profondeur.
- la largeur de corde du pic de diffraction est en surface de 3,06° puis elle baisse progressivement pour se stabiliser, en profondeur, à 1,90° en moyenne.

La profondeur affectée par le grenailage est de 350 microns.

D'après les résultats obtenus, nous pouvons dire que :

- la contrainte superficielle est plus forte sur l'éprouvette de type A-RC (-440MPa) que sur l'éprouvette CT (-290MPa).
- l'écroûissage superficiel est identique sur les 2 éprouvettes.
- le maximum de compression se situe entre 20 et 150 microns sur l'éprouvette de type CT et pour l'éprouvette de type A-RC il se situe à 20 microns de profondeur avec une contrainte qui reste élevée entre 35 microns et 190 microns. Ce maximum de contrainte est un peu plus élevé pour l'éprouvette A-RC (\cong -530MPa) que pour l'éprouvette CT (\cong -460MPa).
- la contrainte se stabilise en compression à partir de 340 microns de profondeur sur l'éprouvette de type CT (niveau d'environ -135MPa) et de 350 microns sur l'éprouvette de type A-RC (niveau d'environ -200MPa).
- la largeur de corde à coeur est de 1,9° pour l'éprouvette de type A-RC et de 2,18° pour l'éprouvette de type CT qui apparait ainsi plus dure.

Eprouvette brute grenillée C et traitée à 350°C/15 minutes :

Profondeur (μm)	σ_x (MPa)	Largeur de corde ($^\circ$)
0	-290 \pm 40	3,01 \pm 0,07
10	-360 \pm 80	2,80 \pm 0,06
20	-465 \pm 35	2,72 \pm 0,09
30	-445 \pm 50	2,59 \pm 0,07
40	-470 \pm 70	2,50 \pm 0,07
80	-450 \pm 65	2,19 \pm 0,05
150	-485 \pm 60	1,92 \pm 0,07
250	-370 \pm 70	2,06 \pm 0,08
340	-125 \pm 60	2,17 \pm 0,04
480	-135 \pm 35	2,19 \pm 0,06
600	-150 \pm 40	2,17 \pm 0,05

Eprouvette arasée-rainurée grenillée C :

Profondeur (μm)	σ_x (MPa)	Largeur de corde ($^\circ$)
0	-440 \pm 60	3,06 \pm 0,09
10	-530 \pm 60	2,93 \pm 0,10
20	-595 \pm 85	2,80 \pm 0,11
35	-530 \pm 50	2,57 \pm 0,06
70	-510 \pm 55	2,33 \pm 0,11
130	-390 \pm 60	2,15 \pm 0,06
190	-475 \pm 30	1,97 \pm 0,05
310	-275 \pm 50	1,88 \pm 0,04
410	-205 \pm 85	1,97 \pm 0,04
580	-200 \pm 55	1,85 \pm 0,04

ANNEXE XII : Analyse calorimétrique différentielle

L'analyse calorimétrique différentielle (ACD ou DSC pour Differential Scanning Calorimetry) a pour objectif de quantifier toute réaction exo ou endothermique d'un échantillon par rapport à un échantillon témoin, suite à une variation de température généralement linéaire croissante ou décroissante. Plus précisément, on mesure en chaque instant la différence de flux thermique entre les 2 échantillons : $\Delta\phi = m_1 \cdot Cp_1 \cdot \frac{dT}{dt} - m_2 \cdot Cp_2 \cdot \frac{dT}{dt}$ où m_1 et m_2 sont les masses de l'échantillon

étudié et de celui de référence, et Cp_1 et Cp_2 leurs capacités thermiques.

Dans le cadre de notre étude, l'objectif est de caractériser la restauration qui doit s'accompagner d'un dégagement de chaleur au niveau de l'échantillon écroui par rapport à l'échantillon de référence non-écroui.

Pour notre étude, deux paires d'échantillons ont été prélevés au plus près de la ligne de fusion dans la ZAT gros grains. Leurs dimensions sont $3 \times 6 \times 1,6 \text{ mm}^3$ (Fig. AXI-1), pour une masse globale d'environ 450 g.

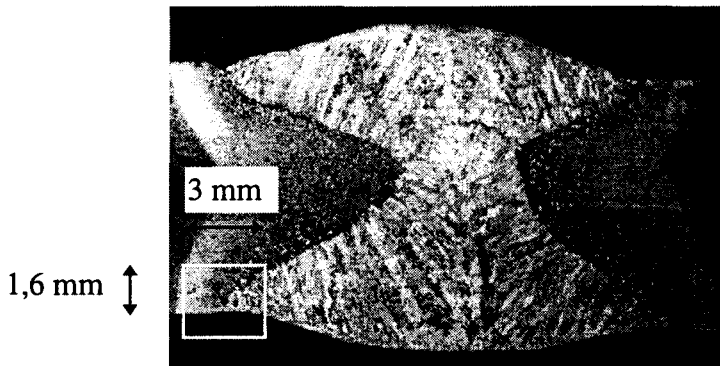


Fig. AXI-1 : Zone de prélèvement d'échantillon sur éprouvette brute

Les échantillons de référence ont été prélevés dans deux joints bruts de soudage, alors que les échantillons qui nous intéressent l'ont été dans deux joints soudés grenailés suivant le traitement C. A noter que la profondeur du grenailage est d'environ 250-300 soit le $1/8^{\text{ème}}$ de l'épaisseur de l'échantillon prélevé (Fig. AXI-1).

Les creusets utilisés pour contenir les échantillons sont en alumine. Dans tous les cas, une montée en température a été consignée de 50°C à 600°C avec une vitesse de chauffage de $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$. L'acquisition du flux thermique différentiel se fait à la fréquence de 0,5 Hz au calibre le plus sensible de l'appareil utilisé, en l'occurrence ici, un SETARAM DSC 111 dont la précision est de 1 % sur la mesure du flux thermique.

Une montée en température initiale à 650°C a été effectuée à vide avant l'essai proprement dit et les échantillons ont été soigneusement dégraissés pour éviter tout dégagement de chaleur parasite par formation d'oxydes lors de l'essai.

Les résultats des évolutions du flux thermique rapporté à la masse des échantillons sont donnés pour les deux paires d'échantillons testées sur la figure AXI-2.

Dans les deux expériences, on observe un faible dégagement de chaleur étalé sur une plage de température allant de $\theta_1 = 320^{\circ}\text{C}$ à $\theta_2 = 540^{\circ}\text{C}$ dans le 1^{er} cas et de $\theta_1 = 340^{\circ}\text{C}$ à $\theta_2 = 480^{\circ}\text{C}$ dans le second.

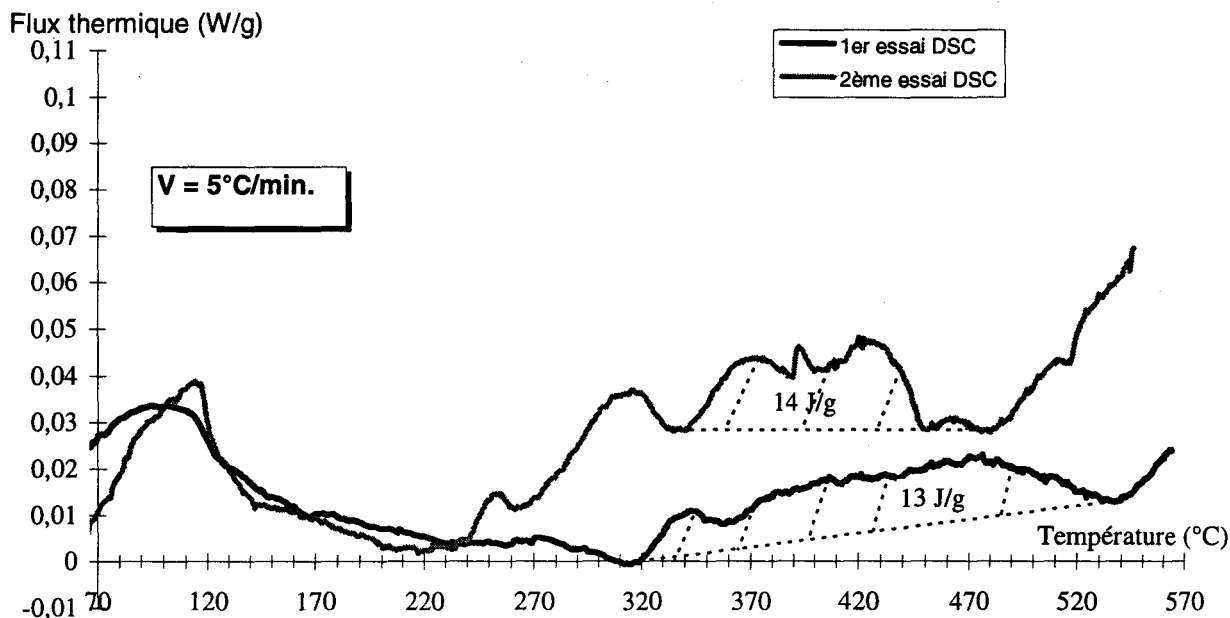


Fig. AXI-2 : Résultats de l'analyse calorimétrique différentielle suivant la série d'échantillons considérée

L'allure de ces courbes est conforme aux travaux de CLAREBOROUGH et al [CLA63] qui ont mis en évidence, dans le cas d'un aluminium fortement déformé, un tel dégagement de chaleur par restauration juste avant le phénomène de recristallisation, ce dégagement se présentant dans leur cas nettement moins étalé que sur nos courbes.

On peut alors penser, d'après la figure AXI-2, que la réaction exothermique qui commence à partir de 540°C pour le 1^{er} essai et 480°C pour le second, correspond à la recristallisation de la ZAT gros grains grenailée.

Le dégagement de chaleur correspondant à la plage de température θ_1 - θ_2 peut donc être attribué au phénomène de restauration et confirme les résultats obtenus par d'autres indicateurs que sont la microdureté ou la diffraction des rayons X.

On peut donc calculer l'enthalpie de la réaction en intégrant le flux thermique au cours du temps.

Elle s'écrit alors : $\Delta H = \int_{\theta_1}^{\theta_2} C_p \cdot dT = \frac{1}{m} \cdot \int_{t_1}^{t_2} \Delta\phi(t) \cdot dt$, où t_1 et t_2 sont les temps correspondant aux

températures θ_1 et θ_2 .

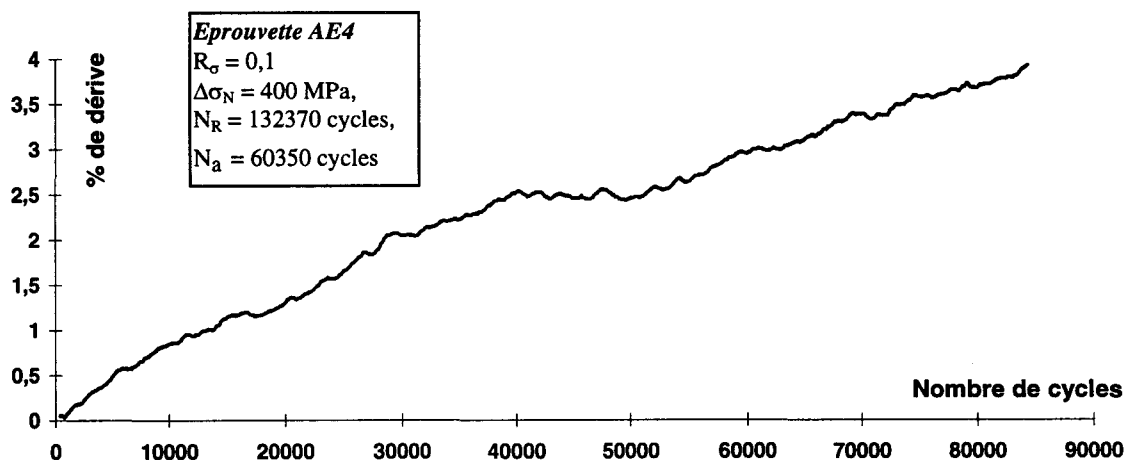
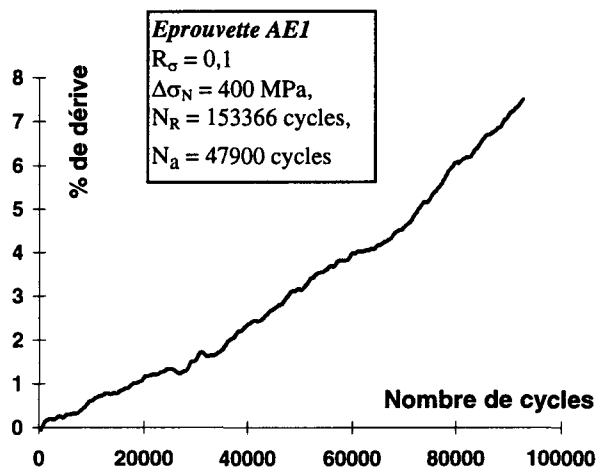
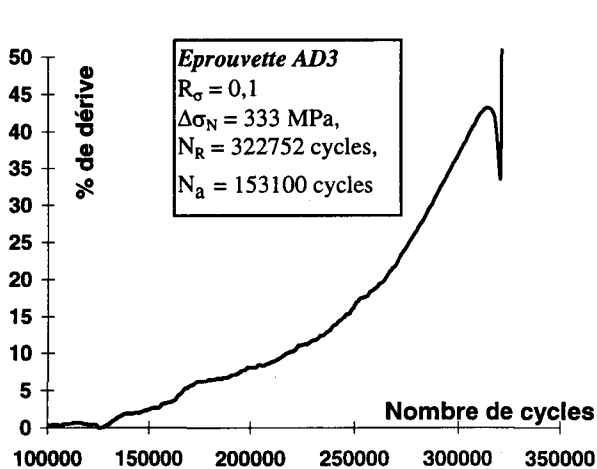
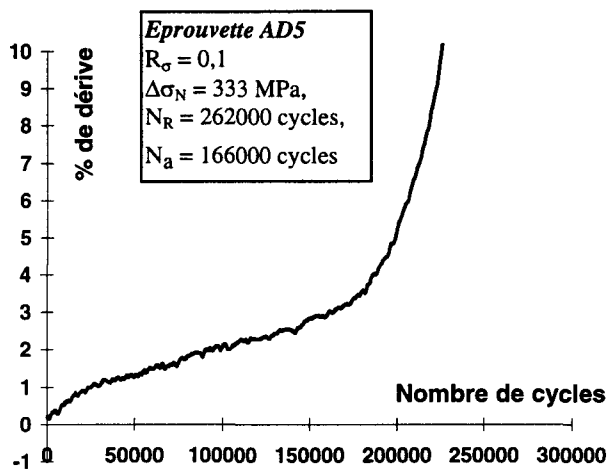
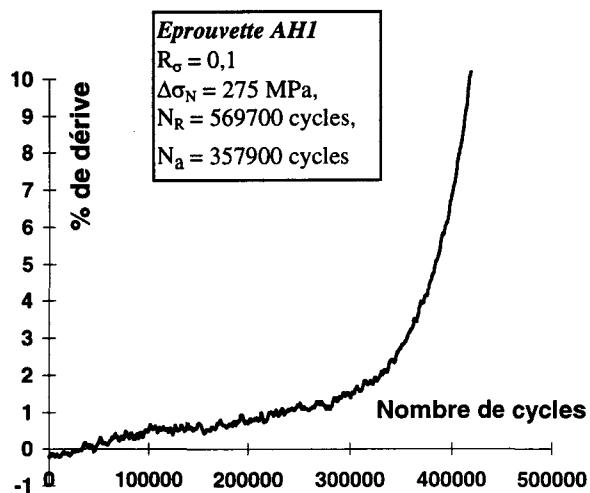
Les résultats indiqués sur la figure AXI-2 montrent que ces enthalpies de réaction sont de 14 et 13 J/g respectivement. Dans ce calcul, la masse de référence prise en compte est évaluée à 56 g, correspondant au volume de matière dans lequel l'écroutissage par grenailage est effectif.

De ces valeurs, on peut conclure que le dégagement de chaleur probablement lié au phénomène de restauration, est très faible et difficilement mesurable avec cette technique d'analyse calorimétrique différentielle. La limite de sensibilité du DSC est ici pratiquement atteinte. L'utilisation de calorimètres plus massifs permettrait peut-être de pallier à ce manque de sensibilité.

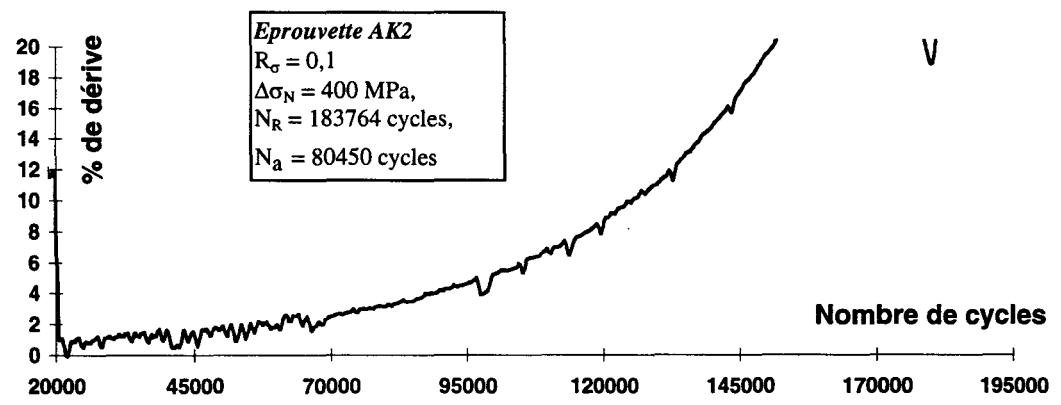
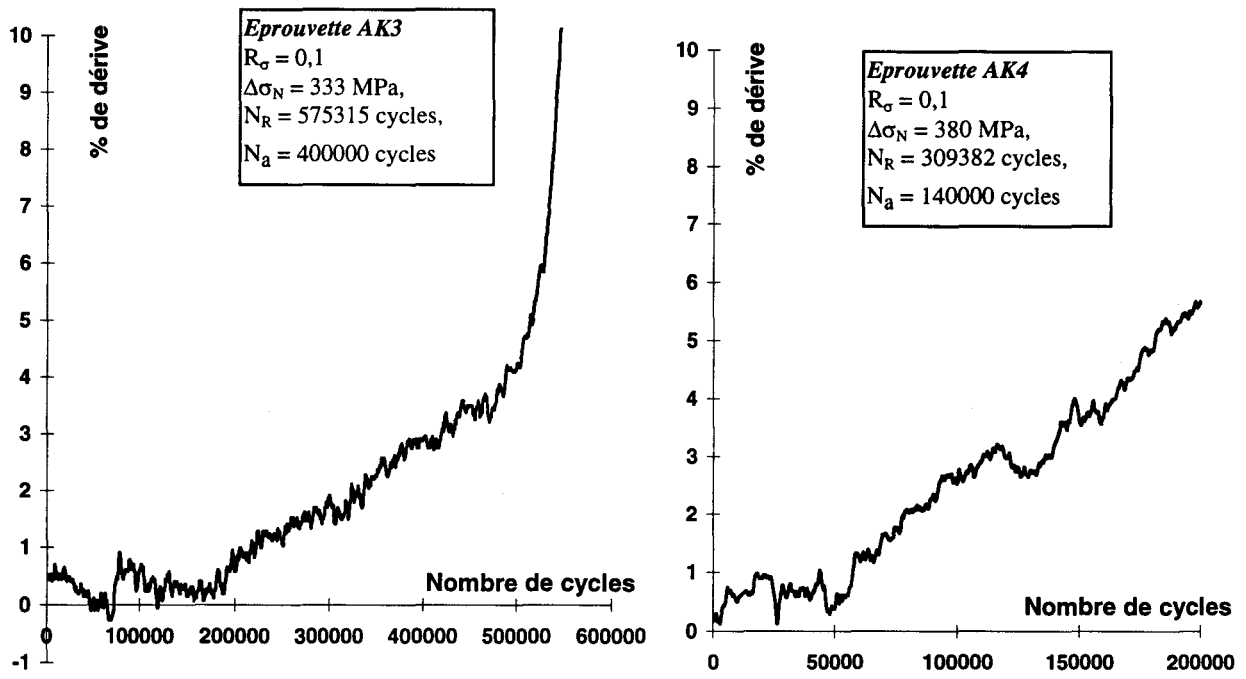
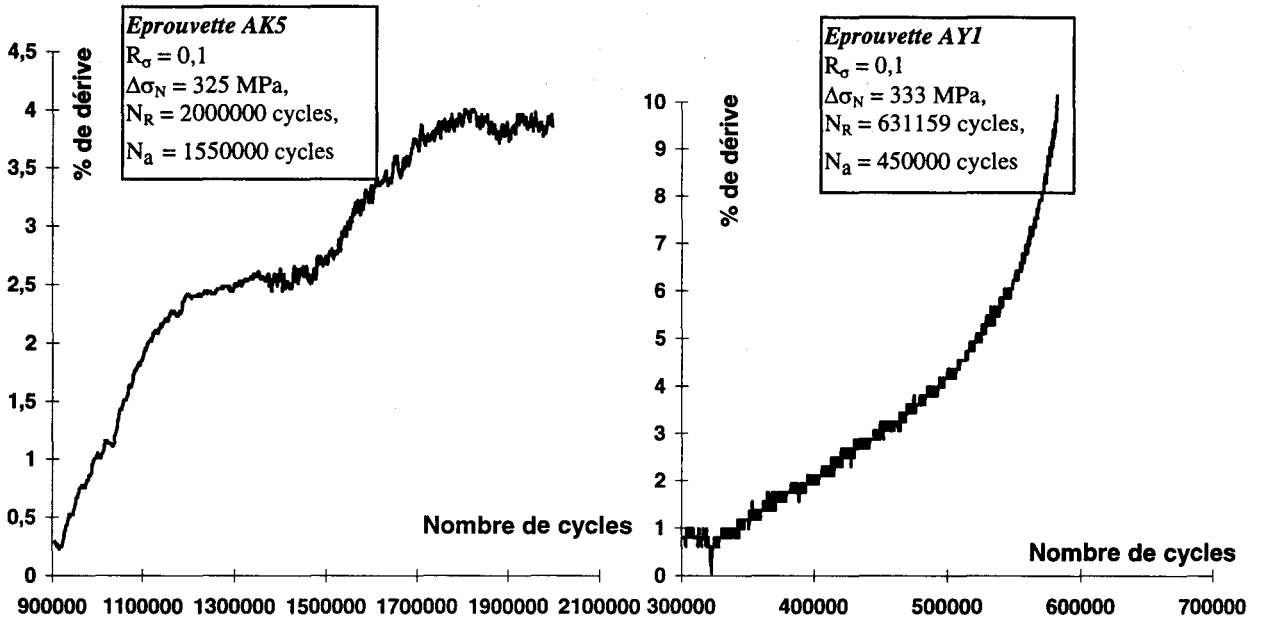
**ANNEXE XIII : Détermination du nombre de cycles à l'amorçage
par la méthode des jauges**

L'objet de cette ANNEXE est de présenter, pour les 3 conditions non-grenillée, grenillée, et grenillée puis restaurée, l'évolution des signaux des jauges les plus affectées par la fissuration qui ont servi à déterminer le nombre de cycle à l'amorçage correspondant à 3 % de dérive.

Cas des éprouvettes brutes de soudage :



Cas des éprouvettes brutes grenillées :



Cas des éprouvettes brutes grenillées et restaurées :

