

50376
1990
297

50376
1990
297

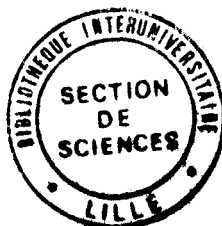
TABLE DES MATIERES

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LE SOUDAGE

ASPECT METALLURGIQUE

I-1	SOUDAGE AVEC FIL FOURRE SANS PROTECTION D'ORIGINE EXTERIEURE	9
I-1.1	Rappel historique	9
I-1.2	Description du procédé fil fourré sans gaz	9
I-2	ASPECT THERMIQUE DE L'OPERATION DE SOUDAGE	10
I-2.1	Cycle et répartition thermiques lors du soudage multipasse	10
I-2.2	Paramètres thermiques et métallurgiques de soudage	12
I-2.3	Définition de la zone affectée par le cycle thermique de soudage	13
I-2.4	Transformation dans la zone affectée thermiquement	14
I-2.5	Microstructures de la zone affectée thermiquement	17
I-3	ACTION DES ELEMENTS MICRO-ALLIAGE SUR LES PROPRIETES METALLURGIQUES DE LA Z.A.T.	19
I-3.1	Fissuration à froid; limitation de la teneur en carbone	19
I-3.2	Influence des éléments d'addition	20
	a- sur la formation de microstructure	20
	b- sur le diagramme T.R.C.	20
	c- sur la courbe dureté-paramètre de refroidissement (HV-Dt)	21
	d- sur la dureté martensitique	21
I-4	CONCLUSION	22



CHAPITRE II

ETUDE METALLURGIQUE

II-1	PRESENTATION DU MATERIAU	24
II-1.1	Les produits de soudage et leurs caractéristiques	25
II-1.2	Réalisation des assemblages soudés	27
II-2	METHODES EXPERIMENTALES	28
II-2.1	Techniques et conditions opératoires	29
II-3	RESULTATS EXPERIMENTAUX D'ETUDES METALLO-GRAPHIQUES	31
II-3.1	Etude macroscopique de la Z.A.T.	31
II-3.2	Etude du métal de base par microscopie optique et électronique en transmission	34
II-3.3	Etude de l'hétérogénéité de la Z.A.T. par microscopie optique et électronique à balayage	35
II-3.4	Etude de l'hétérogénéité de la Z.A.T. par microscopie électronique en transmission	49
II-4	PRESENTATION DES RESULTATS DE LA MICRODURETE	52
II-5	DISCUSSION SUR LES MICROSTRUCTURES OBSERVEES	56
II-6	DISCUSSION SUR LA MICRODURETE DES Z.A.T.	60
II-7	CONCLUSION	63

CHAPITRE III

RESILIENCE

III-1	INTRODUCTION	65
III-2	RAPPEL DU PRINCIPE DE L'ESSAI CHARPY V	65
III-2.1	Description de l'instrumentation Charpy V	66
III-2.2	Dépouillement des enregistrements	67
III-3	INFLUENCE DE DIVERS PARAMETRES SUR LA RESILIENCE DE LA Z.A.T.	69
III-3.1	Influence de la taille du grain	69
III-3.2	Influence des éléments de micro-alliages	70
III-3.3	Influence de la structure	72
III-3.4	Influence du soudage multipasse	74
III-4	CONDITIONS EXPERIMENTALES	75
III-4.1	Prélèvement des éprouvettes	75
III-4.2	Détermination de la microstructure traversée par la fissure	76
III-5	PRESENTATION DES RESULTATS	77
III-5.1	Dépouillement des enregistrements des essais	83
III-6	DISCUSSION	86
III-7	EXAMEN DES FACIES DE RUPTURE	87
III-8	CONCLUSION	91

CHAPITRE IV

TENACITE EXPRIMEE EN COD

IV-1	INTERET DE L'ETUDE DU COD SUR LES ASSEMBLAGES SOUDES	94
IV-2	ECARTEMENT EN FOND DE FISSURE PRIS COMME CRITERE DE TENACITE	95
IV-2.1	Définition du COD	95
IV-2.2	Aspect du diagramme $P=f(V)$; charge - écartement	96
IV-2.3	Mécanisme de déformation à la pointe d'une fissure	97
IV-3	TECHNIQUE UTILISEE POUR MESURER LE COD	98
IV-3.1	Calcul de δ à partir de l'écartement des lèvres de l'entaille	98
IV-4	INFLUENCE DE LA MICROSTRUCTURE DE LA Z.A.T. SUR LE COD	100
IV-5	INFLUENCE DES ELEMENTS DISPERSOIDES SUR LE COD	105
IV-6	CONCLUSION	108
IV-7	METHODES EXPERIMENTALES	108
IV-7.1	Chaîne de mesure	109
IV-7.2	Détermination expérimentale de la valeur critique δ_c du COD	111
IV-7.3	Détermination expérimentale des courbes de calibration	111
IV-7.4	Préparation des échantillons pour mesurer le COD dans la Z.A.T.	112
IV-7.5	Déroulement des essais	113
IV-8	PRESENTATION DES RESULTATS	114
IV-8.1	Courbes de $\delta - da$; détermination de δ_c	114
IV-9	DISCUSSION	119
IV-10	OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES	122
IV-11	CONCLUSION	125

CHAPITRE V

FISSURATION PAR FATIGUE

V-1	PHENOMENE DE FISSURATION PAR FATIGUE	128
V-2	MODELE PHENOMENOLOGIQUE DECRIVANT LA PROPAGATION D'UNE FISSURE	130
V-3	INFLUENCE DES DIVERS PARAMETRES SUR LA FISSURATION	131
V-3.1	Influence de l'hétérogénéité de la microstructure	131
V-3.2	Influence de la taille du grain	135
V-3.3	Influence de la limite d'élasticité	136
V-4	CONCLUSION	138
V-5	RELATION ENTRE dPE_m et C - PARAMETRES DE LA LOI DE PARIS	139
V-6	METHODES DE MESURE DE LA LONGUEUR DE FISSURE	140
V-6.1	Méthode optique (méthode directe)	140
V-6.2	Méthode des jauges	140
V-6.3	Méthode de la compliance	140
V-6.4	Méthode électrique (méthode indirecte)	141
V-7	METHODES EXPERIMENTALES	141
V-7.1	Machine d'essai	141
V-7.2	Préparation des échantillons pour déterminer la vitesse de fissuration dans la Z.A.T.	142
V-7.3	Procédure d'essai	143
V-7.4	Mesure de la longueur de fissure	143
V-7.5	Calcul de la vitesse de fissuration	144
V-8	PRESENTATION DES RESULTATS	145

V-9	DISCUSSION	150
V-9.1	Influence de la microstructure sur la vitesse de fissuration	150
V-9.2	Influence des contraintes résiduelles sur la vitesse de fissuration	152
V-9.3	Corrélation entre m et C paramètres de la loi de Paris	154
V-10	MICROFRACTOGRAPHIE	157
V-10.1	Examen des faciès de rupture de fatigue	157
V-11	CONCLUSION	162
	CONCLUSION GENERALE	163

INTRODUCTION

La ténacité de la Z.A.T. est en grande partie déterminée par sa microstructure. Celle-ci dépend de la composition chimique de l'acier et du cycle thermique de soudage.

La ténacité de la Z.A.T. au niveau du raccordement est un élément essentiel de la fiabilité des assemblages soudés.

Le problème qui se pose est complexe du fait que la Z.A.T. présente un gradient et une hétérogénéité de microstructure en longueur et en largeur encore plus accentués dans le cas de soudage multipasse.

Notre travail a été mené en parallèle avec une étude (qui a fait l'objet d'une thèse) sur le comportement mécanique des cordons obtenus à partir de trois produits de soudage, dont les différents paramètres ont conduit aux trois Z.A.T. différentes.

les trois produits de soudage sont:

- 1- électrode basique LH72 (E7018), soudage manuel
- 2- fil fourré sans gaz avec un apport de nickel (E71T8-K6) soudage semi-automatique
- 3- fil fourré sans gaz sans apport de nickel (E70T7) soudage semi-automatique

Nous avons ainsi étudié:

- l'influence des paramètres de soudage (énergie, nombre et ordre de dépôt de passes) sur la microstructure finale de la Z.A.T.

- l'influence de microstructure sur les propriétés mécaniques de la Z.A.T. telles que:

- * tenue au choc
- * ténacité exprimée par le COD
- * comportement en fatigue (fissuration par fatigue)

L'hétérogénéité de la Z.A.T. nous a amené à parler en terme de microstructure local; ceci dans le cas de progression de la fissure en COD.

Une importante partie de ce travail, consacrée à l'étude métallographique est effectuée à l'aide:

- d'un microscope optique LEITZ et OLYMPUS
- d'un microscope électronique à balayage HITACHI (MEB)
- d'un microscope électronique en transmission TESLA 400B (MET).

Les essais mécaniques ont été réalisés en utilisant:

- un mouton pendule à instrumentation numérique (essai Charpy)
- une machine de flexion 3 points INSTRON sur laquelle nous avons
 - * réalisé l'essai de fissuration par fatigue,
 - * adapté un dispositif de suivi de fissuration par la méthode électrique,
 - * adapté un dispositif pour réaliser l'essai du COD.

Le dispositif du COD a permis de déterminer l'écartement des lèvres de la fissure et le déplacement.

Nous présentons successivement:

- une étude bibliographique relative à l'action des éléments de micro-alliage sur les propriétés métallurgiques de la Z.A.T.
- une corrélation des structures observées avec les propriétés mécaniques de la Z.A.T. telles que:

- * résilience
- * COD
- * fissuration par fatigue

- les techniques expérimentales et les résultats relatifs à chaque type d'essai suivis de discussions et de conclusions.

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LE SOUDAGE

ASPECT METALLURGIQUE

I-1 SOUDAGE AVEC FIL FOURRE SANS PROTECTION D'ORIGINE EXTERIEURE

I-1.1 Rappel historique

Le développement des fils fourrés sans gaz destinés au soudage est récent. Le brevet déposé en 1946 par DANHIER n'a connu que vers 1960, un essor industriel aux Etats-Unis.

En Europe Occidentale le développement de ce procédé n'a débuté que vers 1970.

I-1.2 Description du procédé fil fourré sans gaz

Le soudage avec des fils fourrés est un procédé semi-automatique qui utilise un fil comme électrode sans protection d'origine extérieure. En effet, c'est une électrode inversée continue. Cette électrode (Fig.I-1) est constituée par une enveloppe métallique (généralement feuillard en acier doux) à l'intérieur de laquelle est introduit un flux solide dont les rôles sont analogues à ceux de l'enrobage d'une électrode pour soudage manuel (Réf.I-1).

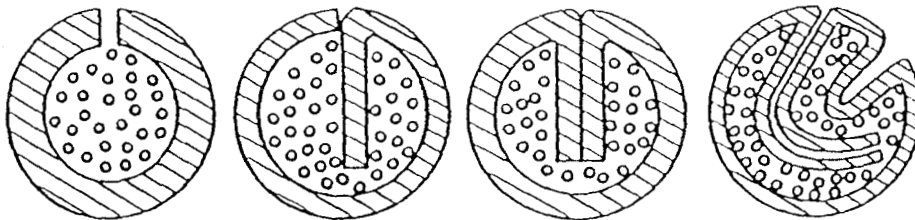


Figure I-1: Différents types de fils fourrés. (Réf.I-1)

I-2. ASPECTS THERMIQUES DE L'OPERATION DE SOUDAGE

Le soudage est un processus qui nécessite un apport important d'énergie pour obtenir des températures très élevées en un temps très court.

On classe usuellement l'apport d'énergie en deux catégories:

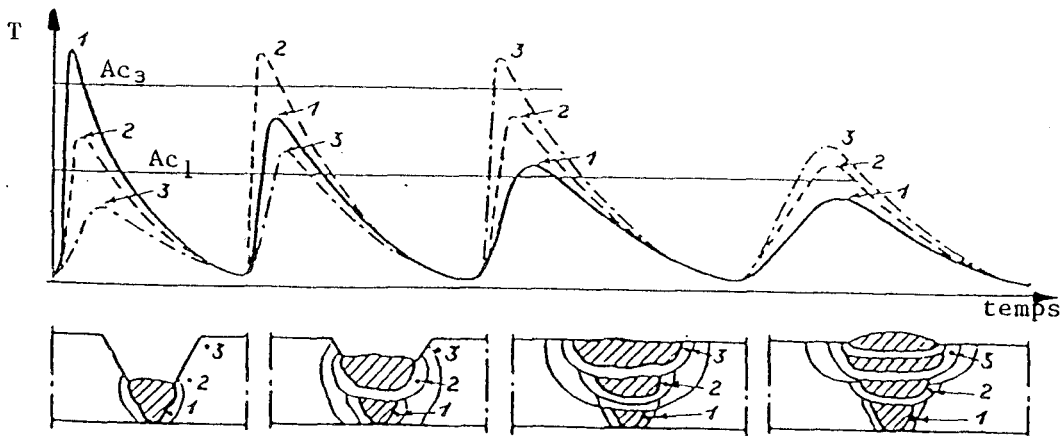
- le soudage dit à "faible énergie" : $E < 30 \text{ kJ/cm}$
- le soudage dit à "forte énergie" : $E > 30 \text{ kJ/cm}$

Dans un très large intervalle de températures allant de la température ambiante jusqu'aux températures de vaporisation du métal, il se développe différentes actions physiques et chimiques telles que:

- la fusion du métal de base et du métal d'apport,
- les réactions chimiques dans un bain liquide, échange métal-laitier
- la cristallisation du métal fondu,
- les modifications de structure et de volume dans le métal déposé et dans le métal de base au cours du chauffage et du refroidissement.

I-2.1 Cycle et répartition thermique lors du soudage multipasse

Le cycle thermique concerne la variation de température en un point donné de la soudure ou de la zone avoisinante en cours de soudage.

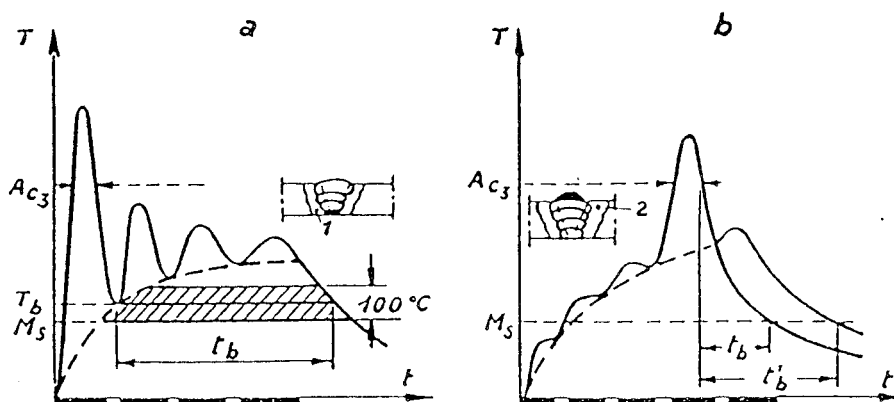


1,2,3 - positionnement des thermocouples

Figure I-2: Modification de l'action thermique en fonction du nombre de passes exécutées(Réf.I-2)

Dans le cas du soudage multipasse, chaque passe exécutée superpose son cycle thermique à ceux des précédentes, provoquant une évolution des structures (Fig.I-2, Réf.I-2) et des propriétés résultantes.

Selon la longueur du cordon, la température entre passes descend ou non jusqu'à la température ambiante (Fig.I-3a,b).



T_b - la température de la zone avoisinant le dépôt de la passe du fond

Figure I-3: Schéma du cycle thermique de la zone avoisinant la soudure lors de dépôts en passes multiples par petits cordons (Réf.I-2).

- a) point 1 avoisinant la passe du fond,
- b) point 2 avoisinant la dernière passe.

Le régime de soudage par petits cordons est caractérisé par deux paramètres dépendants:

- * la quantité de chaleur q/v apportée par unité de longueur et par passe
- * la longueur l de chaque passe.

La longueur de la passe est choisie de façon que la température T_b de la zone avoisinant le dépôt de la passe de fond, au moment de la superposition de l'onde thermique de la passe suivante ne soit pas plus basse que la température du point M_s du début de la transformation martensitique ou d'une température à laquelle serait plus favorable la formation de fissures "froides".

I-2.2 Paramètres thermiques et métallurgiques de soudage

La connaissance du cycle thermique de soudage permet de prévoir les évolutions du métal de base et du métal fondu. Les paramètres les plus couramment utilisés pour caractériser le cycle thermique en condition de soudage sont (Réf.I-3, Fig.I-4):

- le $tr_{800/500}$; temps de refroidissement entre 800° et 500°C , utilisé par l'Institut International de Soudure (I.I.S.).
- le $Dt_{700/300}$; temps de refroidissement entre 700° et 300°C utilisé par l'Institut de Recherches de la Sidérurgie Française (I.R.S.I.D.),
- le $Dt_{300/100}$; temps de refroidissement entre 300° et 100°C utilisé par la plupart des laboratoires japonais,
- le Vr_{300} ; vitesse de refroidissement instantanée à 300°C utilisée par certains aciéristes.

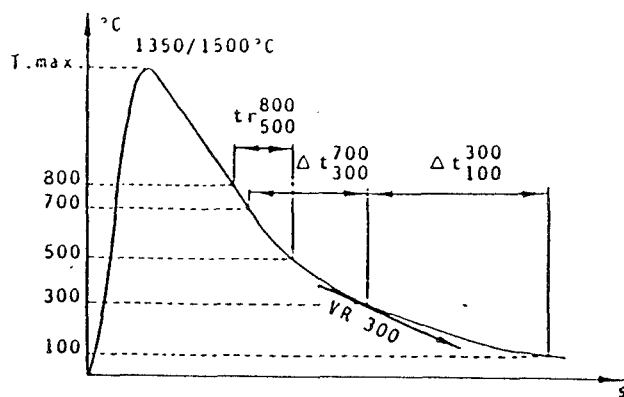


Figure I-4: Cycle thermique de soudage et principaux paramètres de refroidissement. (Réf.I-3)

Du point de vue métallurgique, le cycle thermique, près de la ligne de fusion se traduit chronologiquement par:

- l'austénitisation de la structure initiale,
- la mise en solution des précipités,
- la croissance du grain austénitique,
- la transformation de l'austénite en refroidissement continu.

La figure I-5 schématise le cycle thermique près de la ligne de fusion (Réf.I-4).

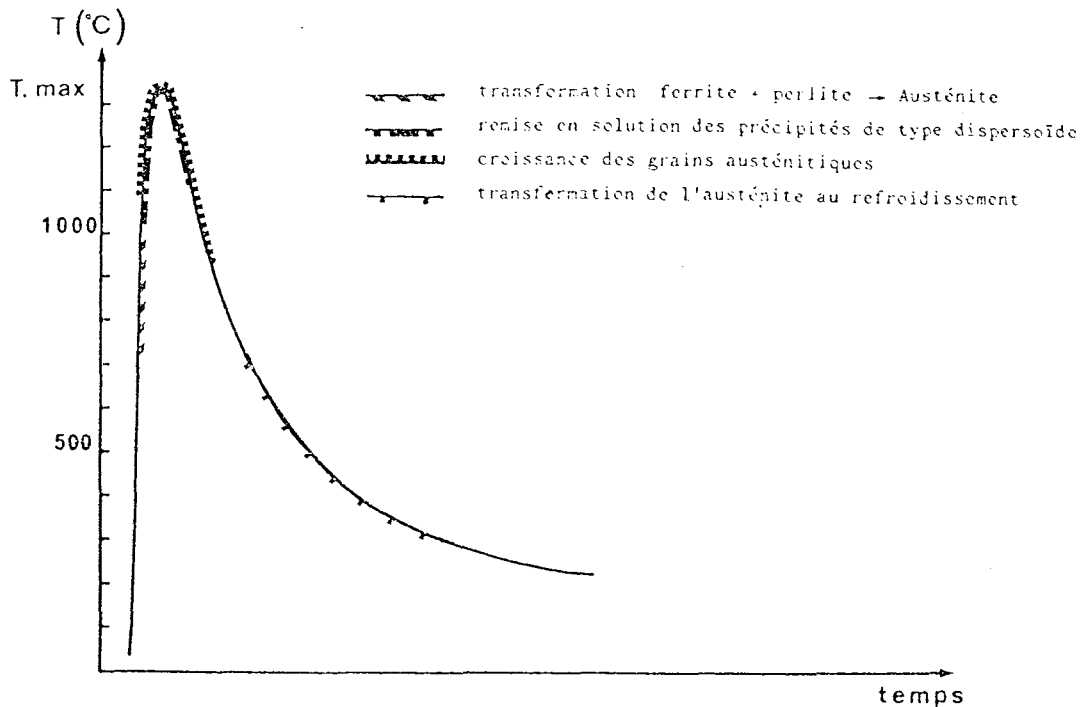


Figure I-5: Cycle thermique et transformations métallurgiques le long de la ligne de fusion (Réf.I-4).

I-2.3 Définition de la zone affectée par le cycle thermique de soudage

On rencontre trois termes pour désigner la zone où le cycle thermique du soudage provoque des modifications structurales du métal de base, au voisinage du métal fondu:

- Z.A.T. : Zone Affectée Thermiquement,
- Z.A.C. : Zone Affectée par la Chaleur,
- Z.T.A. : Zone Thermiquement Affectée.

Par la suite nous utiliserons uniquement le terme Z.A.T.

I-2.4 Transformations dans la Z.A.T.

La cinétique de chauffage propre au soudage (montée rapide jusqu'à la température de fusion), conduit à des décalages importants des points A_{C1} , A_{C3} par rapport aux niveaux considérés habituellement (Réf.I-5).

A titre d'exemple la figure I-6 relative à l'acier 34Cr Mo4, donne les décalages des points A_{C1} et A_{C3} en fonction de la vitesse de chauffage.

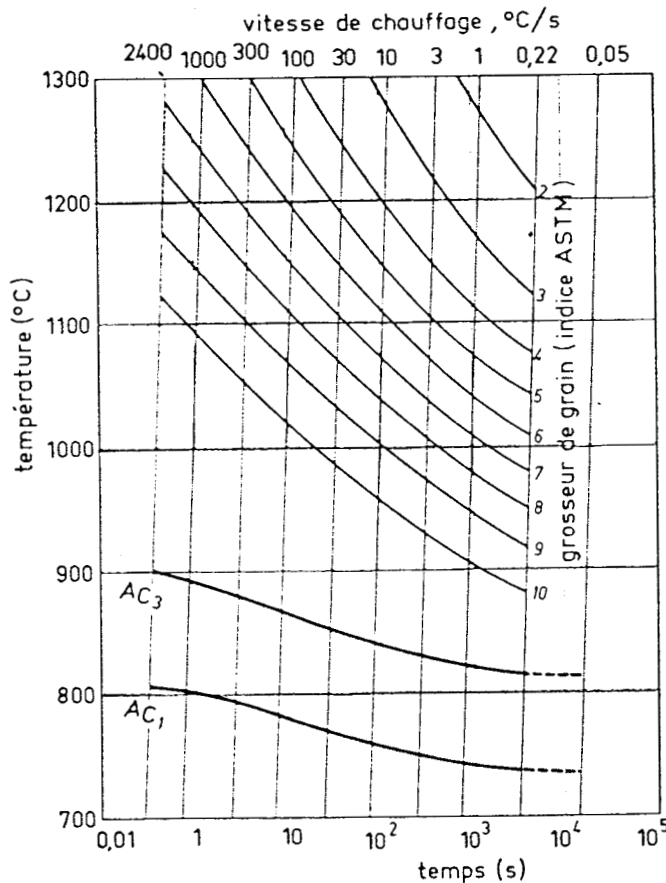


Figure I-6: Diagramme de transformation en chauffage continu de l'acier 34CrMo4 (0.34%C, 1.07%Cr, 0.17%Mo) (Réf.I-5)

Les courbes permettent de déterminer les températures et les vitesses de chauffage conduisant à un grain austénitique de même taille. Elles montrent que le grossissement du grain n'intervient qu'à des températures de plus en plus élevées lorsque la vitesse de chauffage augmente.

Il est donc nécessaire de définir des courbes T.R.C. en condition de soudage. Un exemple de diagramme T.R.C. concernant le soudage en une seule passe est donné sur la figure I-7 (Réf.I-6). La composition chimique de la tôle est proche de celle de l'acier E36, utilisé dans notre étude.

C	Mn	Si	P	S	Ni	Al	Nb	Ti	N
112	1490	470	7	3	429	62	0	20	3

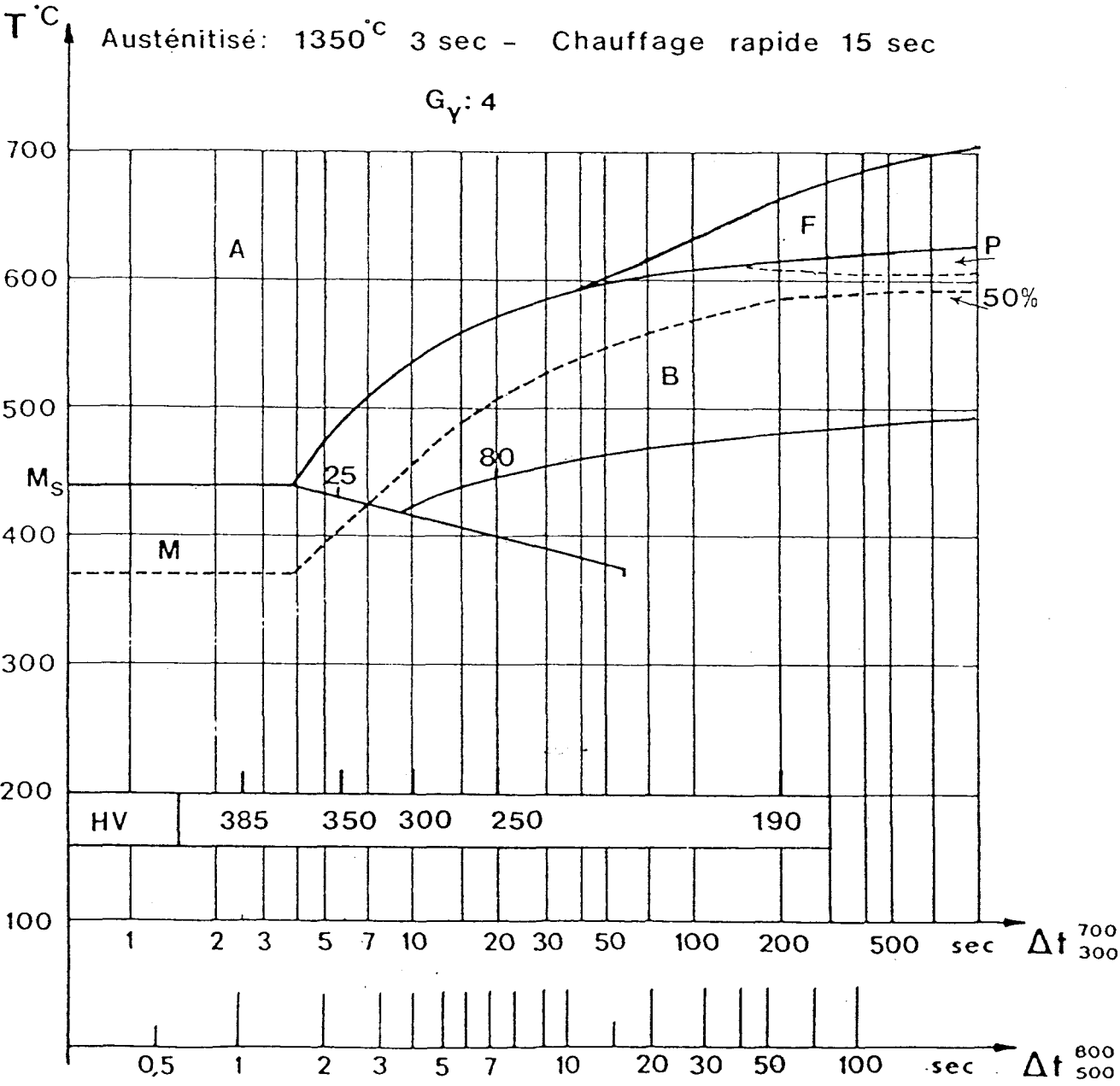


Figure I-7: Diagramme de T.R.C. en condition de soudage (Réf.I-6).

De façon classique les refroidissements les plus rapides conduisent à des structures martensitiques. En allant vers les refroidissements plus lents on rencontre successivement les structures mixtes (mélange de martensite et de bainite), le cas échéant les structures bainitiques et enfin les structures de type ferrite carbures.

La dureté de ces structures décroît depuis les structures les plus trempées (correspondant aux refroidissements les plus rapides) jusqu'à celles correspondant aux refroidissements les plus lents.

La cinétique de refroidissement de la Z.A.T. dépend de la position du point de celle-ci par rapport à la source chaude. Les changements structuraux résultants de l'opération de soudage nous amènent à considérer trois zones (Fig.I-8, Réf.I-7):

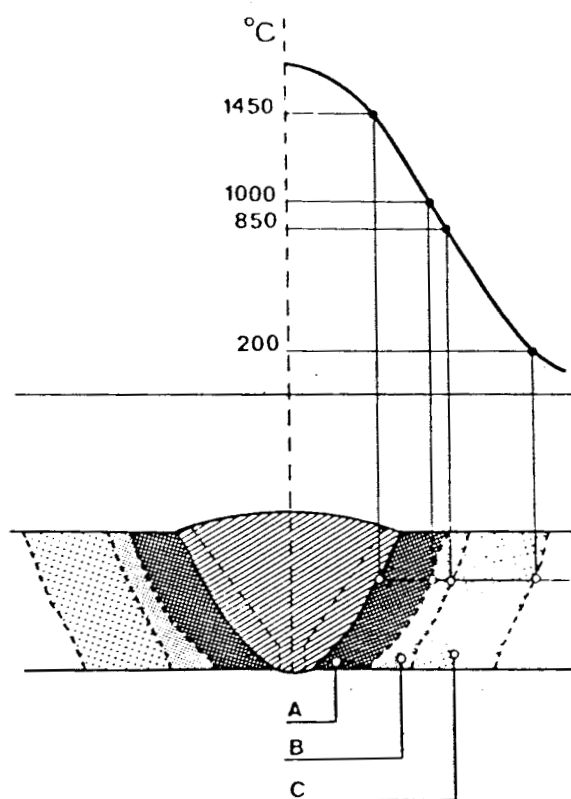


Figure I-8: Zone affectée thermiquement au voisinage d'un cordon de soudure. (Réf.I-7)

- zone A pour laquelle la température maximale est nettement supérieure à A_{c3} .

Dans cette partie la mise en solution des carbures préalablement précipités peut être soit complète, soit incomplète. Au plus près du métal fondu, la température élevée atteinte provoque un grossissement des grains austénitiques (surchauffe). L'épaisseur de cette partie appelée "zone à gros grains" est d'autant plus élevée que l'énergie de soudage est importante. La transformation de l'austénite en refroidissement continu est décrite par les courbes T.R.C., en conditions de soudage (Fig.I-7). La cinétique de refroidissement (DT/Dt) est d'autant plus faible que l'énergie de soudage est élevée.

- zone B dans laquelle la température maximale est comprise entre A_{C1} et A_{C3} .

Dans cette région, l'austénitisation est incomplète; une partie de la structure initiale n'est donc pas austénitisée.

La transformation des grains austénitiques provoque une formation des zones ferritiques à grains très fins.

- zone C dans laquelle la température maximale est inférieure à A_{C1} . Cette zone se divise en deux parties:

- * la première où la température maximale est telle qu'une évolution se produit dans le métal durant l'échauffement (Ex: coalescence de carbures précipités, recristallisation);

- * la deuxième où la température est telle qu'aucune évolution ne se produit. Cette partie conserve donc les propriétés du métal de base.

I-2.5 Microstructures de la zone affectée thermiquement

Dans ce paragraphe nous allons décrire les structures le plus fréquemment rencontrées dans la Z.A.T.

Cette description a pour but de définir le vocabulaire concernant les structures que nous allons utiliser par la suite.

Il existe parfois une certaine ambiguïté quant à la dénomination de microconstituants de la Z.A.T.

Un premier effort de clarification a été fait par Levine et Hill (Réf.I-8) qui distinguent ainsi trois constituants:

- 1.Ferrite aux joints de grain (ferrite proeutectoïde)
- 2.Constituant lamellaire
- 3.Constituants M+A (martensite + austénite)

Dans ce travail nous utiliserons la terminologie retenue par l'I.I.S. et Levine, Hill.

Ferrite proeutectoïde intergranulaire

Cette ferrite est obtenue après refroidissement lent. Elle correspond à des cristaux allotriomorphes de ferrite formés à haute température (650°C) à l'aplomb des joints de grains austénitiques (Réf.I-9). Ces cristaux forment un réseau qui dessine la structure austénitique.

Ferrite proeutectoïde polygonale

Une seconde forme de ferrite proeutectoïde correspond aux cristaux idiomorphes de ferrite ayant germé de manière intragranulaire. Il présente une forme équiaxe de taille importante.

Bainite supérieure

Une structure en lattes résultant de la croissance de cristaux de ferrite à partir de ferrite proeutectoïde ou des joints de grains austénitiques suivant le mécanisme de Widmanstätten, est appelée bainite supérieure. La largeur des lattes atteint 1 μm .

Ce mécanisme s'accompagne d'une diffusion du carbone de l'interface α/γ vers l'austénite. Ceci conduit à la formation de zones interlattes riches en carbone. Le carbone qui subsiste à basse température sous forme d'une microphase appelée M.A.C. est constituée d'austénite résiduelle, de martensite ou de carbures. Suivant les auteurs, la bainite obtenue est appelée "ferrite en lattes avec alignement de M.A.C." ou bainite supérieure en lattes. Le rapport de forme de lattes de ferrite est supérieur à 4.

Bainite inférieure

Aux températures inférieures où la diffusion du carbone est limitée, les structures obtenues sont constituées de ferrites en lattes, dont la largeur est inférieure à 1 μm . Le carbone est en sursaturation dans la ferrite. La présence de M.A.C. est très faible. Cette phase est appelée bainite inférieure.

Martensite

Au vitesse de refroidissement élevées, la transformation de l'austénite conduit à une structure de type martensitique.

I-3 ACTION DES ELEMENTS MICRO-ALLIAGES SUR LES PROPRIETES

METALLURGIQUES ET MECANIQUES DE LA Z.A.T.

I-3.1 Fissuration à froid; limitation de la teneur en

carbone

Pour répondre aux exigences de la construction soudée, les sidérurgistes cherchent à réaliser des aciers ayant à la fois une limite d'élasticité élevée et une bonne résistance à la rupture fragile. De plus, ces aciers doivent être soudables, ce qui impose des limites étroites de composition chimique.

La soudabilité se traduit par l'aptitude au soudage d'un acier par un procédé donné tout en conservant à la structure des caractéristiques de tenue en service satisfaisante.

Carbone équivalent

Ce paramètre que l'on définit généralement à l'aide de la relation adaptée par la sous-commission IXG de l'IIS

$$\%C_{eq} = \%C + \%Mn/6 + \%Cr/5 + \%Mo/5 + \%V/5 + \%Ni/15 + \%Cu/15$$

est utilisé dans le contexte de la fissuration à froid.

On admet généralement que la "teneur équivalente en carbone" ne doit pas dépasser la valeur de 0,42% (Réf.I-10); 0,407 dans notre cas.

La limitation de la teneur en carbone de ces aciers résulte d'un impératif lié aux phénomènes thermiques accompagnant l'opération de soudage.

On aboutit donc à une composition chimique de base qui est la suivante:

0,15 à 0,20 % de carbone, 1 à 1,5% de manganèse.

La fissuration à froid intervient à basse température <200°C. Elle résulte de la conjonction de deux paramètres:

- existence des contraintes apparaissant lors du soudage,
- présence simultanée dans la Z.A.T. d'hydrogène et de constituants structuraux susceptible d'être fragilisés par l'hydrogène.

I-3.2 Influence des éléments d'addition

a - sur la formation de microstructure

Les études de LEVINE et HILL (Réf.I-11) concernant l'effet du niobium sur les microstructures ont montré que celui-ci:

- favorise la formation de structures ferritiques lamellaires (plaquettes orientées vers l'intérieur),
- favorise la formation des structures de ferrite aciculaire, susceptible de germer de manière intragranulaire sur des inclusions ou des précipités,
- réduit la formation de ferrite proeutectoïde le long des anciens joints de grain austénitique (germination intergranulaire).

M.H. THOMAS (Réf.I-12) rapporte une diminution de la vitesse critique d'apparition de la ferrite proeutectoïde de 9°C/s à 1,5°C/s pour une teneur en niobium variant de 0% à 0,04%.

b - sur le diagramme T.R.C.

Une augmentation de teneur en éléments d'addition a en général, pour effet, d'augmenter la trempabilité de l'acier c'est-à-dire de repousser vers la droite les divers domaines structuraux (Réf.I-3).

Un effet semblable d'augmentation de la trempabilité est observé dans la Z.A.T., au fur et à mesure que l'on s'approche de la ligne de fusion, suite à un accroissement de la température d'austénitisation (Fig.I-9). L'augmentation de la taille du grain austénitique confère au métal une forte trempabilité qui conduit à des structures grossières et à des structures de trempes pour les refroidissements les plus rapides.

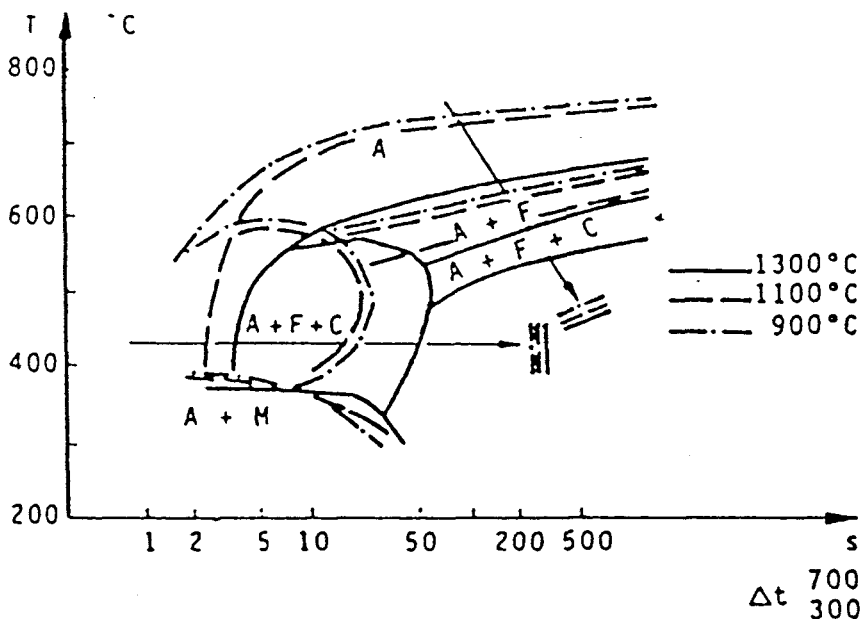


Figure I-9: Effet de la température d'austénitisation sur le diagramme T.R.C. (Réf.I-3).

c - sur la courbe dureté - paramètre de refroidissement (HV,Dt)

La courbe (HV,Dt) en condition de soudage dépend de la composition chimique de l'acier. En général les éléments d'addition tels que C, Mn, Cr, Ni, Mo, augmentent la trempabilité.

Le carbone et le manganèse déplacent la courbe vers la droite, tandis que le niobium et le vanadium réduisent l'inclinaison de celle-ci (Fig.I-10, Réf.I-3).

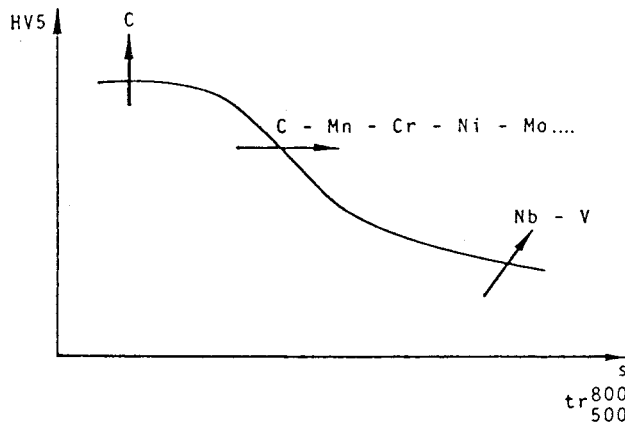


Figure I-10: Influence des éléments de micro-alliages sur la courbe dureté-paramètre de refroidissement (Réf. I-3)

d - sur la dureté martensitique

Le carbone est pratiquement le seul élément qui agisse sur la dureté maximale c'est-à-dire la dureté martensitique. Les résultats concernant des aciers examinés à l'I.R.S.I.D. ($0,06\% < C < 0,21\%$), sont illustrés sur la figure I-11. Ceux-ci s'expriment par la relation suivante:

$$HV = 289 + 930 \%C \text{ (dans notre cas } HV_{\max} = 442)$$

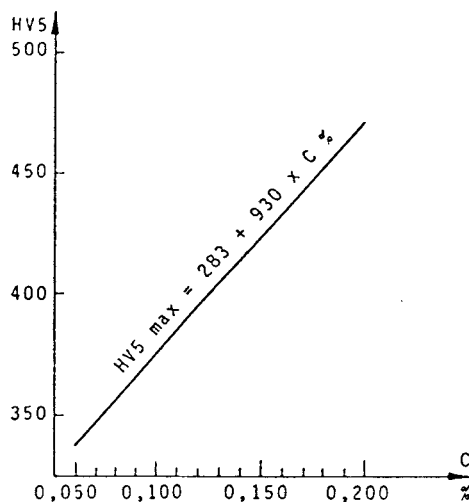


Figure I-11: Effet du carbone sur la dureté martensitique (Réf.I-3).

I-4 CONCLUSION

La structure de la Z.A.T., pour une composition chimique du métal de base donnée, dépend de:

- la température maximale atteinte lors du soudage,
- conditions de refroidissement ($Dt_{800/500}$ ou $Dt_{700/300}$) au point considéré.

Ces deux paramètres sont fonction des conditions opératoires tels que:

- l'énergie de soudage (kJ/cm),
- la température de préchauffage T_p ou la température entre passes (cas du soudage multipasse),
- l'épaisseur de la pièce soudée,
- le nombre de passes avec lequel la soudure est réalisée.

L'augmentation de la température de pic conduit à un grossissement très important du grain austénitique et par conséquent à l'apparition de la structure appelée "à gros grains". Celle-ci occasionne une dégradation de la ténacité de la Z.A.T.

Les éléments de micro-alliages augmentent la trempabilité de l'acier.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- I-1 CUNAT P.J. "Soudage avec fil fourré sans protection d'origine extérieure" Soudage et Techniques Connexes sept.-oct. 1981, pp.319-324.
- I-2 RYKALINE N.N. "Calculs des processus thermiques de soudage", Communication présentée à la Société des Ingénieurs Soudeurs, 1959
- I-3 LIEGEOIS J. "Considérations pratiques sur le soudage et la soudabilité des aciers micro-alliés à haute limite d'élasticité" Soudage et Techniques Connexes sept.-oct. 1980, pp.313-330
- I-4 EASTERLING K.E. "Introduction to the physical metallurgy of welding" Butterworths Edt, 1983
- I-5 CONSTANT A. HENRY G. "Les principes de base du traitement thermique. Transformations au chauffage"
- I-6 I.R.S.I.D. "Courbes dureté / paramètre de refroidissement en condition de soudage", Recueil établi à l'I.R.S.I.D., 1977
- I-7 KERVENSAU de E. GENIER G.R. "Physiologie de l'acier" Edition SEDOM 1972
- I-8 E. LEVINE, D.C. HILL "A review of the structure and properties of metals in columbium or vanadium containing high strength low alloy steel", WRC Bulletin 213, Fév. 1976
- I-9 DUBE C.A. AARONSON H.I. MEHL R.F. "La formation de la ferrite proeutectoïde dans les aciers au carbone" Revue de métallurgie LV, N°3, 1958.
- I-10 THOMAS B.J. "Mécanismes de précipitation des carbonitrides dans les aciers de construction peu alliés" Paris, 21 déc. 1972.
- I-11 LEVINE E. HILL D.C. "Etude de la structure et des caractéristiques des soudures sur aciers à haute résistance faiblement alliés contenant du Nb ou du V" Ibid. pp.20-35 cité dans Document IIS/IIW-684-81 "Synthèse des travaux sur l'influence du Nb sur la microstructure et la ténacité des zones fondues ferritiques" Soudage et Techniques Connexes juillet- août 1982, pp.285-293
- I-12 THOMAS M.H. MICHAL G.M. "The influence of niobium and Nb (C;N) precipitation on the formation of proeutectoid ferrite in low alloy steels" Solid-Solid Phase Transft. 1981, Met. Soc. of A.I.M.E. pp.469-473 Edt H.I. Arronson et al.

CHAPITRE II

ETUDE METALLURGIQUE

II-1 PRESENTATION DU MATERIAU

* Nuance de l'acier utilisé

La tôle utilisée pour réaliser les joints soudés est en acier de type E36 à l'état normalisé de 15 mm d'épaisseur.

La composition chimique et les caractéristiques mécaniques de l'acier sont données sur les tableaux II-1 et II-2.

:	C	:	Mn	:	Si	:	S	:	P	:
:		:		:		:		:		:
:	0.17	:	1.33	:	0.45	:	0.005	:	0.020	:
:		:		:		:		:		:
:	Al	:	Cu	:	Ni	:	Nb	:	Cr	:
:		:		:		:		:		:
:	0.040	:	0.010	:	0.030	:	0.035	:	0.020	:
:		:		:		:		:		:

Tableau II-1 Composition chimique de l'acier E36 en (%).

* teneur en azote n'a pas été donné par le fabricant.

:	Re	:	Rm	:	A	:	KV -40°C	:
:	(MPa)	:	(MPa)	:	(%)	:	(J)	:
:		:		:		:		:
:	421	:	553	:	29	:	128	:
:		:		:		:		:

Tableau II-2: Caractéristiques mécaniques de l'acier E36.

II-1.1 Les produits de soudage et leurs caractéristiques

Les soudures sont réalisées sur l'acier E36 avec trois types de produits:

- électrode basique E7018, soudage manuel,
- fil fourré sans gaz avec apport de nickel, soudage semi-automatique,
- fil fourré sans gaz sans apport de nickel, soudage semi-automatique.

Les produits de soudage et leurs caractéristiques sont donnés sur les tableaux II-3 à II-5.

Produits de soudage	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	KV à -30° (J)
E7018	410-500	500-570	26-32	105-200
E71T8-K6	420-480	500-550	22-32	100-200
E70T7	420-460	560-620	22-25	*

* non déterminé

Tableau II-3: Caractéristiques mécaniques usuelles des produits d'apports
(données par le fabricant)

Produits	C	Mn	S	Si	P	Ni	Cr
E7018	0.085	0.950	0.014	0.350	0.014	0.050	0.030
E71T8-K6	0.080	0.900	0.005	0.040	0.005	0.800	0.030
E70T7	0.25	0.400	0.005	0.700	0.006		

Mo	V	Al	Cu	Nb	H cm 100 ppm	N ppm
0.010	0.005				5	120
0.030	0.005	0.730			5	120
		1.600			5	120

Tableau II-4 : Composition chimique des produits de soudage.

: Produits :	Taux de dépôt :	:	:
: de :	(Kg/h) :	:	Utilisation :
: soudage :	:	:	:
: :	2.8 ; I= 125A :	:	Soudage toute position,
: E7018 :	pour D= 2.15mm :	:	résistance à la fissuration,
: :	:	:	à chaud et à froid.
: :	2.4 ; I= 265A :	:	Soudage toute position
: E71T8-K6 :	pour D= 2mm :	:	(verticale descendante),
: :	:	:	résilience élevée à basse T°.
: :	15 ; I= 600A :	:	:
: E70T7 :	pour D= 2.8mm :	:	Soudage à plat et en corniche
: :	:	:	:

Tableau II-5: Caractéristiques mécaniques d'usage.

II-1.2 Réalisation des assemblages soudés

Les joints soudés bout à bout ont été réalisés à partir de plaques d'acier E36 de 15 mm d'épaisseur et 300 mm de largeur.

Les trois produits de soudage ont été déposés sans préchauffage dans un chanfrein dissymétrique en 1/2 V à 45° :

- * six passes avec électrode basique classique;produit E7018 (Fig.II-1a)
- * cinq passes avec fil fourré sans gaz chargé de nickel;produit E71T8-K6 (Fig.II-1b)
- * quatre passes avec fil fourré sans gaz sans apport de nickel;produit E70T7 (Fig.II-1c).

La température entre passes est de 100 et 150°C.

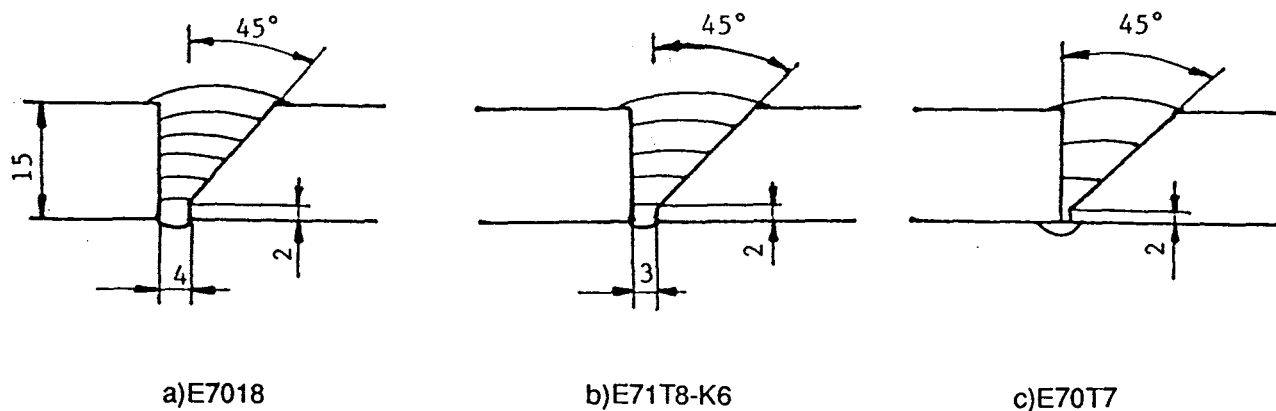


Figure II-1a,b,c: Forme et dimensions des chanfreins.

Les soudures ont été réalisées avec un faible apport d'énergie par unité de longueur (<30kJ/cm). L'énergie brute de soudage a été calculée à l'aide de la relation suivante:

$$E = (U.I.60)/(1000.V) \text{ en kJ/cm}$$

avec

I: intensité de soudage (Ampères)

U: tension de soudage (Volts)

V: vitesse de dépôt du cordon (cm/mn)

L'énergie de soudage est reportée dans le tableau II-6.

Produits de soudage	Première passe	Deuxième passe	Troisième passe	Quatrième passe	Cinquième passe	Sixième passe
	Energie de soudage (kJ/cm)					
E7018	11,5	11,8	12,2	14,9	18,3	22,4
E71T8/K6	20,1	15,6	19,7	22,3	27,3	
E70T7	11,3	19,3	18,3	10,1		

Tableau II-6: Energie de soudage (kJ/cm).

II-2 METHODES EXPERIMENTALES

Pour effectuer l'étude métallographique nous avons utilisé:

- le microscope optique LEITZ
- le microscope optique OLYMPUS
- le microscope électronique à balayage HITACHI (MEB)
- le microscope électronique en transmission TESLA 400B (MET)
- le microduromètre à charge réduite LEITZ

II-2.1 Techniques et conditions opératoires

Nous avons réalisé les macrophotos des cordons de soudure à l'aide d'un microscope optique LEITZ.

Les échantillons ont été prélevés sur une plaque soudée et ensuite polis mécaniquement avec le papier abrasif (240). Pour mettre en évidence le cordon de soudure et la zone affectée thermiquement, ils ont été attaqués au Nital 2%.

Microscopie optique et électronique à balayage

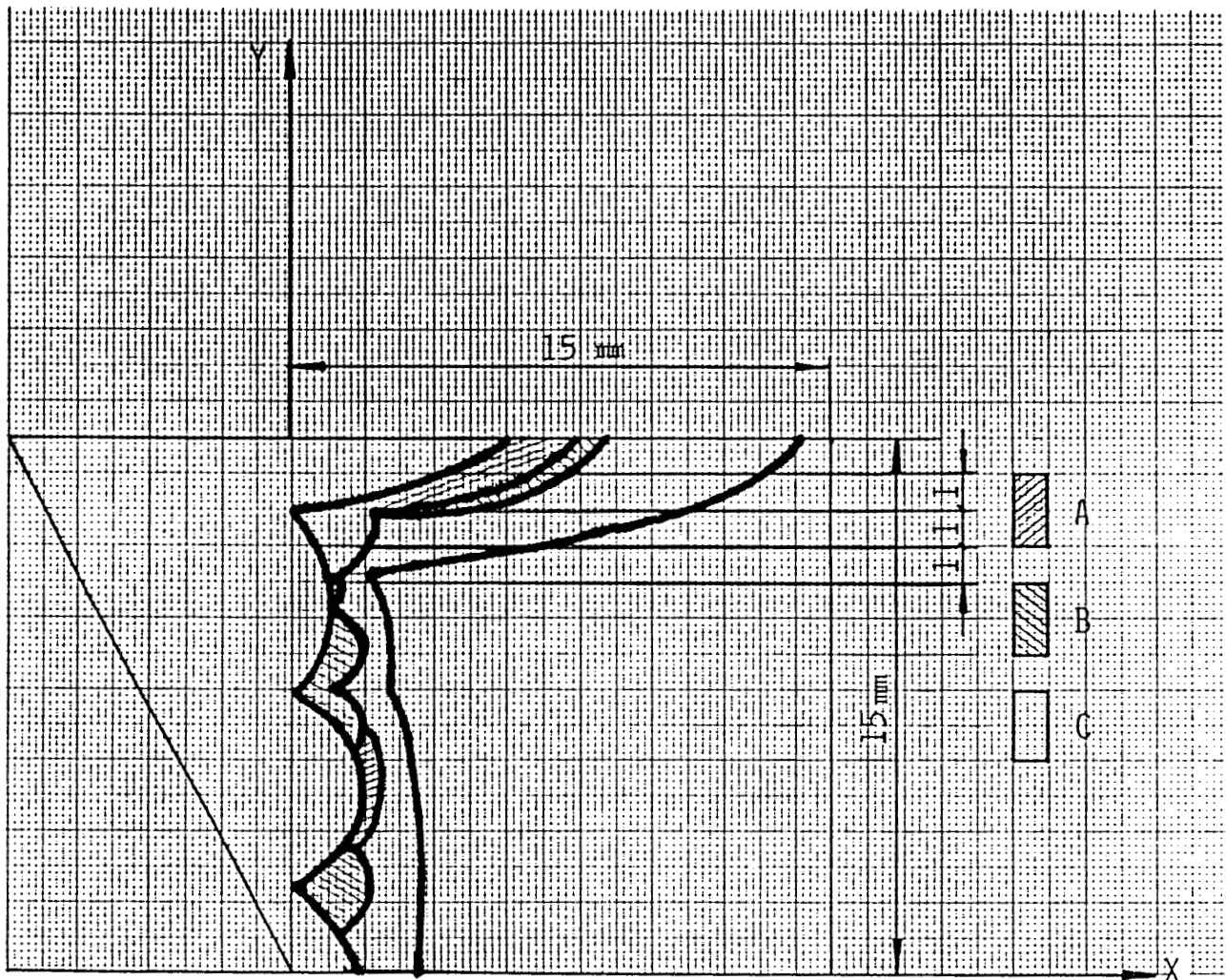
Les observations au microscope optique et électronique à balayage des structures de la Z.A.T., ont permis de les situer par rapport à la ligne de fusion et d'évaluer les pourcentages des microconstituants.

Les échantillons pour les observations microscopiques ont été polis mécaniquement jusqu'à 3 μm et attaqués au Nital 2%.

Afin d'évaluer le pourcentage de différents micro-constituants prédominants dans la Z.A.T., nous avons utilisé la méthode suivante:

A partir d'une surface de référence de 15*15mm et à l'aide d'une vis platine micrométrique, nous avons effectué des mesures successives par balayage suivant l'axe OX et en incrémentant la valeur de Y de 1mm à chaque passage comme le montre le schéma II-2. La précision de la mesure est de 0,1mm suivant l'axe OX.

Ensuite, nous avons rapporté les dimensions de surfaces correspondant à chaque constituant sur un papier millimétré en les agrandissant 5 fois.



- A - zone à gros grains
- B - ferrite polyg., et en lattes
- C - ferrite-perlite affinée

Figure II-2: Schéma représentant la méthode utilisée pour évaluer le % de micro-constituants dans la Z.A.T. du produit de soudage E7018.

Microscopie électronique en transmission

Les observations ont été effectuées sur lames minces à l'aide d'un microscope électronique en transmission TESLA 400B, la tension d'accélération étant de 120kV.

A l'aide d'une scie diamantée, nous avons prélevé dans un sens parallèle à la direction du soudage et à partir de la ligne de fusion, des parallélépipèdes de 0,8mm d'épaisseur à différents endroits de la Z.A.T.(Fig.II-3).

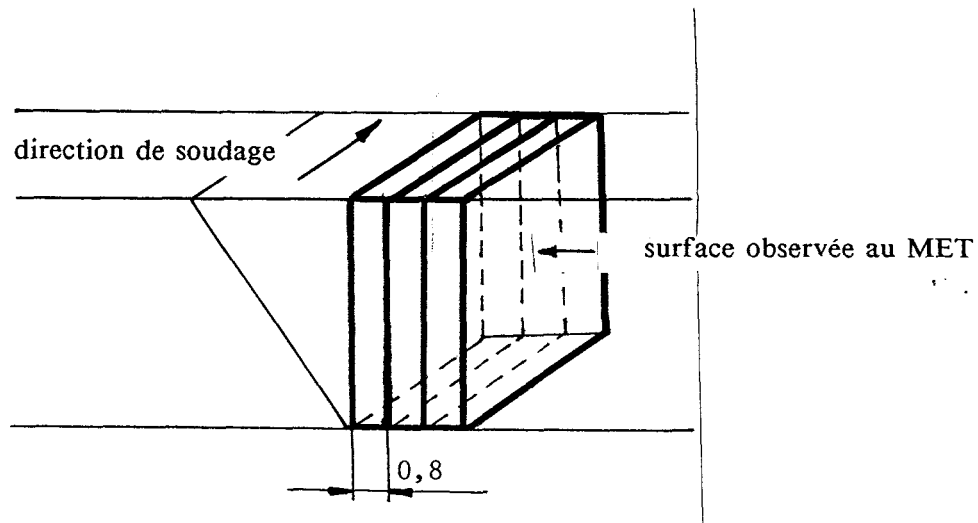


Figure II-3: Prélèvement des échantillons pour lames minces dans la Z.A.T.

Ensuite nous les avons amincies mécaniquement jusqu'à une épaisseur de $50\text{ }\mu\text{m}$, puis estampés sous forme de disques de 3 mm de diamètre. Les disques ont été percés électrolytiquement dans une solution de 10% d'acide perchlorique et 90% d'éthanol, à une température de -30°C .

Microdureté de la Z.A.T.

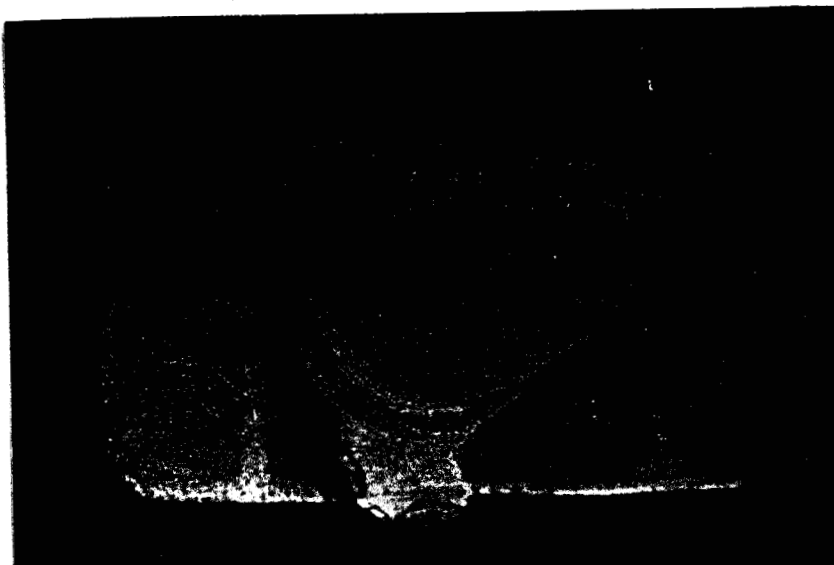
Pour évaluer la variation de la dureté nous avons mesuré à l'aide d'un microduromètre Leitz la microdureté HV dans la bande étroite de la Z.A.T.

La charge utilisée est de 300g . Les déplacements sont faits tous les millimètres selon l'axe OX et tous les $0,3$ à $0,5\text{mm}$ suivant l'axe OY ou selon la variation observée. Les échantillons ont été polis mécaniquement jusqu'à $3\text{ }\mu\text{m}$.

II-3 RESULTATS EXPERIMENTAUX D'ETUDES METALLOGRAPHIQUES

II-3.1 Etude macroscopique de la Z.A.T.

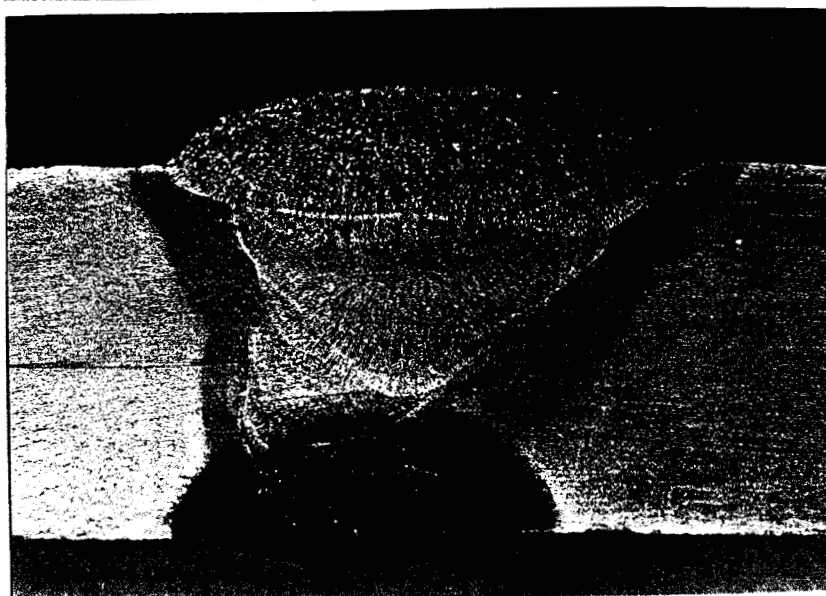
Les photos II-1,2 et 3 montrent les cordons et les Z.A.T. obtenus par les trois produits de soudage.



II-1. E7018



II-2. E71T8-K6



II-3. E70T7

10mm

Photo II-1,2,3: Macrographie des joints soudés.

On distingue aisément orientation de la structure du cordon et des bandes de ferrite-perlite du métal de base qui sont parallèles à la direction de laminage.

Les endroits de la Z.A.T. les plus foncés, correspondent, comme nous le verrons par la suite, à la structure bainitique, ou martensitique matérialisée par les anciens joints de grain austénitique: zone appelée "à gros grains".

La partie grise correspond à un mélange de structures (ferrite polygonale et en lattes), tandis que la plus claire à une structure de ferrite-perlite affinée.

Les macrographies permettent aussi de mesurer l'épaisseur de chaque Z.A.T. Elle vaut respectivement environ 4 et 4,4 mm pour les produit E7018 (6 passes) et E71T8-K6 (5 passes).

La Z.A.T. obtenue en 4 passes avec le produit E70T7 présente une épaisseur 2,5 mm environ.

II-3.2 Etude du métal de base par microscopie optique et électronique **en transmission**

L'observation microscopique de l'acier E36 (la composition chimique est donnée au tableau II-1) montre, d'une part des bandes de ferrite et, d'autre part des bandes de ferrite-perlite à prédominance de perlite (Photo II-4).

La taille moyenne des grains ferritiques est voisine de 12 μm .

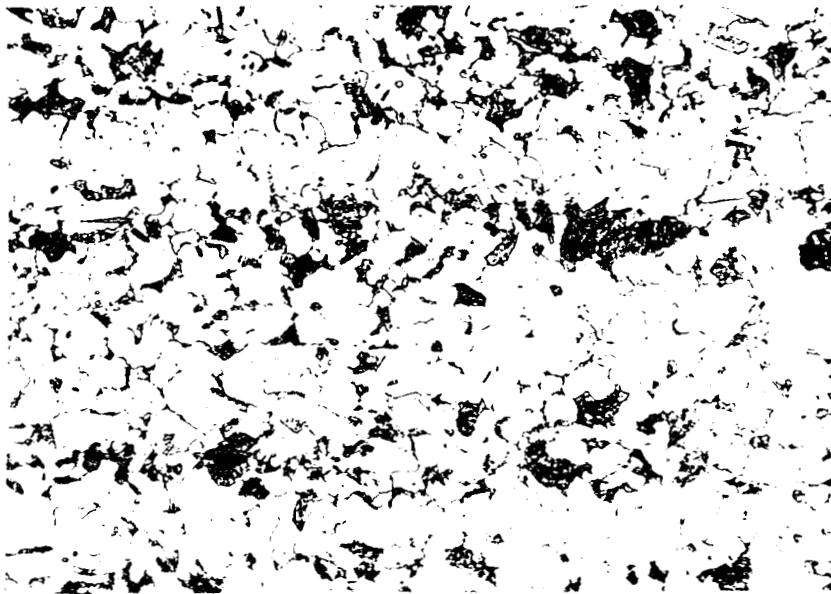


Photo II-4: Structure en bandes du métal de base (Gr.300).

Les examens effectués par microscope électronique en transmission montrent l'aspect lamellaire de la perlite (Photo II-5).



Photo II-5: Perlite en lamelles du métal de base (Gr.30000).

II-3.3 Etude de l'hétérogénéité de la Z.A.T. par microscopie optique et électronique à balayage

Les constituants structuraux de la Z.A.T. portée dans le domaine de surchauffe ($\gg \text{Ac}_3$) sans maintien et ensuite refroidie, n'ont pas une morphologie comparable aux divers produits de décomposition de l'austénite rencontrés dans les aciers de constructions, ayant subi un traitement thermique classique.

Les Z.A.T. des joints soudés réalisés en multipasse avec trois procédés de soudage présentent une structure avec des micro-constituants suivants:

- la bainite granulaire et supérieure avec alignement de M.A.C.
- la ferrite proeutectoïde (polygonale, intergranulaire)
- des agrégats ferrite - carbures
- du mélange de martensite - bainite inférieure
- du constituant subperlitique sous forme de gros précipités qui matérialisent des anciens joints de grain .

*** La Z.A.T. obtenue en 6 passes avec l'électrode**

basique Produit E7018

A partir du pied du cordon en se déplaçant le long de la ligne de fusion, on trouve successivement :

- de la ferrite-perlite sur une longueur de 10,3mm et une largeur de 1,2mm (Photo II-6,7)

- de la ferrite en lattes, résultant de la croissance de grains suivant le mécanisme de Widmanstätten, sur une longueur de 0,5mm. Ce sont des cristaux de ferrite qui se forment à partir de ferrite proeutectoïde ou de joints de grain austénitique (Photo II-8)

- un mélange de la bainite en lattes et de la bainite granulaire sur une longueur de 4,5mm qui matérialisent les anciens joints de grain austénitique (Photo II-9 à II-11); structure appelée à "gros grains".

La longueur des lattes diminue quand on approche de la fin de la Z.A.T.

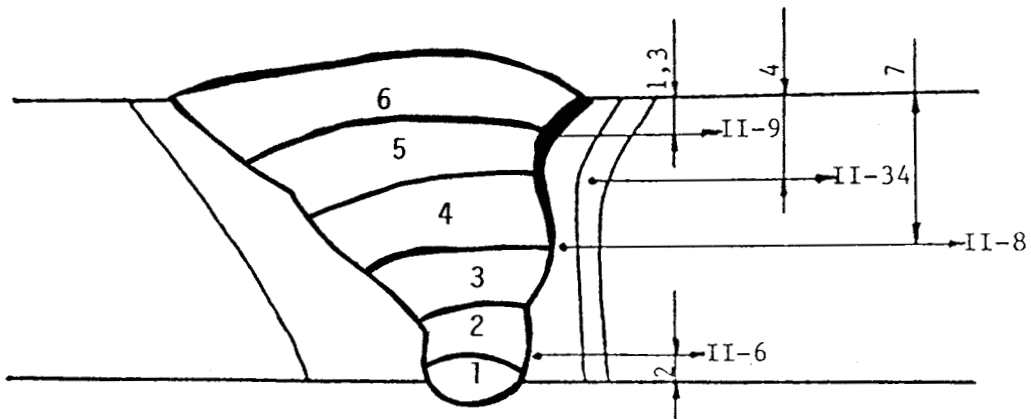
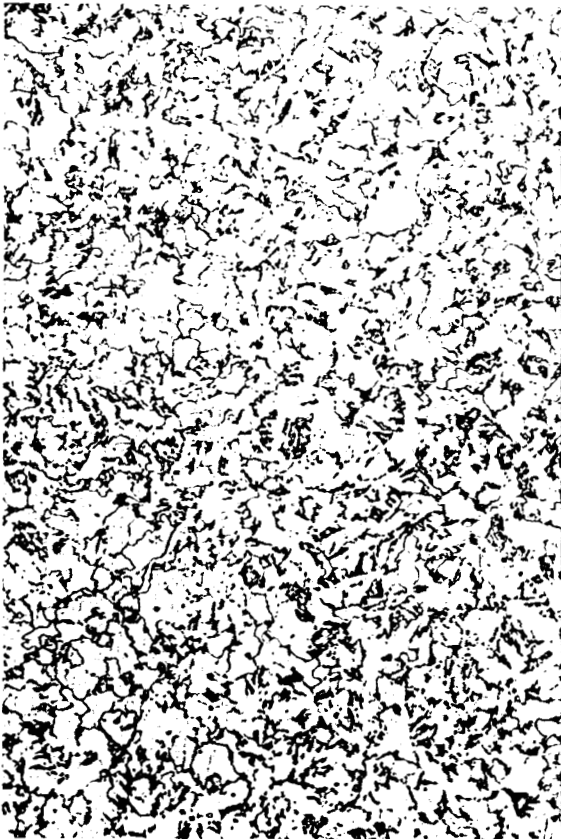


Figure II-4: Prises de vues de photos de la Z.A.T. obtenue en 6 passes avec le produit de soudage E7018.

La partie foncée représente la zone à gros grains.



Gr.600

Photo II-6: Structure de ferrite-carbure



Photo II-7: Détail de II-6 (MEB)



Photo II-8 : Structure de Widmanstätten



Photo II-9 Mélange de la bainite en lattes et de la bainite granulaire Gr.600



Photo II-10, 11 : Détails de la photo II-9

*** La Z.A.T. obtenue en 5 passes avec le produit E71T8-K6**

(fil fourré sans gaz avec un apport de nickel)

A partir du pied du cordon en se déplaçant le long de la ligne de fusion on trouve successivement:

- un mélange de ferrite proeutectoïde polygonale, de plages de perlite sous forme lamellaire et globulaire sur une longueur de 3mm (Photo II-12,13,14),

- de la ferrite composée de plaquettes de Widmanstätten sur une longueur de 1,2mm (Photo II-15,16),

- une structure à gros grains matérialisée par les précipités comme le montre la photo II-17,18.

- un mélange de ferrite proeutectoïde polygonale - aciculaire qui réapparaît sur une longueur de 4,5mm.

- une zone à gros grains sur une longueur de 2,8mm.

A l'intérieur de ces grains on observe soit de la bainite en lattes soit de la bainite granulaire (Photo II-19, 20).

La structure à gros grains, matérialisée par les précipités observés à faible grossissement ressemble à première vue à la perlite fine. Les observations, réalisées avec un grossissement plus important, au microscope électronique à balayage confirment cette hypothèse.

A l'intérieur de ces grains apparaissent:

- * soit des agrégats ferrite - carbure (Photo II-17)

- * soit des plaquettes de ferrite (Photo II-18).

La grosseur du grain diminue au fur et à mesure que l'on s'éloigne de la ligne de fusion. La longueur de cette zone vaut 3,3mm.

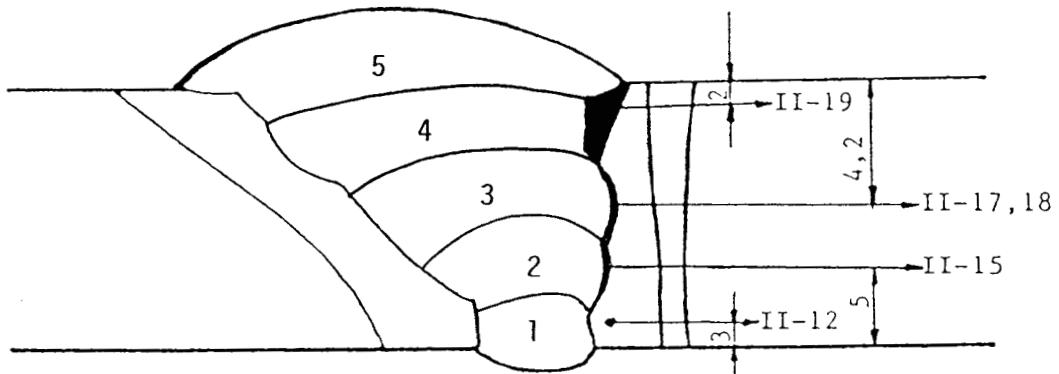


Figure II-5: Prises de vues de photos de la Z.A.T.obtenue en 5 passes avec le produit E71T8-K6.

La partie foncée représente la zone à gros grains.



Photo II-12 : Structure de la Z.A.T. observée sur une longueur de 3mm



Photo II-19: Mélange de bainite



Photo II-14 Détail de II-12



Photo II-15 : Ferrite sous forme de plaquettes



Photo II-16: Détail de II-12



Photo II-17: Précipités sur les joints de grains Gr. 1200

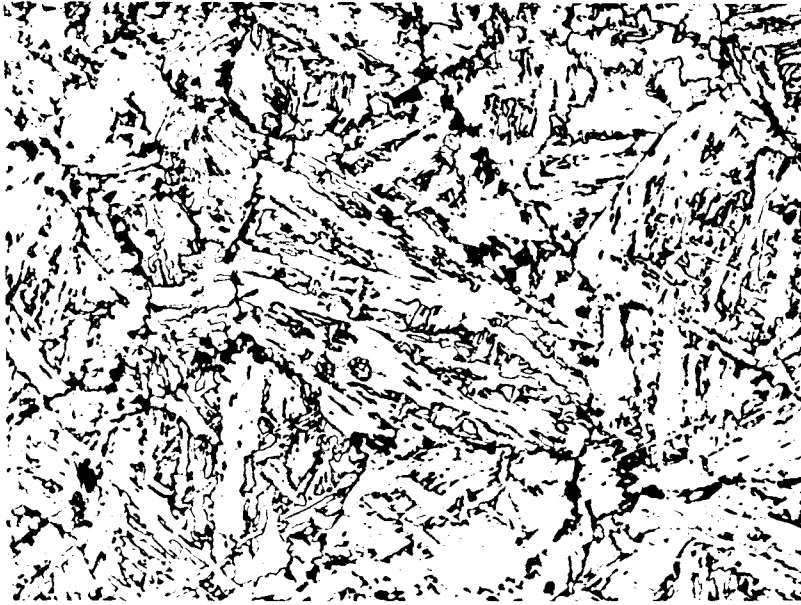


Photo II-18: Joints de grains matérialisés par les précipités avec des plaquettes de ferrite à l'intérieur Gr.1200.



Photo II-19,20: Mélange de la bainite en lattes et granulaire Gr.600.

*** La Z.A.T. obtenue en 4 passes avec le produit E70T7**

(fil fourré sans gaz sans apport de nickel)

A partir du pied du cordon en se déplaçant le long de la ligne de fusion, on trouve successivement:

- un mélange de bainite inférieure - martensite sur une longueur de 3,1mm (Photo II-21 à 23),

- de la ferrite-carbure ayant une forme de grain très irrégulière et dont la taille est plus importante que dans la zone à grains affinés (Photo II-24,25),

- une zone à gros grains avec des précipités de perlite fine sur les de grain (Photo II-26). Comme dans les Z.A.T. précédentes, à l'intérieur, on retrouve soit des agrégats ferrite-carbure, soit de la ferrite en plaquettes,

- un mélange de ferrite (Photo II-27),

- de nouveau, une zone à gros grains matérialisée par les précipités de perlite fine. Cette fois, à l'intérieur de grains on ne rencontre que des agrégats ferrite-carbure,

- de la bainite sur une longueur de 4,3mm. C'est un mélange de longues plaquettes de ferrite qui prédominent et de bainite granulaire (Photo II-28 à 32).

Les zones décrites par la suite se retrouvent dans les trois Z.A.T.. Il s'agit:

- de la zone austénitisée où la température est comprise entre A_{c3} et 1100°C ; elle est principalement formée des agrégats ferrite-carbure, mais on retrouve aussi la ferrite en lattes (Photo II-33). La taille du grain a considérablement diminuée.

- de la zone partiellement transformée où la température comprise entre A_{c1} et A_{c3} conduit à l'austénitisation partielle du métal de base. On voit déjà l'apparition des bandes de laminage avec la ferrite-perlite affinée (Photo II-34)

- d'une zone où l'on retrouve le métal de base.

La plupart des grains perlitiques est sous forme lamellaire.

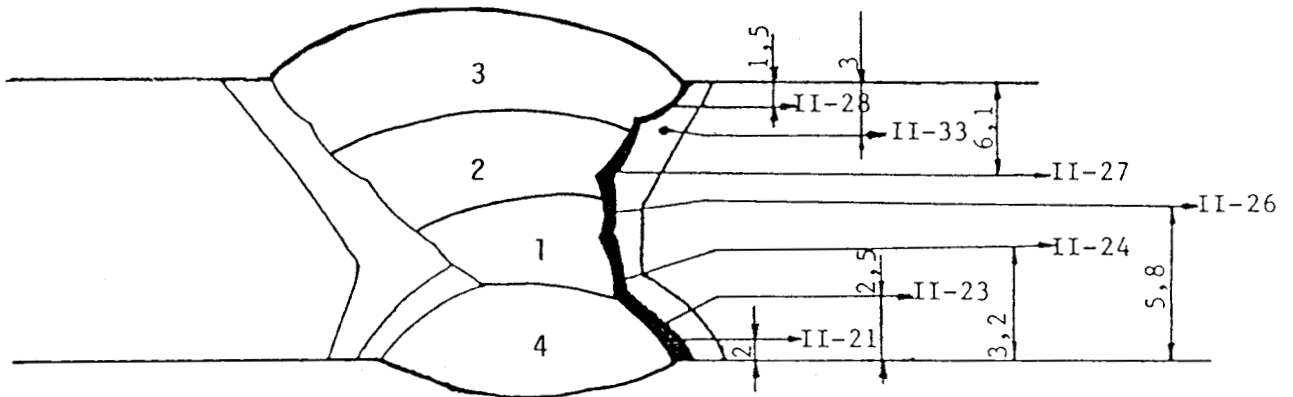


Figure II-6: Prises de vues de photos de la Z.A.T. obtenue en 4 passes avec le produit E70T7.

La partie foncée représente la zone à gros grains.

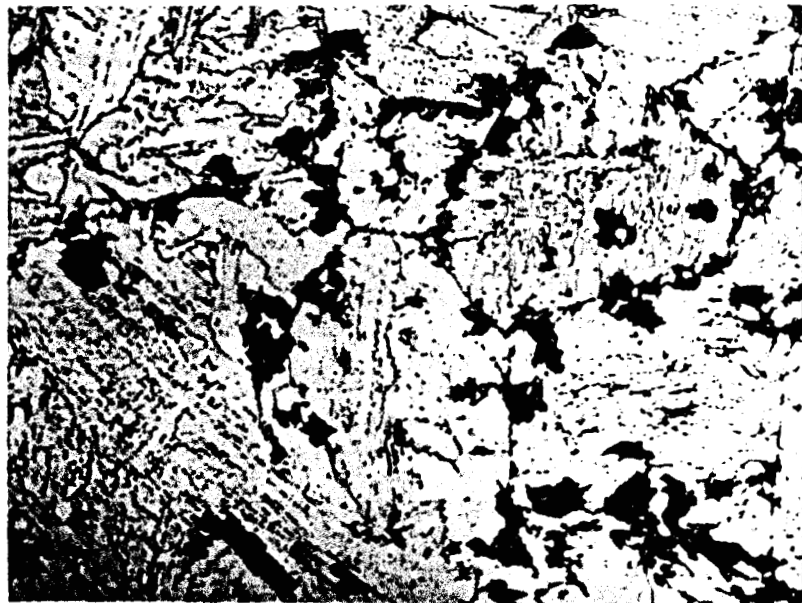
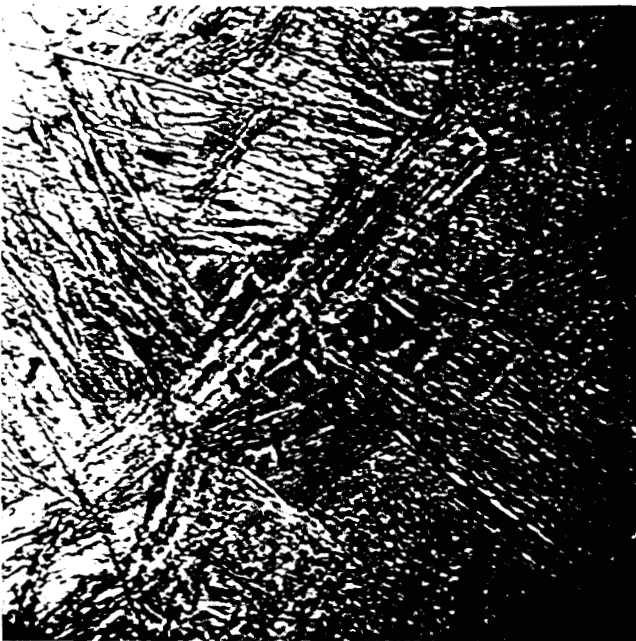


Photo II-21: Structure de la martensite et de la bainite inférieure . (Gr. 1000)

Photo II-26: précipités sur les joints du grain



Photo II-23 :Structure martensitique et bainitique matérialisée par les anciens joints de grains austénitiques

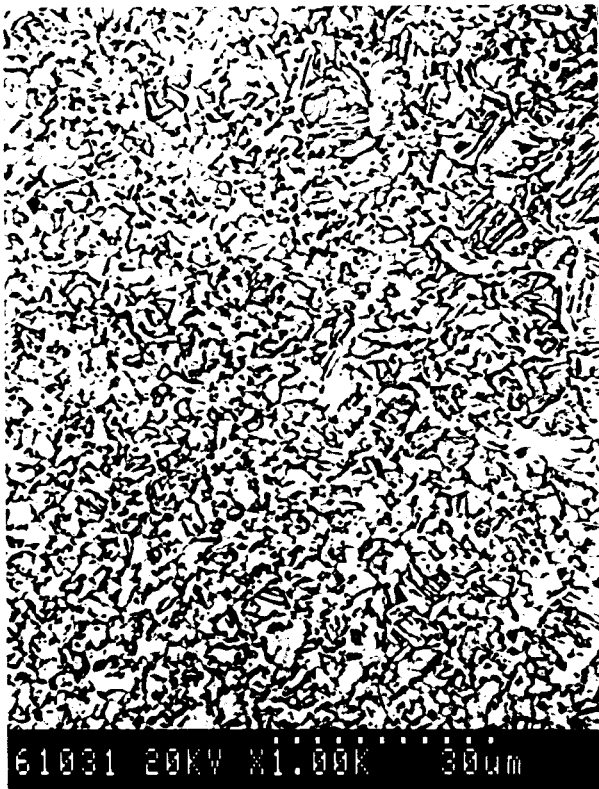


Photo II-24 : Ferrite au contour du grain très irrégulier



Photo II-25 : Détail de II-24



Photo II-26: Précipités sur les joints de grains Gr. 600

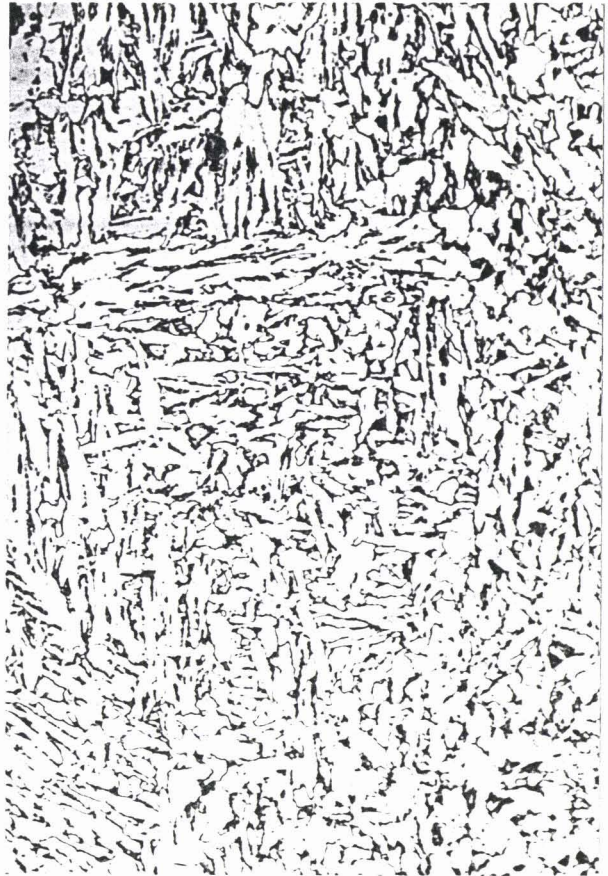


Photo II-27: Mélange de ferrites



Photo II-28: Mélange de la bainite en lattes et de la bainite granulaire Gr. 600



Photo II-29 : Bainite en lattes



Photo II-30 : Détail de II-29



Photo II-31 : Bainite granulaire



Photo II-32 : Détail de II-31



Photo II-33: Structure de ferrite-carbure Gr. 600.

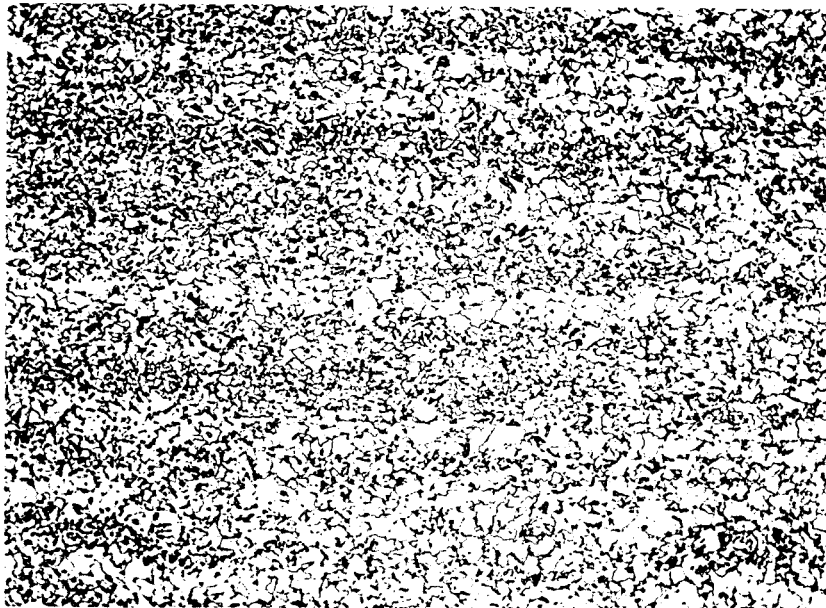


Photo II-34 : Structure en bande de ferrite-perlite affinée Gr. 600.

II-3.4 Etude de l'hétérogénéité de la Z.A.T. par microscopie électronique en transmission

Les observations structurales réalisées par microscopie électronique en transmission confirment l'existence de plusieurs microconstituants dans la Z.A.T.

Compte-tenu de l'hétérogénéité de la Z.A.T., nous n'avons pas réussi à examiner par microscope électronique en transmission toutes les structures observées au microscope optique.

L'exemple de la bainite inférieure observée au MET dans la Z.A.T. obtenue avec le produit E70T7 est donné sur la photo II-35.

De plus cette étude nous révèle la présence d'une double population de précipités dans la Z.A.T. du produit E70T7:

- intragranulaire globulaire à forte densité avec une taille moyenne voisine de $0,01\ \mu\text{m}$ (Photo II-36,37)

- intragranulaire sous forme parallépipédique avec une taille proche de $2,7\ \mu\text{m}$ (Photo II-36,37). La quantité de ces précipités est très faible.

L'indexation du cliché de diffraction nous a permis de déterminer la présence de la cémentite Fe_3C (précipités sous forme parallépipédique). Par contre nous n'avons pas pu trancher quant à la présence du second type de précipités.

Néanmoins, compte tenu du niobium, élément dispersoïde que contient l'acier (0,034%), on peut les assimiler à des carbures ou carbonitrides de niobium.

Dans les grains ferritiques on observe la densité de dislocations très importante (Photo II-38,39), caractéristique d'une Z.A.T.

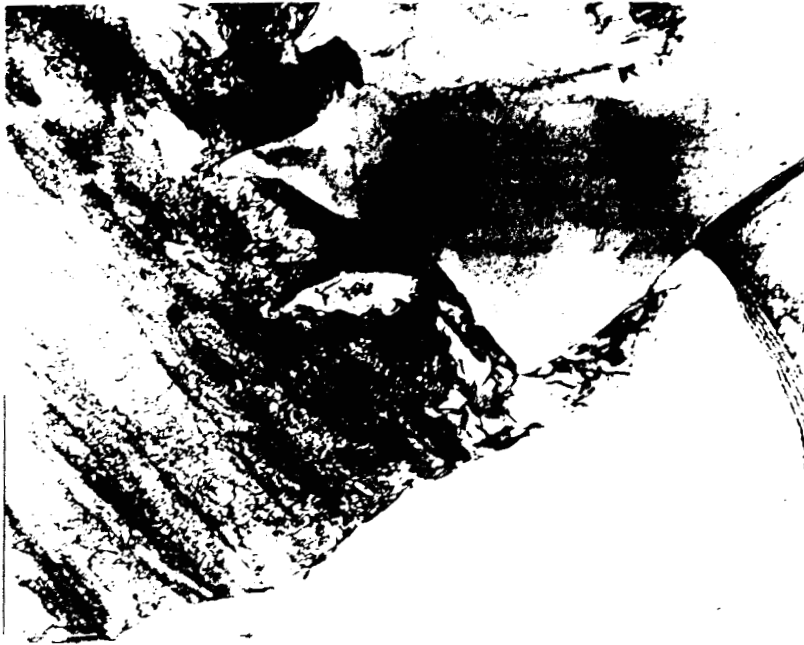


Photo II-35 : Bainite inférieure observée au MET Gr. 20000

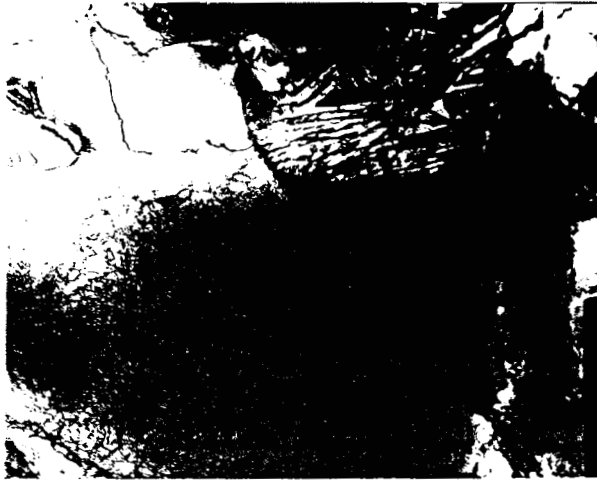


carbure de Nb



carbure de Fe

Photo II-36, 37 : Deux types de précipités Gr. 40000



Gr. 12000

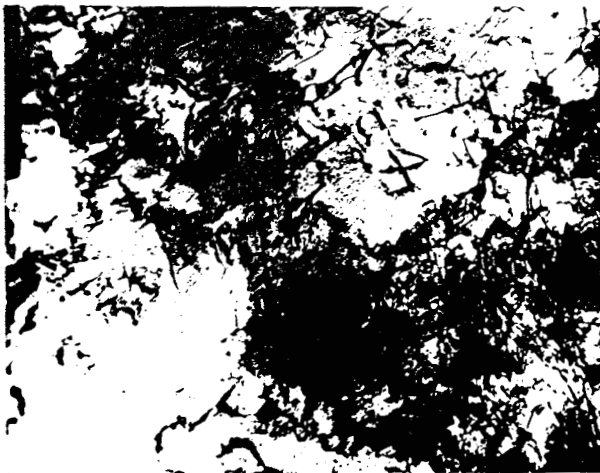


Photo II-38, 39 : Dislocations dans la ferrite Gr. 20000

II-4. PRESENTATION DES RESULTATS DE LA MICRODURETE

Les valeurs de microdureté sont souvent affectées par l'hétérogénéité locale de structure. C'est pourquoi les chiffres retenues sont les moyennes, soit de trois, soit de cinq valeurs les plus élevées, à condition toutefois que l'ensemble soit compris dans un intervalle raisonnable de 20 points Vickers admis par l'I.R.S.I.D.

Les figures II-7,8,9 présentent la variation de la microdureté dans les Z.A.T. de trois procédés de soudage.

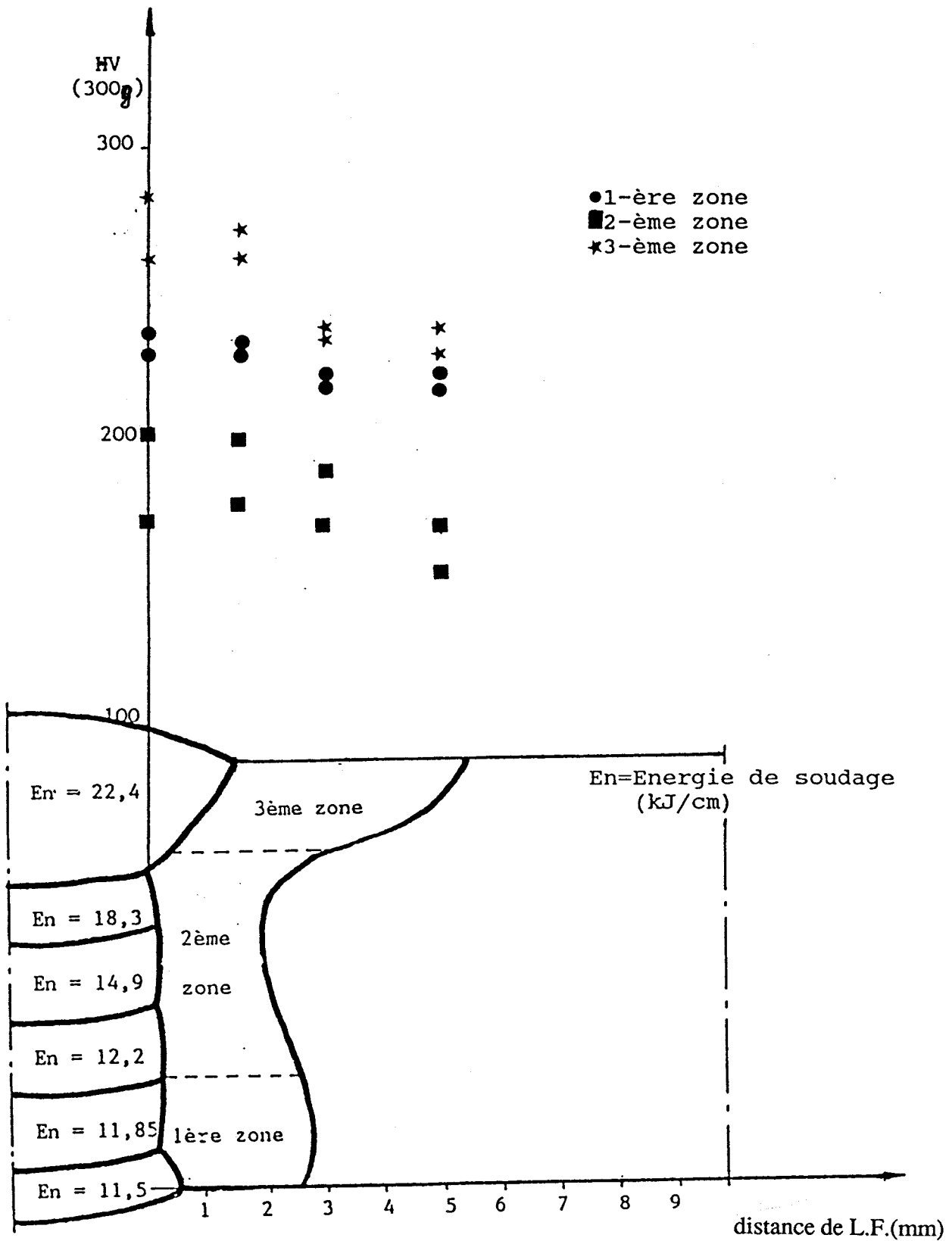


Figure II-7: Microdureté dans la Z.A.T. obtenue en 6 passes avec le produit de soudage E7018.

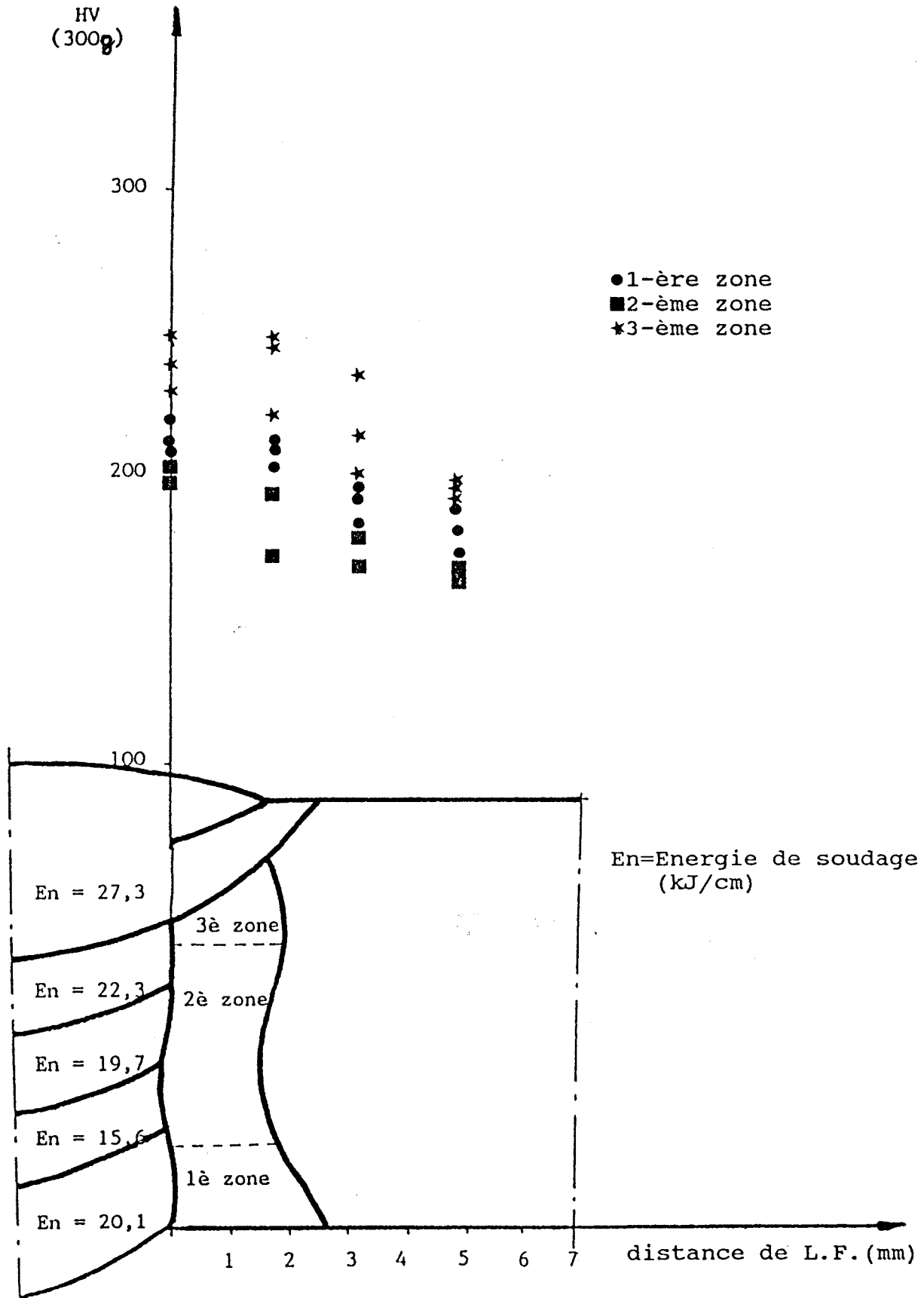


Figure II-8: Microdureté dans la Z.A.T. obtenue en 5 passes avec le produit de soudage E71T8-K6.

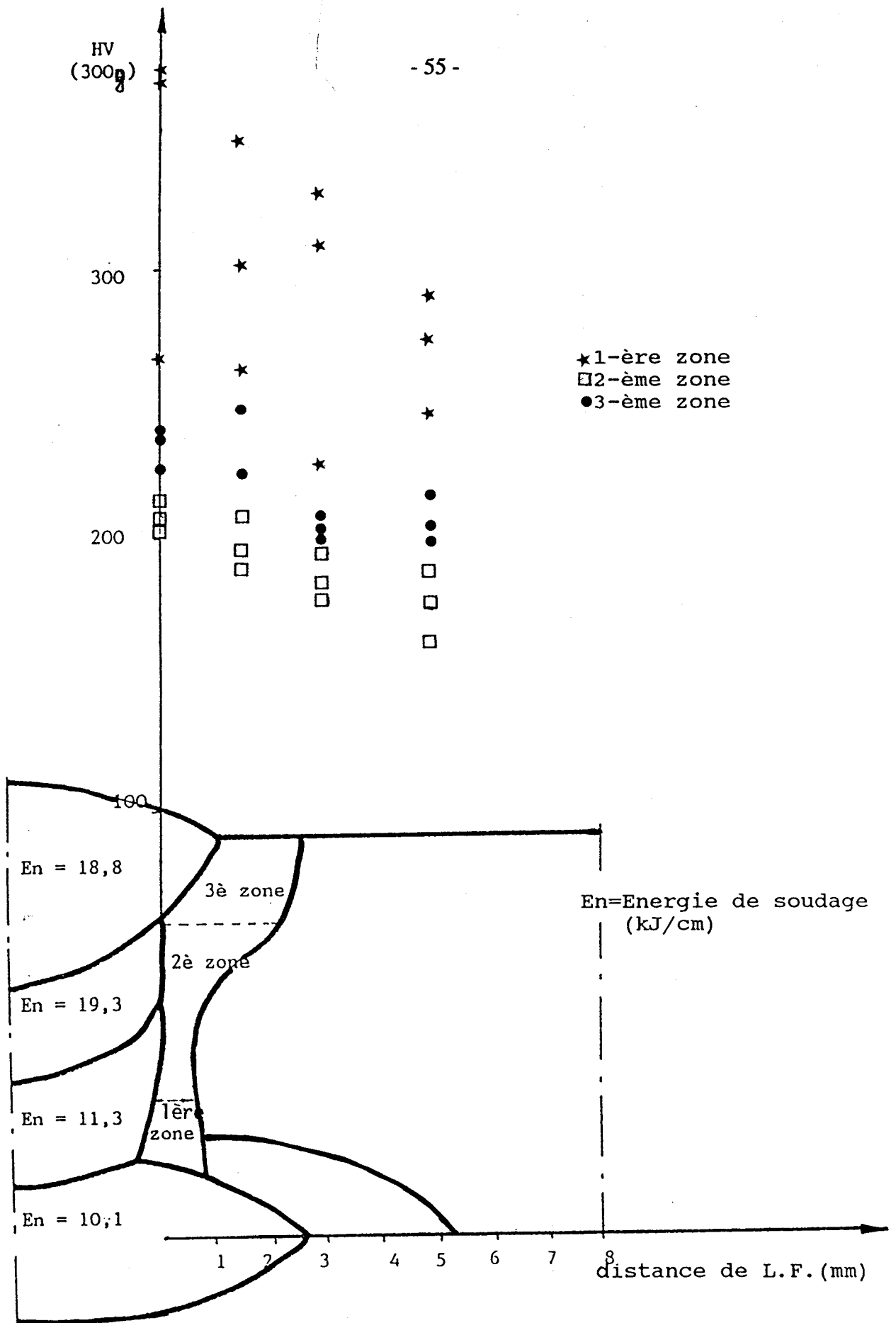


Figure II-9: Microdureté dans la Z.A.T. obtenue en 4 passes avec le produit de soudage E70T7.

II-5. DISCUSSION SUR LES MICROSTRUCTURES OBSERVEES

Les caractéristiques métallurgiques de la Z.A.T. pour une composition chimique et une épaisseur donnée semble étroitement liées à l'énergie de soudage. La structure est très complexe, compte-tenu du nombre de passes avec lesquelles les joints soudés sont réalisés. Chaque passe successive réchauffe la structure austénitisée (ou non) auparavant et provoque ainsi un changement structurale de celle-ci.

Les observations effectuées par microscopie optique et électronique à balayage confirment la complexité de la microstructure de la Z.A.T. réalisée en multipasse.

On constate que la Z.A.T. obtenue en 6 passes avec le produit E7018 est composée essentiellement de ferrite perlite à grain affiné (Photo II-6).

Dans la proportion décroissante on retrouve par la suite:

- la structure de Widmanstätten
- un mélange de la bainite granulaire et en lattes qui accompagne respectivement la 5-ème et la 6-ème passe.

La structure de la Z.A.T. obtenue en 5 passes avec le produit E71T8-K6 contient, en proportion décroissante les composants suivants:

- ferrite polygonale
- bainite supérieure
- structure de Widmanstätten
- précipités qui matérialisent les joints de grain.

La structure de la Z.A.T. obtenue en 4 passes avec le produit E70T7 contient dans l'ordre décroissant :

- ferrite polygonale
- bainite supérieure
- bainite inférieure, martensite
- structure de Widmanstätten
- précipités qui matérialisent les joints de grain.

Nous remarquons que l'augmentation de l'énergie de soudage (augmentation de Dt800/500) et du nombre de passes conduit à des structures dites de trempes intermédiaires (produits E7018, E71T8-K6).

La diminution de l'énergie de soudage dans le procédé Innersild produit E70T7 (diminution de Dt800/500) conduit à des structures citées auparavant et en plus à:

- un mélange de bainite inférieure, martensite avec la prédominance de la bainite
 - une structure de ferrite présentant un contour très irrégulier (Photo II-24,25).
- Ces deux structures accompagnent uniquement la 4-ème passe.

Les structures qui sont matérialisées souvent par les anciens joints de grain austénitique apparaissent dans le domaine de surchauffe où la température atteinte est très supérieure à A_{c3} et où le temps de maintien est le plus long. On les observe dans les trois Z.A.T. mais avec des proportions différentes.

Le tableau II-7 présente le pourcentage approximatif des zones contenant des micro-constituants sur une surface de 15*15mm déterminé par la méthode décrite à la page 35.

La surface correspond avec la hauteur totale de la Z.A.T. et une largeur de 15mm.

Z.A.T. obtenue avec les produits	Constituants lamellaires Martensite (%)	Bainite inférieure (%)	Ferrite polygonale (%)	Ferrite perlite affinée (%)
E7018 (6 passes)	10	-	-	90
E71T8-K6 (5 passes)	12	-	28	60
E70T7 (4 passes)	13	9	24	54

Tableau II-7 : Estimation de proportions de chaque micro-constituant pour la Z.A.T. des trois produits de soudage.

Nous remarquons, que la proportion de la bainite, dans la zone issue de deux dernières passes, est d'autant plus importante que l'énergie de soudage diminue (tableau II-8).

Les valeurs ont été estimées sur une surface de 1,5mm de largeur et de 4mm de hauteur.

ZAT obtenue avec le produit de soudage	Energie de deux dernières passes (kJ/cm)	Bainite (%)
E7018 (6 passes)	41	7
E71T8-K6 (5 passes)	50	4
E70T7 (4 passes)	38	7

Tableau II-8 Estimation en % de la bainite en fonction de l'énergie de soudage dans la zone de la Z.A.T. issue de deux dernières passes.

Comme nous avons pu l'observer, une augmentation de l'énergie de soudage (augmentation température et du temps de séjour) s'accompagne d'une réduction de la vitesse de refroidissement et de la proportion de la bainite.

La zone, issue de la dernière passe, n'ayant pas subi de régénération, conserve la structure bainitique en lattes.

Par contre, la structure qui accompagne l'avant-dernière passe est réchauffée (pendant la réalisation de la dernière passe), ce qui conduit à la formation soit de la bainite granulaire soit de la bainite revenue formée auparavant. La transformation bainitique n'affecte pas tous les grains de manière uniforme.

L'absence de ferrite proeutectoïde sur les anciens joints de grain austénitique (germination intergranulaire) peut-être attribuée à la présence de niobium, qui retarde la formation de la ferrite proeutectoïde au profit de la bainite supérieure. Celui-ci ne germine pas à partir de cristaux de ferrite proeutectoïde mais directement sur le joint de grain austénitique (Réf.II-1).

Le mécanisme métallurgique qui explique l'influence du niobium sur la non formation de ferrite proeutectoïde est donné au chapitre I 3.2c.

Dans la Z.A.T. du procédé de soudage E70T7 et E71T8-K6 on observe un constituant sous forme de précipités sur les anciens joints de grain austénitique. Ce constituant identifié au M.E.B. représente la perlite où les carbures sont sous forme de batonnets courts et dispersés. Il est parfois appelé pseudo-perlite (Réf.II-2) ou constituant subperlitique (Réf.II-3). Il est rarement observé dans la Z.A.T. et n'apparaît, en fait, que dans les aciers très faiblement alliés.

De plus, la Z.A.T. du procédé E70T7 contient un mélange de martensite-bainite en proportion importante et de ferrite présentant un contour très irrégulier. Les structures décrites sont observées uniquement dans ce procédé. Elles sont dues à la quatrième passe.

La façon de réaliser ce joint peut expliquer leur présence (Fig.II-10a,b).

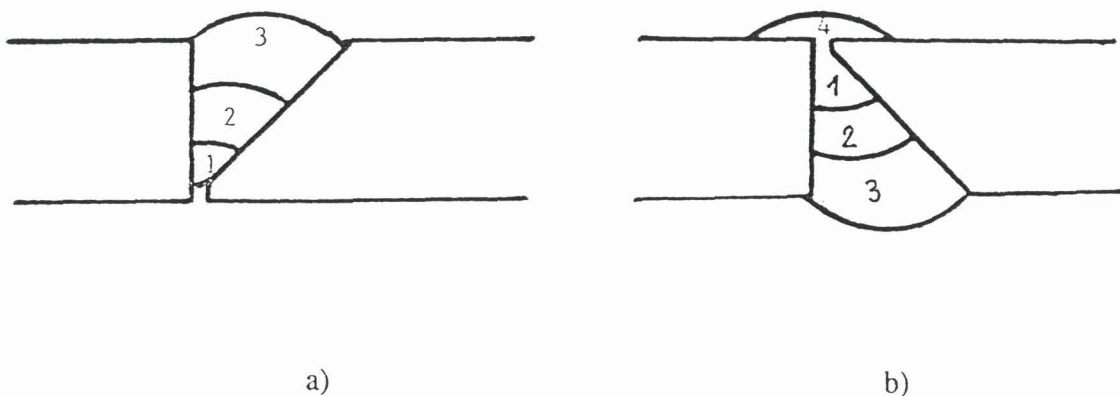


Figure II-10a,b: Technique de remplissage pour réaliser le joint soudé du produit E70T7.

La tôle pour réaliser la soudure n'a pas été chanfreinée d'où l'impossibilité de pénétrer au fond du joint. Après avoir effectué les trois passes, l'ensemble est retourné pour réaliser la quatrième. Celle-ci étant déposée avec faible énergie (10kJ/cm) sur le joint qui a eu le temps de se refroidir, rend le cycle thermique sévère et conduit à une structure martensito-bainitique.

La structure à grains aux contours irréguliers (Photo II-24) peut-être identifiée à une des formes de ferrite bainitique apparaissant pour un refroidissement relativement lent.

Les grains sont isolés entre eux par des îlots austéno - martensitique où se retrouvent presque tous les carbures de l'acier (Réf.II-4).

La présence d'une structure presque homogène dans la Z.A.T. du produit E7018 (Photo II-6) peut-être attribuée au nombre de passes (six) avec lequel le joint est réalisé. La structure, produit final de plusieurs régénérations, qui prédomine dans la Z.A.T. est composée de ferrite (3 à 5 μm) perlite sous forme globulaire (0,2 à 0,6 μm).

On peut proposer deux hypothèses pour la formation de cette structure :

- soit par globulisation de la perlite lamellaire formée auparavant pendant le refroidissement assez lent,
- soit par la décomposition de l'austénite résiduelle en ferrite-carbure.

II-6 DISCUSSION SUR LA MICRODURETE DES Z.A.T.

Dans les Z.A.T. étudiées on distingue trois zones de différentes microduretés le long de la ligne de fusion:

- La première zone qui accompagne le remplissage et la deuxième passe. La microdureté n'y est pas élevée; elle est comprise entre 200 et 230 HV pour les trois Z.A.T.

- La deuxième zone provient des passes intermédiaires. La température entre passes étant assez élevée 150 à 200°C a entraîné une diminution de la vitesse de refroidissement conduisant à des structures plus douces.

Cette zone se trouve au centre de chaque Z.A.T..La microdureté est comprise entre 170 et 220 HV.

- La troisième zone, qui accompagne la dernière passe n'est pas régénérée. La microdureté de celle-ci varie entre 250 et 260 HV pour les Z.A.T. obtenues en 6 et 5 passes (E7018 et E71T8-K6) jusqu'à 370 HV pour la Z.A.T. obtenue en 4 passes (E70T7). La valeur de 370 HV correspond d'après la courbe figure II-12 à la dureté de la structure martensito-bainitique. La présence de cette structure a été confirmée par microscopie électronique à balayage.

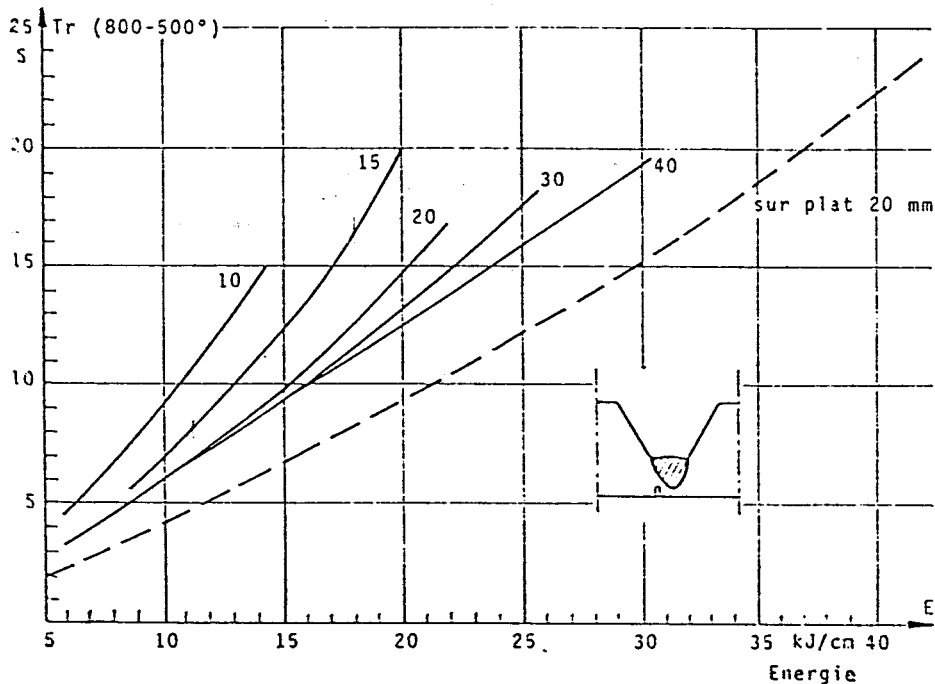


Figure II-11: Courbes expérimentales des temps de refroidissement pour le chanfrein en V à 60° (1ère passe Réf. II-5)

La justification de la microdureté de chaque zone est la suivante.

Les deux premières passes sont déposées avec faible apport d'énergie (voir le tableau II-6) et sans préchauffage.

Le temps de refroidissement $Dt_{800/500}$ qui varie en fonction de l'énergie vaut, pour la première passe, (selon le diagramme II-11 Réf.II-5):

$Dt_{800/500}$ - 8 s pour l'énergie de soudage 11kJ/cm (produits E7018 et E70T7)

$Dt_{800/500}$ - 20 s pour l'énergie de soudage 20kJ/cm (produit E71T8-K6)

Ce temps correspond selon le diagramme II-12 respectivement à des structures type:

- martensite (plateau supérieur)
- martensite-bainite

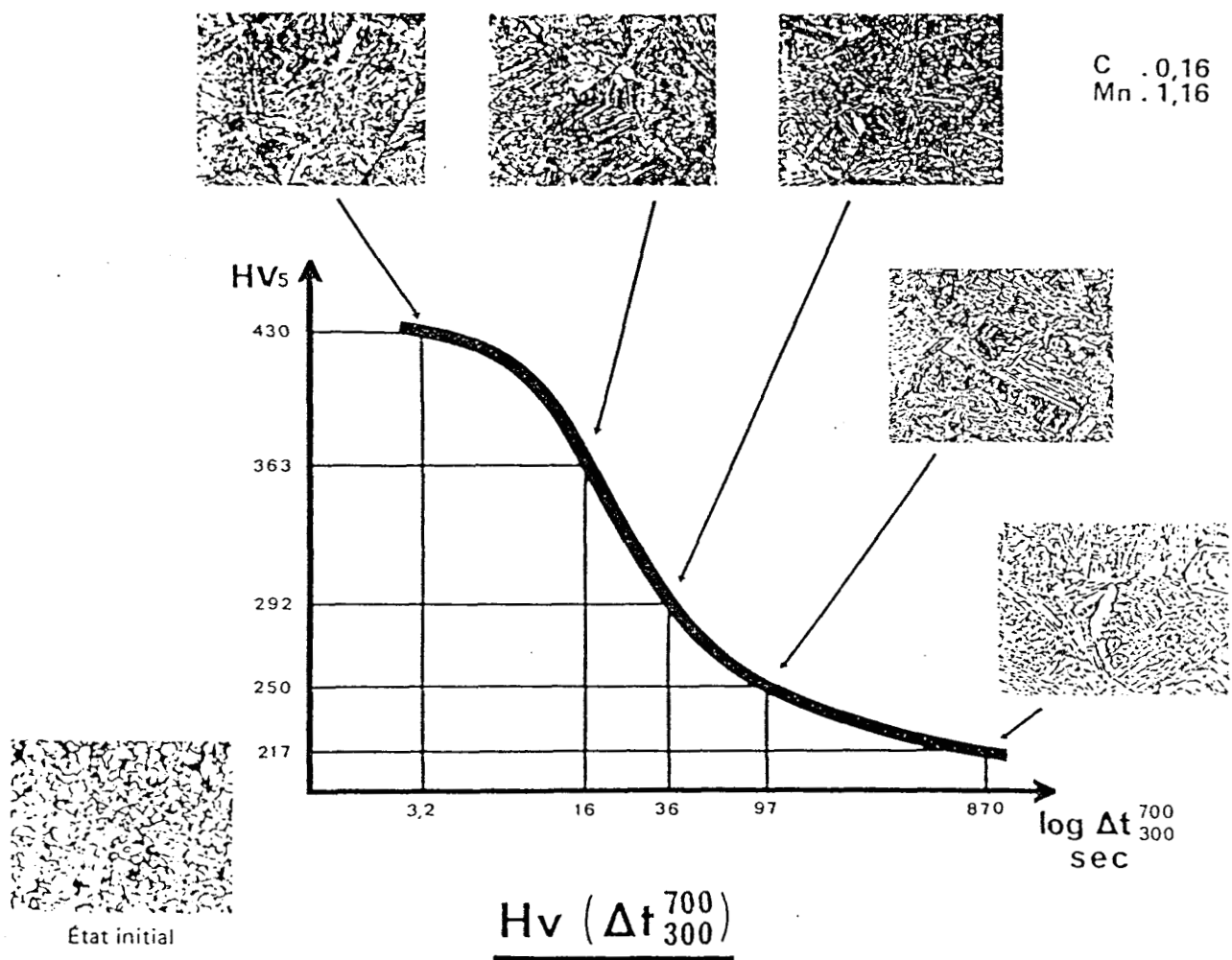


Figure II-12: Courbe dureté-paramètre de refroidissement (IRSID).

C	Mn	Si	S	P	Al	Nb	V	Cu	Cr	Ni	Mo
170	1057	324	1	14	37	29	132	68	90	594	6

Ce ne sont pas toutefois les structures finales qu'on retrouve dans les Z.A.T.. Elles sont transformées au cours de rechauffage successif pendant l'exécution des multipasses. Ceci explique leur adoucissement et en conséquence les faibles valeurs de microdureté.

II-7 CONCLUSION

L'étude métallurgique réalisée sur les trois Z.A.T. obtenue par soudage multipasse (4,5 et 6 passes) permet de constater que la microstructure, pour une épaisseur et une composition chimique du métal de base données, dépend essentiellement de paramètres de soudage qui sont :

- la température de montée et le temps de séjour; celle-ci étant proportionnelle à l'énergie de soudage,

- du nombre de passes avec lesquels le joint est réalisé. L'augmentation du nombre du passes conduit à des structures proches de l'équilibre métallurgique: ferrite-cementite,

- de l'ordre de dépôt des passes qui influence sur la température entre passes.

Les trois Z.A.T diffèrent essentiellement par:

- leur largeur,

- le pourcentage de micro-constituants (tableau II-7),

- le pourcentage de la bainite dans la zone issue de deux dernières passes (tableau II-8),

- l'importance de la zone à gros grains. Celle-ci étant fonction de l'énergie d'apport et du nombre de passes,

- la microdureté qui est inversement proportionnelle à l'énergie de soudage.

La façon de déposer les passes se reflète sur la structure et sa microdureté, marqué surtout dans la Z.A.T. du produit E70T7.

L'influence du niobium sur la structure se reflète:

- par le retard de formation de ferrite intergranulaire et en conséquence,

- par la formation de la bainite supérieure qui germe directement à partir de joint austénitique.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- II-1 **DOLBY R.E.** "The effect of Nb on the HAZ toughness of high heat input welds in C-Mn steels" The Welding Institute Research Bulletin, sep 1977.
- II-2 **HABRAKEN L.J. ECONOMOPOULOS M.** "Bainitic microstructures in low carbon alloy steels and their mechanical properties". Symposium Transformation and Hardenability in steels. Climax molybdenum Co, fev 1967, p.69.
- II-3 **WIDGERY D.J.** "Quantitative metallography of weld metal" Micro Alloying 75, oct 1-3, 1975, Washington D.C. USA, Proceedings, p.566.
- II-4 **DESALOS Y. LAURENT R.** "Microstructures et caractéristiques mécaniques d'aciers bainitiques à basse teneur en carbone" Mémoires Scientifiques Revue de Métallurgie, fév. 1979 pp.73-107.
- II-5 **DEBIEZ S.** "Synthèse d'un ensemble de résultats d'essais de fissuration et application à la détermination pratique des conditions de soudage des aciers du type E36". Soudage et Techniques Connexes sep.-oct.1980.

CHAPITRE III

RESILIENCE

III-1 INTRODUCTION

L'essai de résilience est un moyen rapide et simple pour évaluer la ténacité d'un matériau. Ce mode d'essai est très répandu dans l'industrie. Il consiste à mesurer l'énergie de rupture à grande vitesse de déformation.

Pour cela, on introduit des facteurs fragilisants qui sont:

- l'entaille mécanique sur l'éprouvette qui crée un état de contraintes triaxiales important au fond de celle-ci. Elle sert par exemple à reconstituer le système de contraintes existant localement dans les zones critiques de constructions soudées,

- la vitesse d'application de la charge traduite par la vitesse de déplacement du couteau au moment de l'impact (5m/s),

- la température d'essai que l'on fait varier.

III-2 RAPPEL DU PRINCIPE DE L'ESSAI CHARPY V

L'éprouvette normalisée est rompue par choc sous l'effet d'une masse pendulaire (Fig.III-1). La vitesse d'impact du couteau est proche de 5m/s, ce qui correspond à une vitesse de déformation à l'aplomb de l'entaille d'environ 200/s (Réf.III-1).

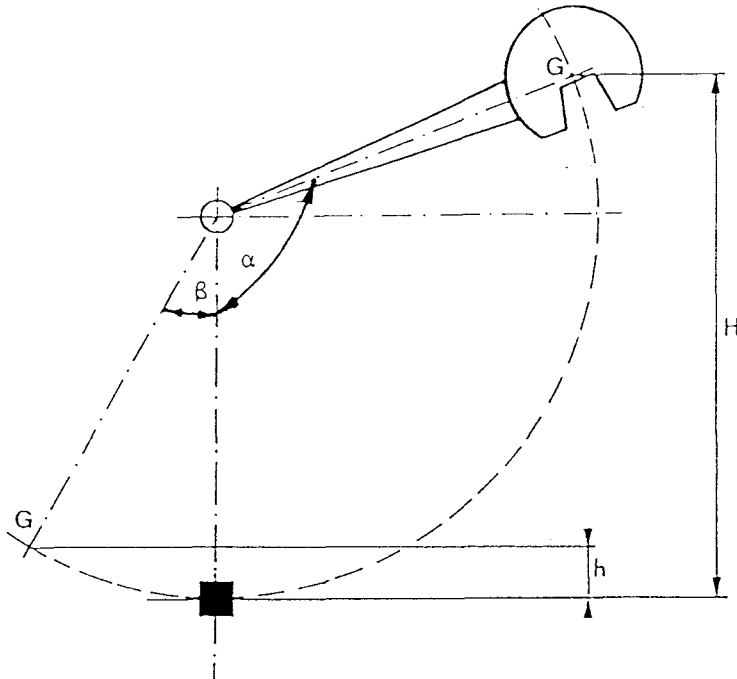


Figure III-1: Schéma du mouton pendule.

Dans sa position initiale, l'angle du pendule avec la verticale est de α . Après rupture de l'éprouvette, l'angle maximal de remontée est de β .

La différence ($\alpha - \beta$) caractérise l'énergie dépensée pour propager la rupture de l'éprouvette rapportée ou non à l'unité de surface de la section sous entaille. Dans le premier cas on la note KCV(J/cm²), dans le deuxième cas KV(J).

L'énergie consommée par la rupture est directement associée à l'angle de remontée du pendule, elle s'exprime par la relation suivante:

$$KV = m.g.l.(\cos\alpha - \cos\beta)$$

avec m - masse du pendule,
 l - longueur du pendule,
 β - angle de remontée du pendule après le choc,
 α - angle initial au départ du pendule.

III-2.1 Description de l'instrumentation CHARPY V

L'instrumentation d'un essai CHARPY consiste à placer sur les couteaux des jauges de déformation à fils résistants. Elles permettent de mesurer l'effort au cours de la rupture d'une éprouvette.

L'ensemble de la chaîne de mesure est représenté sur la figure III-2.

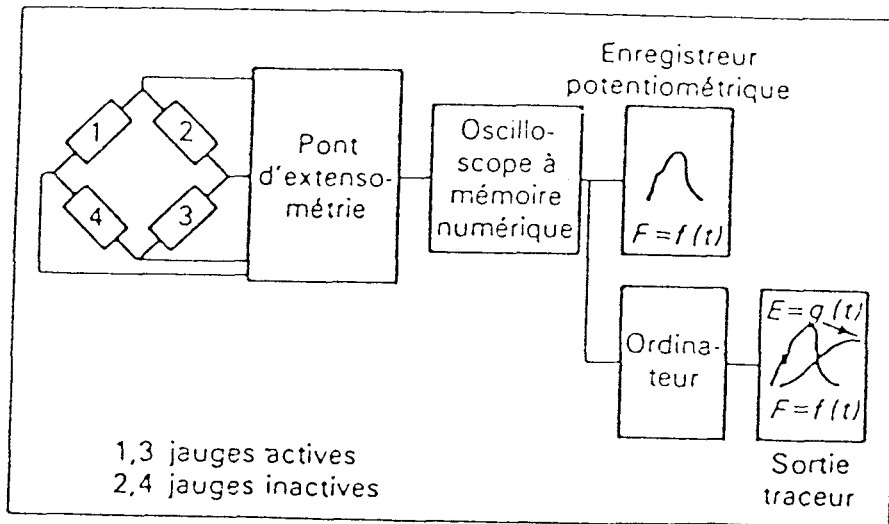


Figure III-2: Schéma de la chaîne de mesure.

Les jauges sont montées en pont complet de manière classique: une jauge active et une jauge de compensation sur chaque face du couteau. Le pont de jauge est alimenté en tension continu par un pont d'extensométrie assurant la détection et l'amplification du signal de sortie. Le signal est ensuite envoyé sur un oscilloscope à mémoire numérique. Il convient d'ajuster la vitesse de mémorisation au type d'essai, ce qui nécessite des essais préalables. Le signal mémorisé est visualisé sur l'écran de l'oscilloscope. La mémorisation est déclenchée par le signal lui-même. La courbe mise en mémoire peut-être imprimée sur un enregistreur. Nous avons également la possibilité de traiter l'information sur un micro-ordinateur qui permet le calcul de tous les paramètres caractéristiques de la rupture.

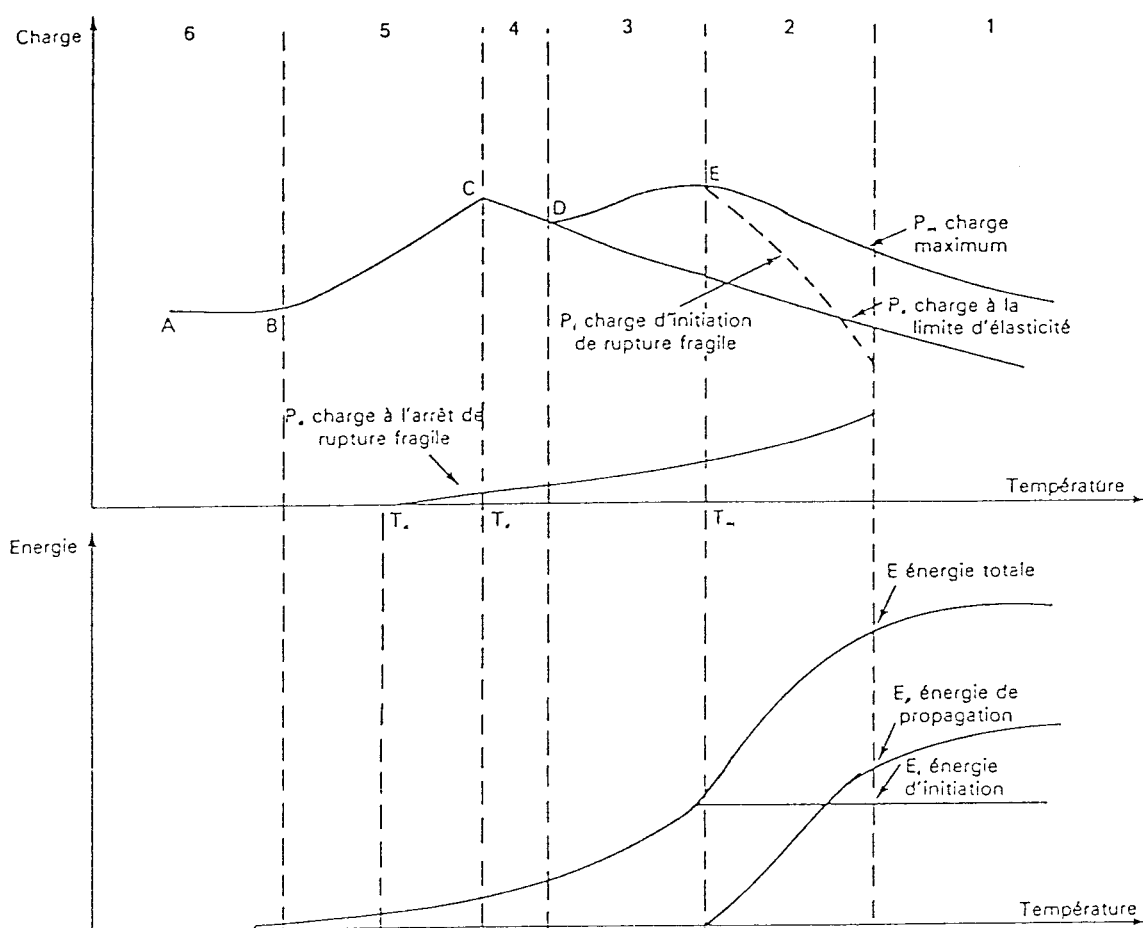
III-2.2 Dépouillement des enregistrements

Les courbes charge-temps enregistrées permettent de tracer l'évolution des divers paramètres tels que la charge, le temps et les énergies correspondant à chaque plage de la rupture, en fonction de la température d'essai.

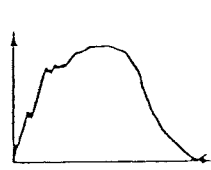
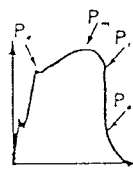
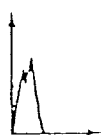
Des courbes de ce type ont été tracées par divers auteurs (Réf.III-2,3; Fig.III-3)

L'interprétation physique de chaque phase de ces courbes est la suivante:

- zone 1 : la rupture est entièrement ductile,
- zone 2 : la rupture est initiée ductilement puis elle devient fragile, enfin elle se termine par la formation de lèvres ductiles qui correspondent à la rupture par cisaillement des bords de l'éprouvette. Ce comportement est lié aux modifications de l'état de contrainte en avant de la fissure au cours de la rupture.
- zone 3 : cette zone se caractérise par une rupture initiée ductilement qui se transforme aussitôt en rupture fragile,
- zone 4 : c'est le domaine où la rupture est initiée et se propage de manière fragile avec une légère déformation plastique,
- zones 5 et 6 : la rupture est entièrement fragile, sans aucune déformation plastique.



Courbes
effort-
temps



Aspect
de la
rupture



Métallo-
graphie

Rupture par clivage rectiligne pouvant traverser des zones perlitiques. On observe également des clivages discontinus à travers un ou plusieurs grains au voisinage du trajet principal de la rupture.

Rupture par clivage ayant tendance à contourner les zones perlitiques. Dans certains cas, les zones perlitiques empêchent la progression du clivage.

Rupture ductile

Nombreuses macles

Mâcles observées localement.

Micro-
fracto-
graphie

Modèle ductile très rarement observé.

Modèle de rupture semi-fragile

Modèle ductile

Figure III-3: Tableau synoptique des résultats des essais Charpy obtenus pour des températures variables dans la zone de transition (Réf.III-2,3).

III-3 INFLUENCE DE DIVERS PARAMETRES SUR LA RESILIEN

DE LA Z.A.T.

III-3.1 Influence de la taille du grain

D'une façon générale, une augmentation de la grosseur du grain élève la température de transition.

Il existe une relation entre la température de transition de résilience Charpy V à 50% de cristallinité et la taille du grain, sous forme:

$$T_k = A - B \cdot \ln d - 1/2$$

A, B - constantes

d - la taille du grain

Des chercheurs japonais (Réf.III-4,5,6), utilisant des essais simulés, ont montré que lorsque la température maximale résultant du soudage dépasse 1000°C, il y a une dégradation des propriétés de résilience. Ce phénomène a été attribué à un grossissement du grain γ .

SAVAGE et OWCZARSKI (Réf.III-7) ont également observé de faibles valeurs de résilience dans la région bainitique à gros grains d'un acier faiblement allié.

Des essais sur un acier à 0,18%C-0,74%Cr-0,11%Zr-0,24%Mo-0,0012%B ont montré que les propriétés de résilience d'une région à gros grains se détérioraient progressivement sous l'effet d'une augmentation de l'énergie de soudage de 1,4 à 2,8 kJ/mm (Fig.III-4). Les études ont été menées sur une tôle de 12,7 mm d'épaisseur.

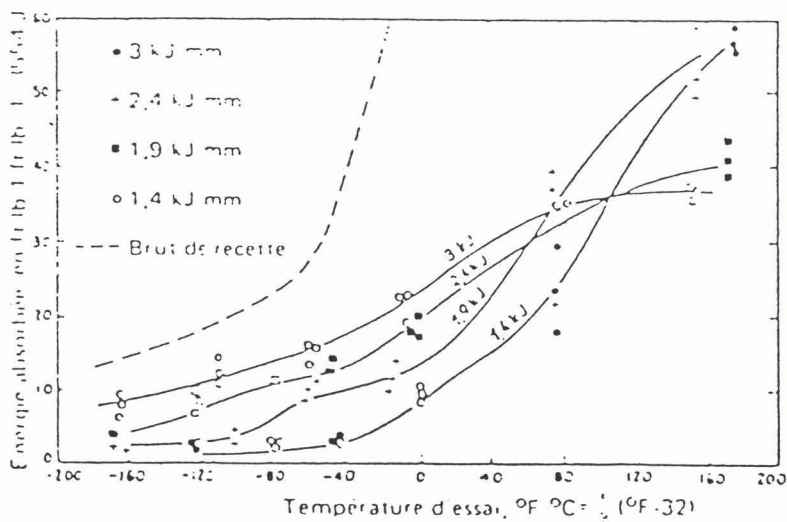


Figure III-4: Résilience de la région à gros grains en fonction de la température et de l'énergie de soudage (Réf.III-7).

III-3.2 Influence des éléments de micro-alliages

D'après les travaux antérieurs réalisés par l'I.R.S.I.D., les aciers micro-alliés au niobium ou au vanadium présentent une fragilisation causée par leur précipitation (Réf.III-8). L'effet de ces éléments ne se fait sentir que pour un $Dt(800/500)$ élevé $>100s$ (Fig.III-5,6).

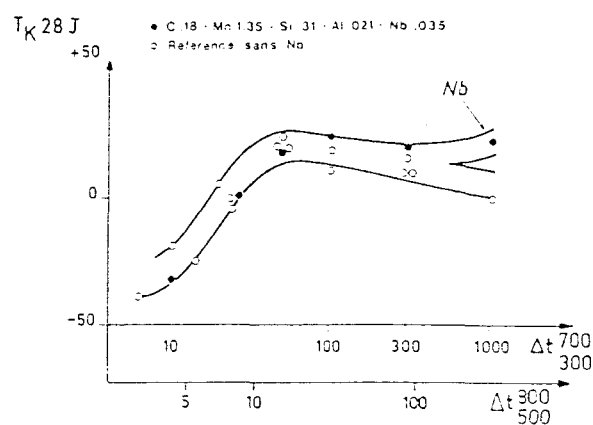


Figure III-5: Influence du niobium sur la température de transition à 28J de la Z.A.T. simulée (Réf.III-8).

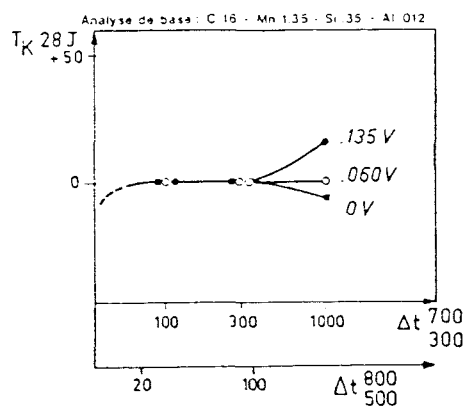


Figure III-6: Influence du vanadium sur la température de transition à 28J de la Z.A.T. simulée (Réf.III-8).

DOLBY (Réf.III-9) a étudié l'influence du niobium et de l'aluminium sur la résilience d'un acier 0,16%C et 1,3%Mn. Il a attribué la diminution de résilience de la Z.A.T. avec niobium, à la structure de bainite supérieure à dureté élevée. En effet le niobium favorise la formation de la structure lamellaire au dépend de la ferrite proeutectoïde formée sur le joint du grain austénitique.

Les résultats sont reportés sur les figures III-7.

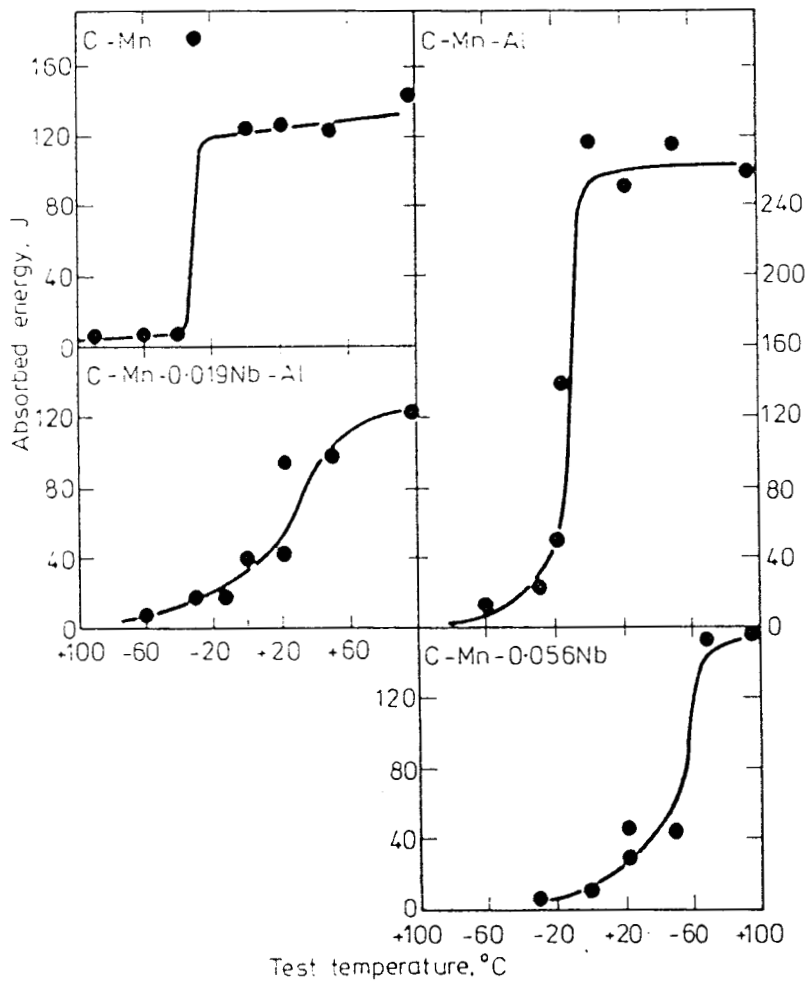


Figure III-7: Influence du Nb et de l'Al sur la résilience dans la Z.A.T. à gros grains (Réf.III-9).

III-3.3 Influence de la structure

La figure III-8 illustre l'évolution de la température de transition de la Z.A.T. simulée en fonction du paramètre de refroidissement (Réf.III-10).

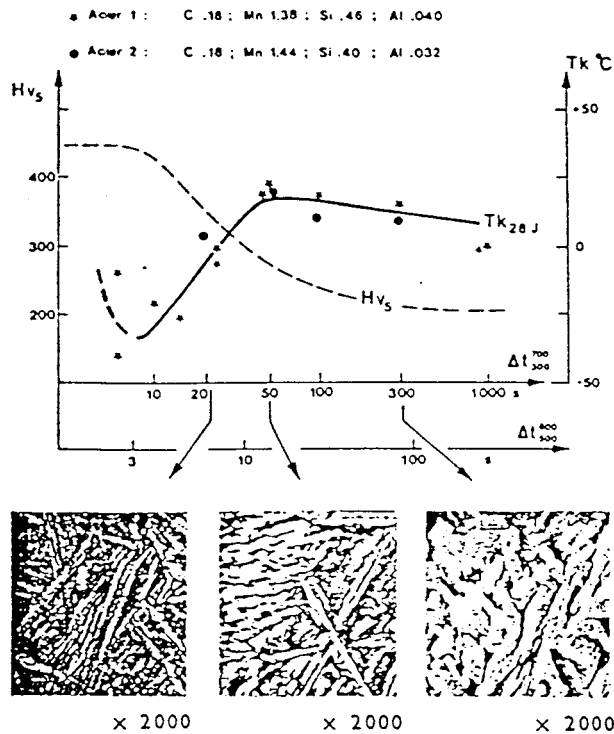


Figure III-8: Courbe dureté et température de transition en fonction du temps de refroidissement (Réf.III-10).

La meilleure résilience est obtenue dans des structures de type martensite autorevenue et bainite inférieure, les structures ferrite-carbure étant par contre plus défavorables.

Récemment, J.TSUBOI (Réf.III-11) a étudié l'influence de la largeur des bandes de ferrite proeutectoïde aux joints de grains austénitiques.

Les résultats (Fig.III-9) montrent que l'augmentation de la largeur des bandes de ferrite proeutectoïde intergranulaire diminue la ténacité.

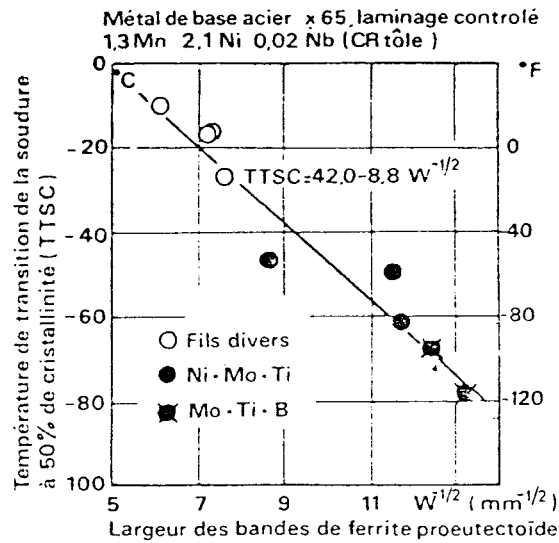


Figure III-9: Relation entre la largeur des bandes de ferrite proeutectoïde et la température de transition à 50% de cristallinité, déterminée par essai Charpy (Réf.III-11).

L'interprétation qu'il propose concernant ce phénomène est que le joint de la ferrite proeutectoïde constitue un lieu d'amorçage ou un chemin de propagation facile de la fissure. Toutefois la cause précise de la fragilisation par la ferrite proeutectoïde n'est pas encore bien connue.

III-3.4 Influence du soudage multipasse

DOLBY et al.(Réf.III-12) ont attiré l'attention sur le fait que dans un acier au C-Mn-Nb conforme à la norme britannique BS 968, la région à gros grains de la Z.A.T. produite par soudage en une seule passe à une ténacité inférieure à celle des soudures multipasse.

L.LAROCHE et al.(Réf.III-13) ont étudié la résilience de la Z.A.T. réelle et simulée:

- à un pic 1250°C-10s (Fig.III-10c),

- à quatre pics 1270°C-10s + 1035°C-1s + 820°C-1s + 675°C-10s (Fig.III-10b).

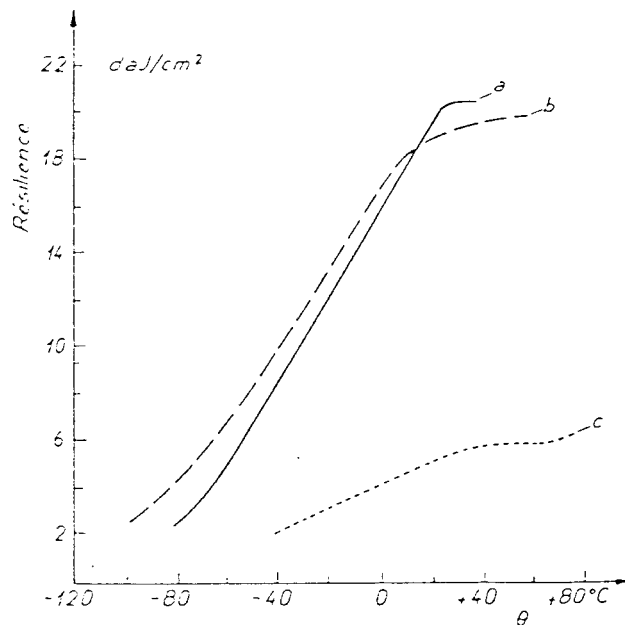


Figure III-10: Comparaison des courbes de transition dans la ZAT réelle et dans la ZAT simulée (Réf.III-13).

a - Z.A.T. réelle

b - Z.A.T. simulée à 4 pics

c - Z.A.T. simulée à un seul pic

La simulation avec un seul pic conduit à des structures à gros grains et en grande partie martensitiques, qui diminuent considérablement la résilience.

La simulation à quatre pics conduit aux structures suivantes:

* le pic à 1270°C-10s homogénéise la structure en brisant la structure en bandes du métal de base. Ce pic à température élevée provoque un grossissement de grain et conduit à une structure de type bainite-martensite en lattes,

* le pic à 1035°C-1s affine notablement le grain austénitique, la structure étant une bainite granulaire en lattes avec un peu de martensite,

* le pic intercritique à 820°C-1s provoque une réausténitisation partielle, conduisant ainsi à un grain très fin et à une structure de bainite granulaire,

* le pic de revenu à 675°C-10s provoque la décomposition partielle en ferrite-carbure des îlots austéno-martensitiques.

Le soudage multipasse améliore nettement la température de transition.

Il existe des cas où les valeurs de résilience Charpy V observées dans la Z.A.T. (13.5J à -10°C) sont inférieures à celles du métal de base (24 à 40J, à -10°C), les soudures étant réalisées sur des aciers C-Mn (Réf.III-14). Les résultats analogues ont été observés pour les aciers des constructions soudées à haute résistance (Réf.III-15). Dans ce cas les faibles valeurs de résilience Charpy V ont été obtenues dans la Z.A.T. de joints exécutés par soudage automatique sous flux et vertical en moule sous gaz. Ces faibles valeurs ont été attribuées au fait que les soudures n'étaient pas restaurées par un post-chauffage.

III-4 CONDITIONS EXPERIMENTALES

III-4.1 Prélèvement des éprouvettes

Comme le montre les études antérieures menées en fatigue, l'amorçage de fissure se fait toujours au pied du cordon c'est-à-dire à la frontière de la Z.A.T. et de la soudure.

Compte tenu de cette observation, nous essayons d'évaluer la ténacité par les essais Charpy V dans cette partie de l'assemblage soudé. Cela, nous a conduit à faire le prélèvement des échantillons de la manière suivante (figure III-11):

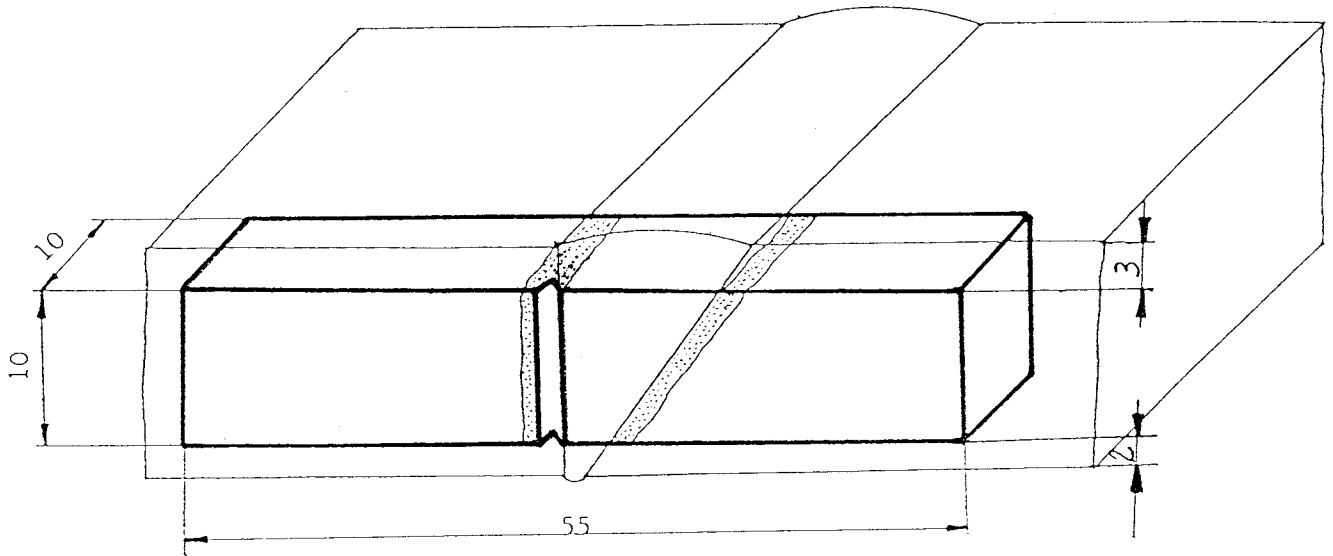


Figure III-11: Dimensions géométriques et schéma du prélèvement des éprouvettes Charpy V.

III-4.2 Détermination de la microstructure traversée par la fissure

L'observation de la microstructure traversée par la fissure est effectuée le long de celle-ci dans un plan perpendiculaire à la surface de rupture sur les demi-éprouvettes rompues par choc.

Un dépôt électro-chimique de nickel préalablement réalisé sur la surface de rupture, facilite le polissage et permet une visualisation plus nette, au microscope optique, de la structure traversée par la fissure.

Nous avons utilisé la même technique dans le cas des essais de COD et de fissuration par fatigue.

III-5 PRESENTATION DES RESULTATS

Les fractogrammes force-temps de résilience Charpy V réalisés sur les trois Z.A.T., et le métal de base entre -20°C et $+20^{\circ}\text{C}$ sont représentés sur les figures III-13 à III-20.

La superposition des courbes énergie de résilience en fonction de la température, pour les trois Z.A.T., et le métal de base est représentée sur la figure III-21.

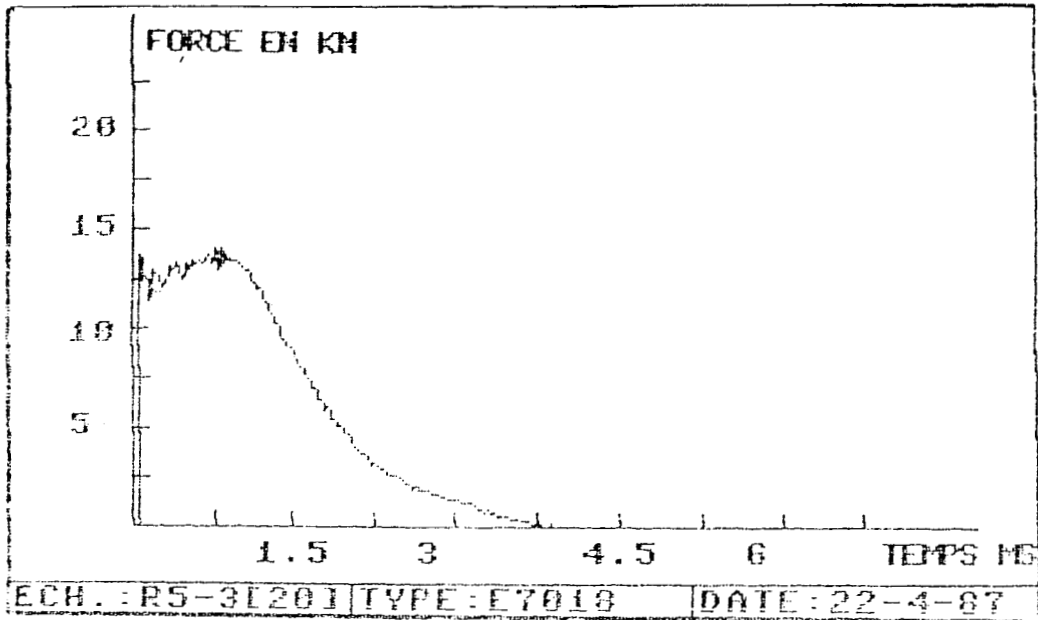


Figure III-13: Fractogramme de l'essai Charpy V de la Z.A.T. obtenue en 6 passes à 20°C (produit E7018).

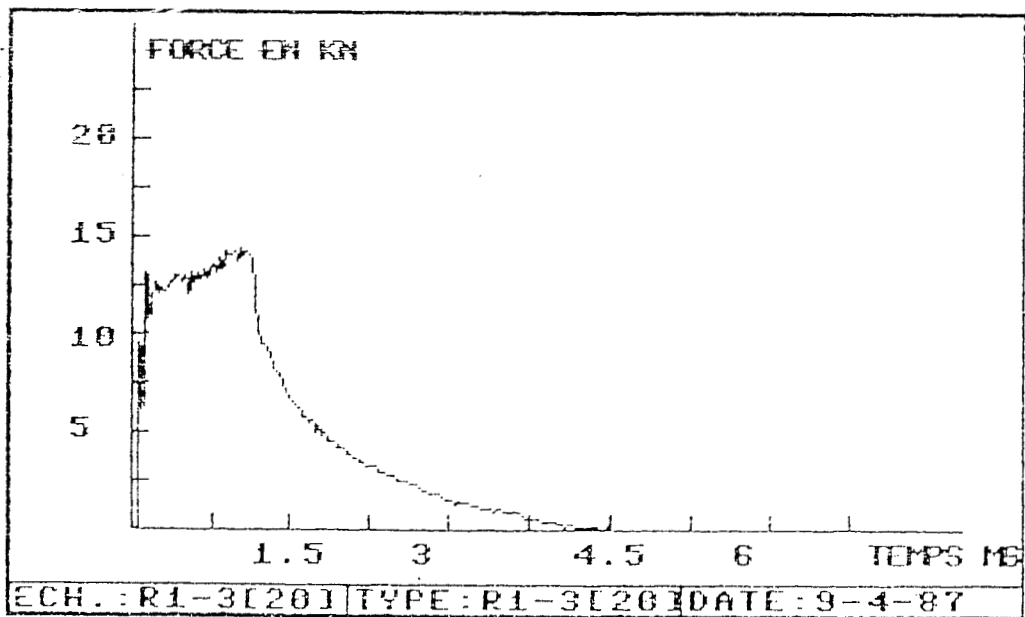


Figure III-14: Fractogramme de l'essai Charpy V de la Z.A.T. obtenue en 5 passes à 20°C (produit E71T8-K6).

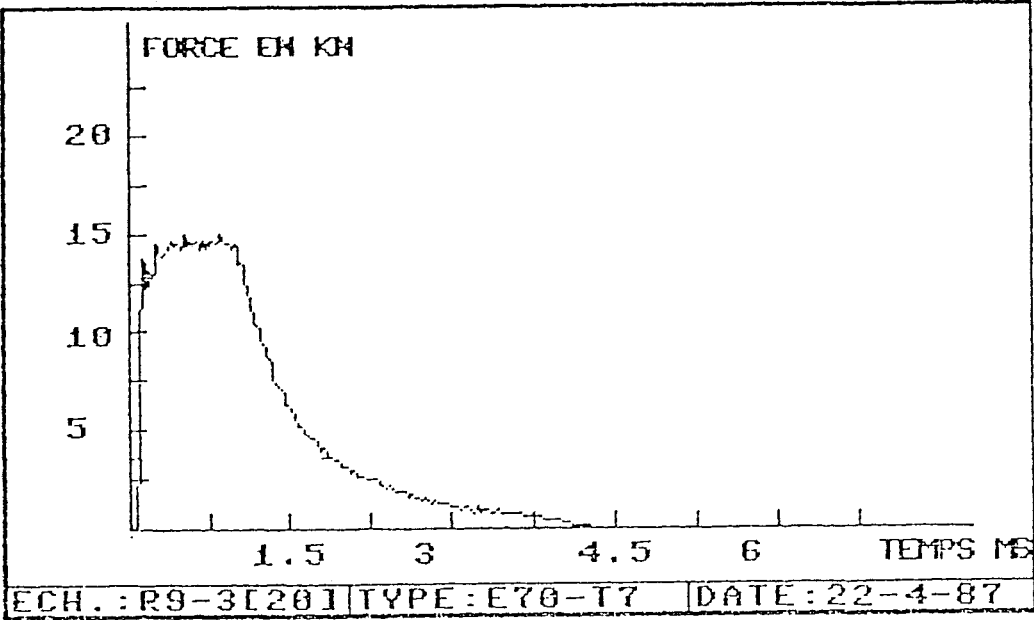


Figure III-15: Fractogramme de l'essai Charpy V de la Z.A.T. obtenue en 4 passes à 20°C (produit E70T7).

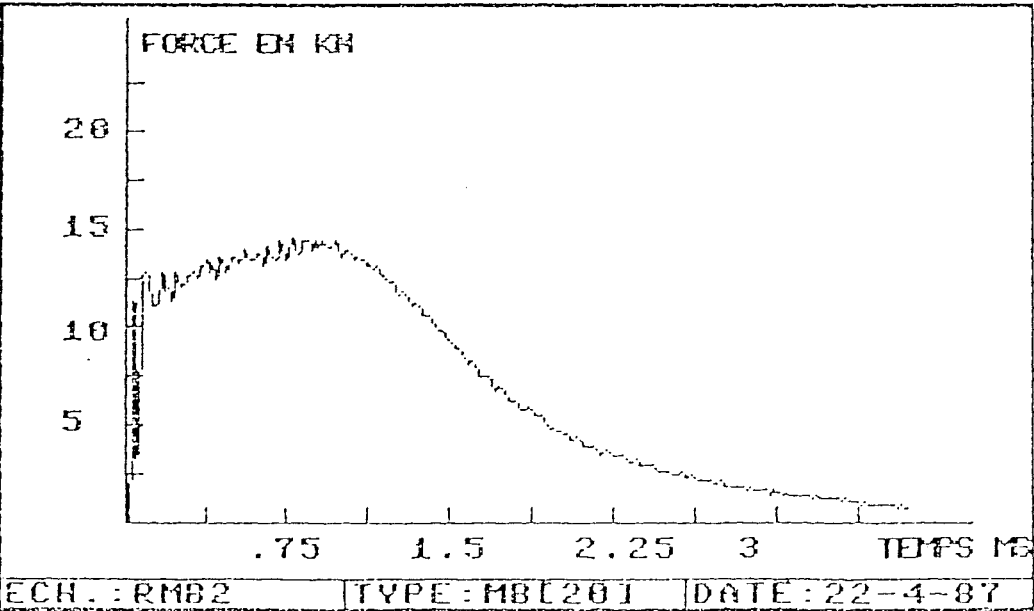
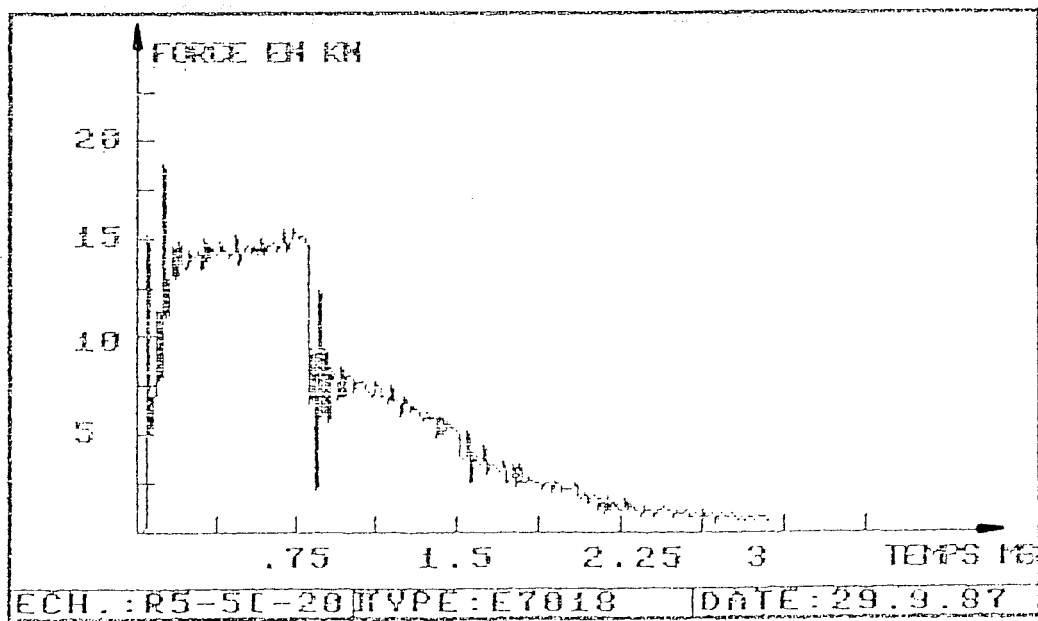
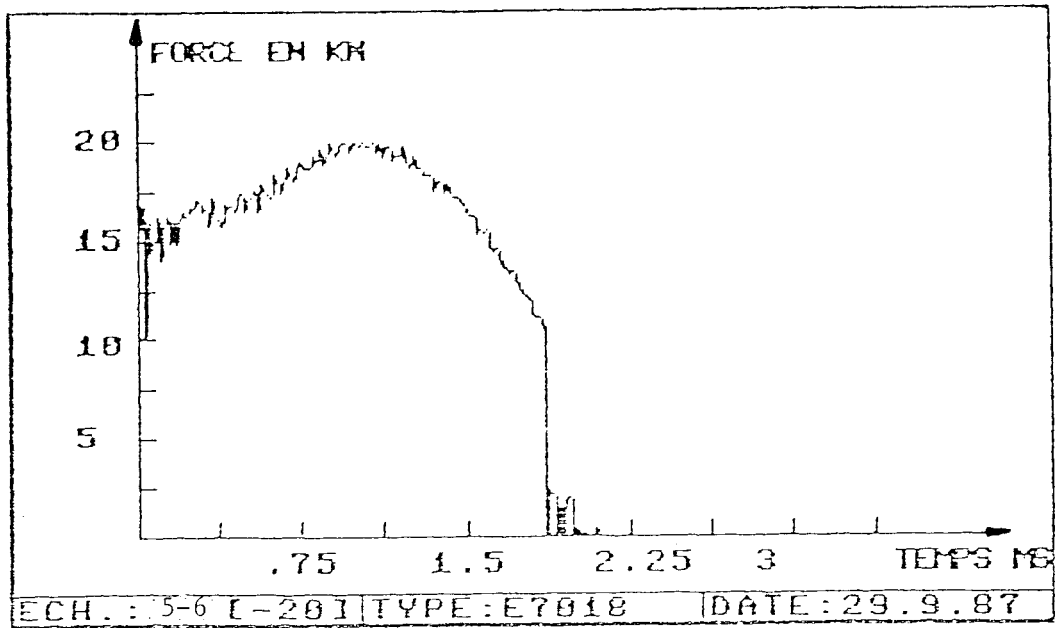


Figure III-16: Fractogramme de l'essai Charpy V du métal de base à 20°C.



b)

Figure III-17 a, b: Fractogramme de l'essai Charpy V de la Z.A.T. obtenue en 6 passes à 20°C (produit E7018).

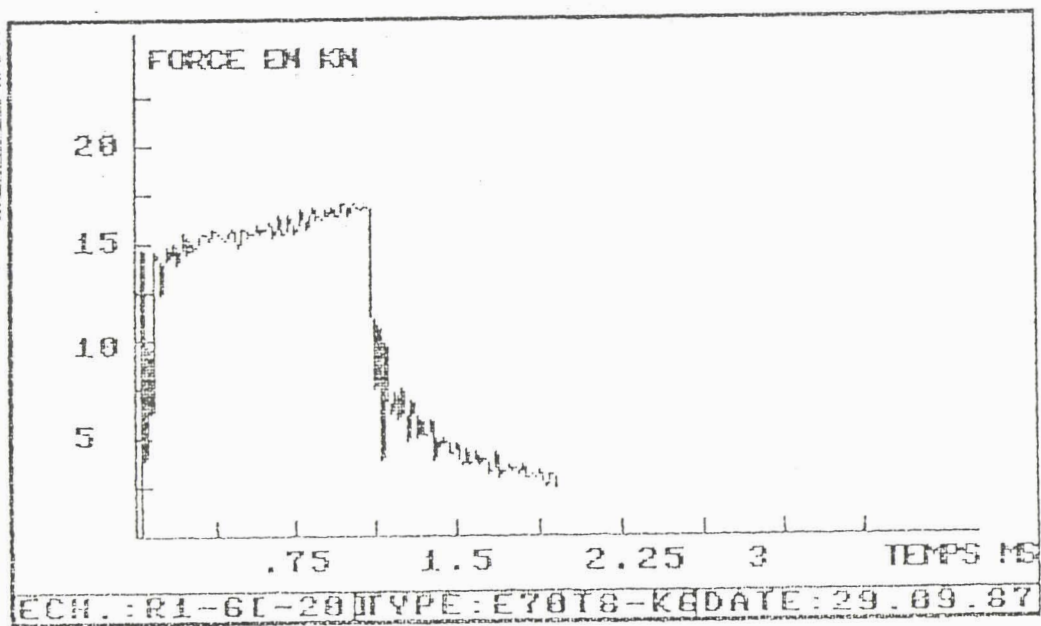
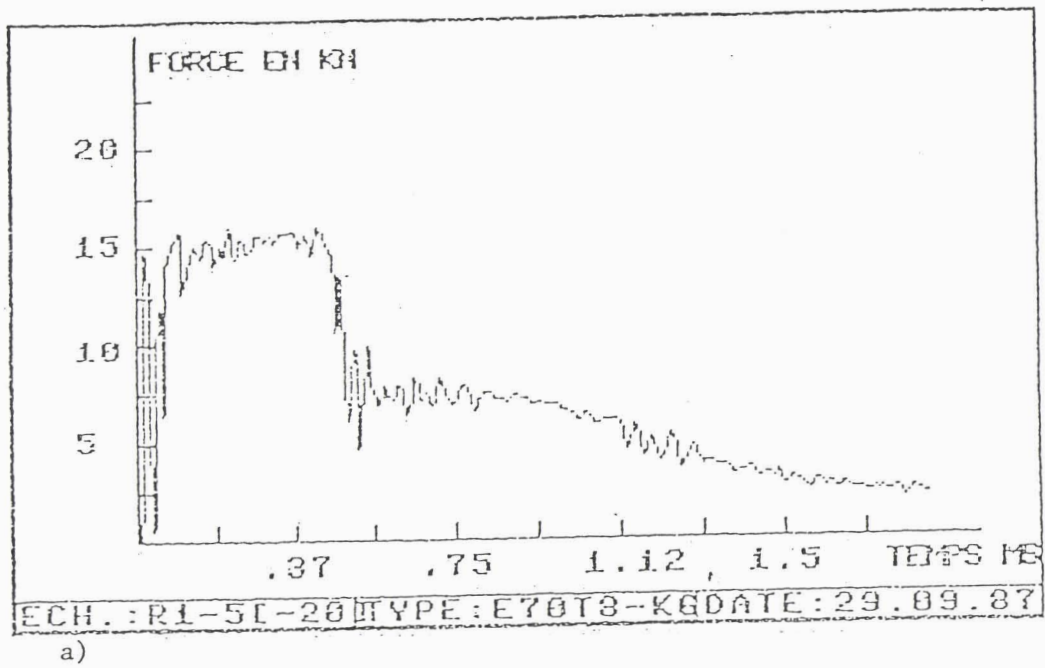


Figure III-18 a, b: Fractogramme de l'essai Charpy V de la Z.A.T. obtenue en 5 passes à 20°C (produit E71T8-K6).

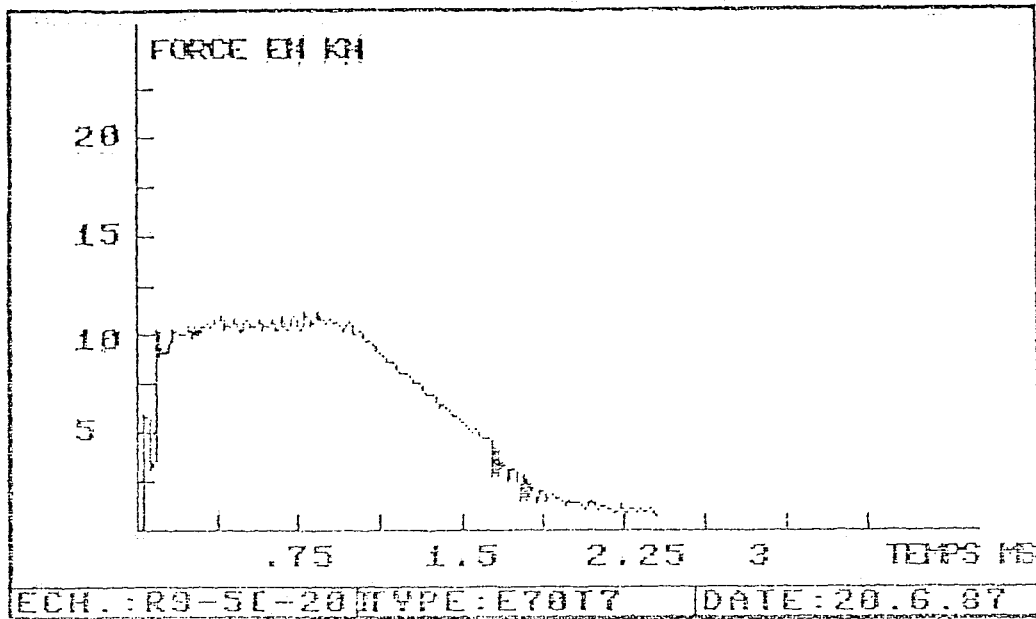


Figure III-19: Fractogramme de l'essai Charpy V de la Z.A.T. obtenue en 4 passes à 20°C (produit E70T7).

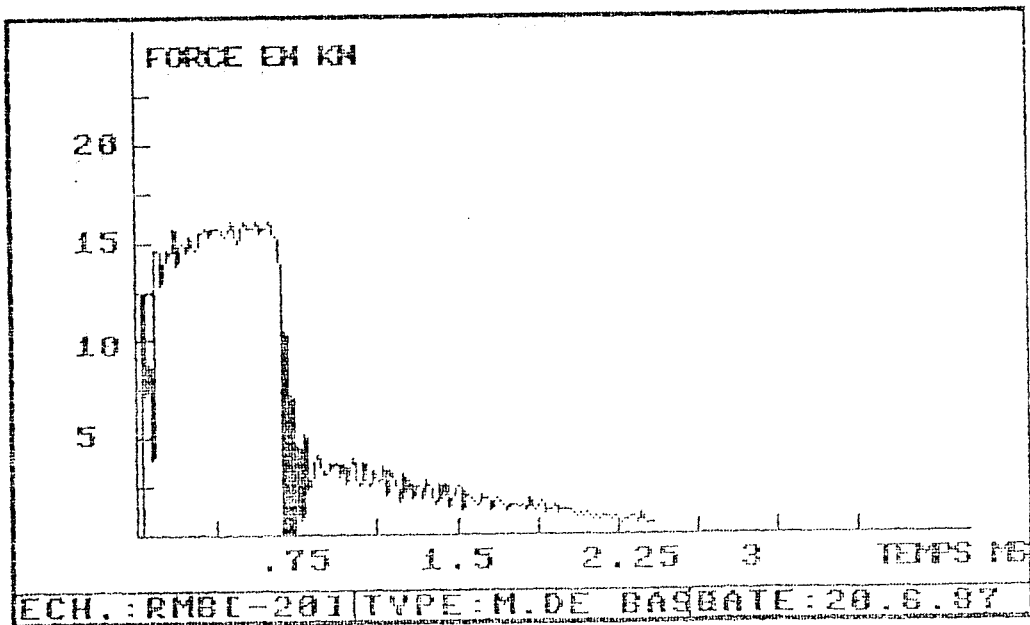


Figure III-20: Fractogramme de l'essai Charpy V du métal de base à 20°C.

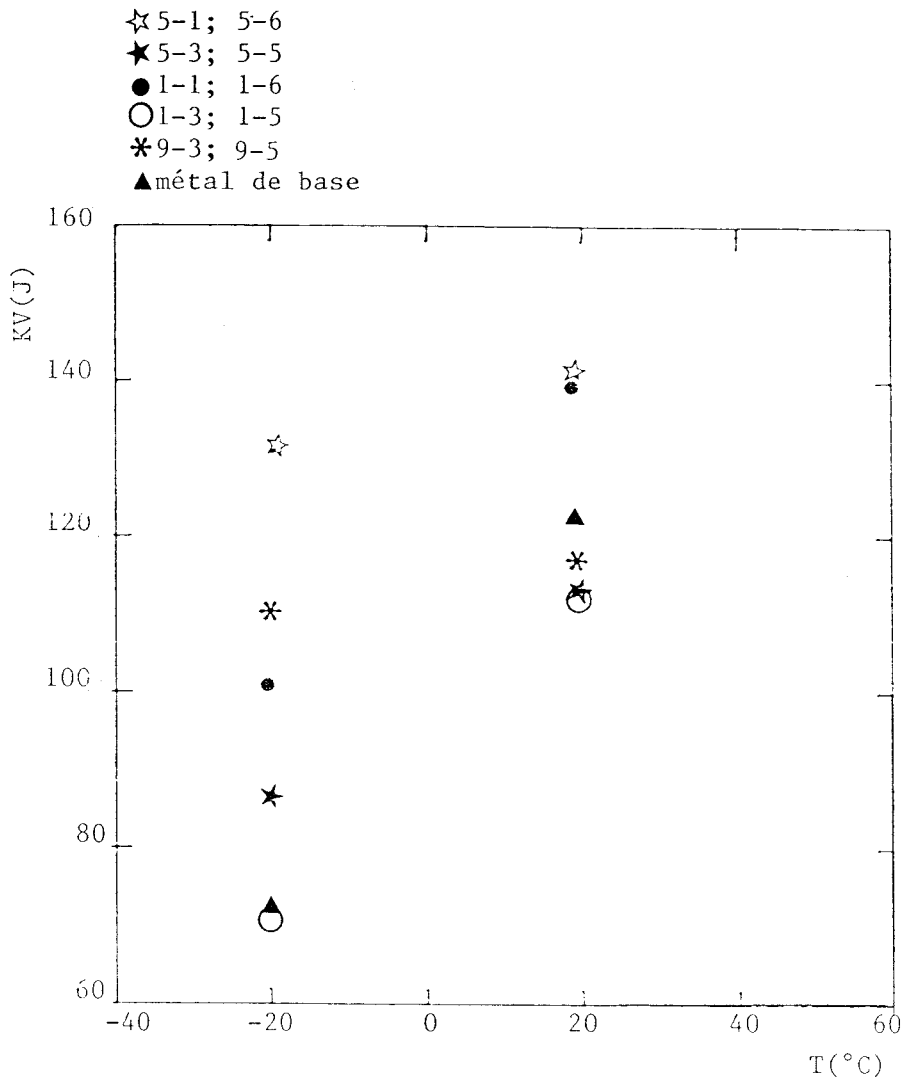


Figure III-21: Courbes: résilience - température pour les trois Z.A.T. et le métal de base. Les chiffres représentent le type de procédé et de la structure testée (voir fig.III-22).

III-5.1 Dépouillement des enregistrements des essais

Le dépouillement des courbes effort-temps permet de déterminer les paramètres suivants:

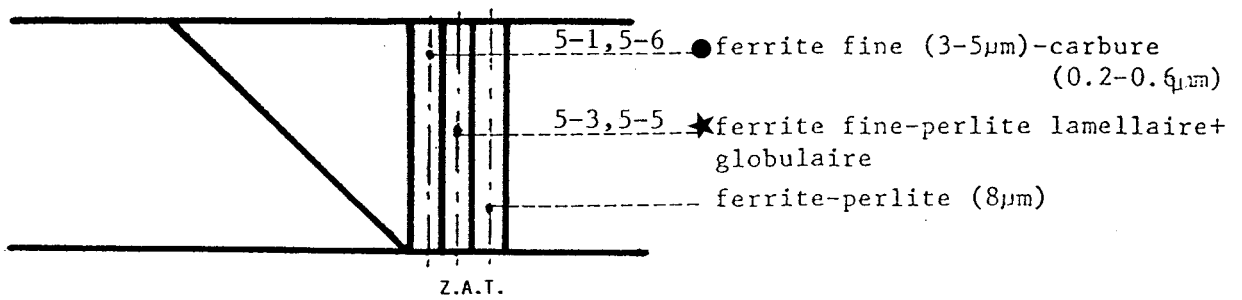
- charge maximale,
- charge au début de la rupture fragile,
- temps jusqu'à la rupture fragile,
- temps de propagation de la rupture ductile,
- temps de la rupture totale.

Le tableau III-1 représente les caractéristiques moyennes des fractogrammes des Z.A.T., et du métal de base.

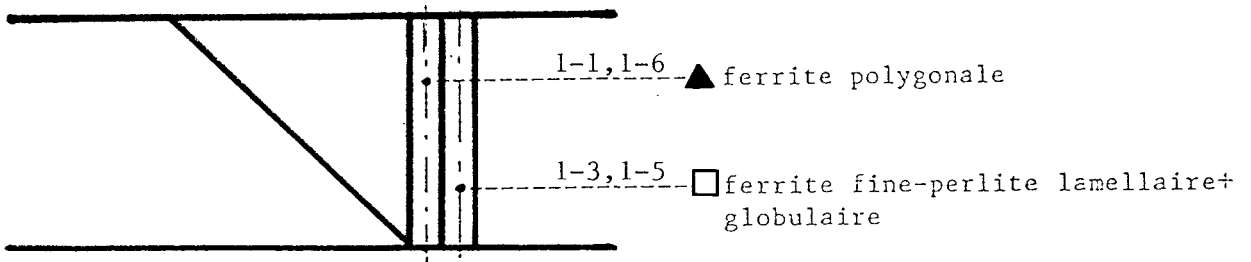
Produit de soudage	Positionnement d'entaille *	Température d'essai (°C)	Energie KV de résilience (J)	Pmax. (kN)	Flèche de l'éprouvette (mm)
E7018 (6 passes)	● 5-1	+20	146		
	● 5-6	-20	132	16,3	8,98
	★ 5-3	+20	113	14,0	4,6
	★ 5-5	-20	86	15,0	3,9
E71T8-K6 (5 passes)	▲ 1-1	+20	140		
	▲ 1-6	-20	100	16,4	5,5
	□ 1-3	+20	111	14,0	5,7
	□ 1-5	-20	70	15,4	2,3
E70T7 (4 passes)		+20	non	non	non
		-20	déterminée	déterminée	déterminée
	■ 9-3	+20	117	14,7	5,2
	■ 9-5	-20	111	10,9	7,8
métal de base		+20	120	14,5	5,3
		-20	73	16,0	3,8

* - Voir la figure III-22

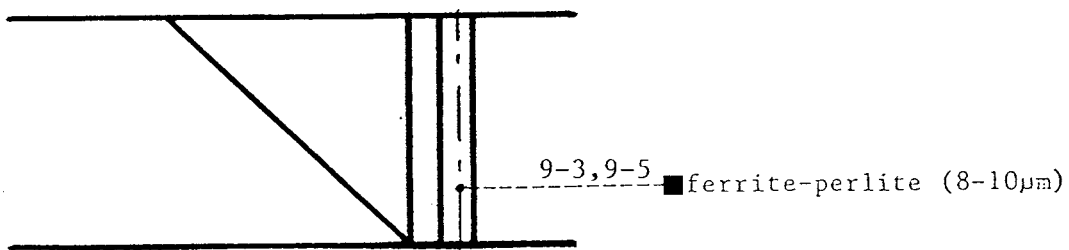
Tableau III-1: Caractéristiques moyennes des fractogrammes des Z.A.T. et du métal de base.



a) Z.A.T. obtenue en 6 passes (produit E7018)



b) Z.A.T. obtenue en 5 passes (produit 71T8-K6)



c) Z.A.T. obtenue en 4 passes (produit E70T7)

Figure III-22: Positionnement de l'entaille dans la Z.A.T.

Le premier chiffre représente le type de produit

1 - E71T8-K6

5 - E7018

9 - E70T7

et le deuxième le type de structure testée.

III-6 DISCUSSION

Avant d'interpréter les résultats, il faut signaler les travaux de DEVILLERS et al. (Réf. III-17) concernant la ténacité d'une Z.A.T.. D'une part la ténacité de la Z.A.T. est influencée par sa largeur et de l'autre par des propriétés mécaniques des zones adjacantes et par la position de l'entaille par rapport au métal de base.

Un ensemble soudé, constitue une éprouvette métallurgiquement hétérogène c'est à dire comportante une partie centrale étroite (Z.A.T.) entourée de deux zones (métal de base, métal fondu) dont les structures et les propriétés mécaniques varient.

Dans ces conditions la ténacité apparente de la Z.A.T. n'est intrinsèque mais dépend également des deux zones avoisinantes. Cependant l'influence exacte de ceux paramètres reste mal appréciée.

Au cours des essais nous avons rencontré les difficultés expérimentales suivantes:

- l'hétérogénéité structurale le long de la zone adjacente à la ligne de fusion, suite aux multiples traitements de régénération consécutifs (effet multipasse),
- faible épaisseur de cette zone jointe à la ligne de fusion non rectiligne rendant très difficile le positionnement correcte de l'entaille.
- les fissures qui commençaient à l'interface de la Z.A.T. et de la ligne de fusion, puis se terminaient dans le cordon rendaient l'essai inexploitable.

Néanmoins, pour exploiter le plus fidèlement possible un essai, nous avons déterminé par les observations microscopiques, la structure sur le trajet de la fissure (Fig. III-22a,b,c).

A 20°C les Z.A.T. présentent des fractogrammes semblables. La rupture dans tous les cas n'intervient qu'après une déformation plastique; elle est entièrement ductile. La force maximale P_m est quasiment constante et égale à 14kN; par contre l'énergie de la rupture et la flèche de la rupture fragile varient.

L'énergie de résilience est la plus élevée dans la Z.A.T. du produit E7018 (Ech.5-1) où la rupture se propage près de la ligne de fusion dans la structure composée de ferrite-carbure. La taille du grain ferritique varie entre 3 et 5 μm et la taille des carbures entre 0,2 et 0,6 μm .

L'énergie est également élevée dans un mélange de structures composé de ferrite proeutectoïde et des plages de perlite soit lamellaire, soit globulaire (Ech.1-1 produit E71T8-K6).

Quand on s'éloigne de la ligne de fusion, la résilience et la flèche de la rupture fragile diminuent (Fig. III-13,14,15). Ces deux paramètres restent sensiblement les mêmes pour les trois Z.A.T. (Tableau III-1). Dans ce cas, la fissure traverse une structure de ferrite-perlite sous forme lamellaire, rarement globulaire (Ech.5-3,1-3,9-3). La taille du grain est comprise entre 8 et 10 μm .

Le métal de base présente une rupture entièrement ductile (Fig. III-16).

A -20°C, les ruptures sont mixtes (Fig. III-17a,b; 18a,b) à l'exception d'une, entièrement ductile (Fig. III-19), où la rupture se propage dans la structure ferrite-perlite en lamelles près du métal de base (Ech.9-5). Dans ce cas, la rupture présente un caractère quasi ductile; la contrainte d'écoulement dynamique étant plus faible que celle observée dans les autres structures.

A -20°C la Z.A.T. du produit E7018 (Ech.5-6) présente une rupture qui se propage avec de fortes déformations plastiques (Fig.III-17a). La propagation est ductile au début, puis devient fragile. Sur le bord de l'échantillon, on observe une déformation plastique des lèvres. L'entaille de cette éprouvette est placée près de la ligne de fusion dans la structure de ferrite à grain affiné-carbure.

Dans les deux types de Z.A.T. (E7018 et E70T7), nous avons observé des particules de tailles respectives 0,2 à 0,6 μm et 0,01 μm .

Les particules de taille 0,2 à 0,6 μm correspondent à des carbures de fer, tandis que celles à faible taille nous les avons identifiées comme étant des carbures de niobium.

Selon les études de KAAE et al. (Réf.IV-10,11 Chap.IV) menées sur un acier C-Mn traité au Nb, la précipitation de carbure de niobium donne une région adoucie dans la Z.A.T. (la transition ductile fragile est atténuée).

Les résultats analogues ont été obtenus par ROESCH (Réf.III-16) dans le cas de matériaux composite fer-aluminium. D'après ses études les particules qui ont un diamètre inférieur à 1 μm , produisent un durcissement appréciable et atténuent la transition ductile fragile, vers des températures plus basses.

A -20°C la même Z.A.T.(Ech.5-5), mais avec une entaille placée à environ 1,0mm de la ligne de fusion, présente une rupture avec des déformations plastiques et une énergie moins importantes (Fig.III-17b). Elle se trouve dans la zone composée de ferrite-perlite où la perlite est sous forme lamellaire et globulaire. La taille du grain reste toujours faible (environ 5 μm).

A -20°C la rupture de la Z.A.T. du produit E71T8-K6 présente deux fractogrammes qui diffèrent par les déformations plastiques et les valeurs de l'énergie de résilience. Cette variation provient de l'emplacement de l'entaille.

La rupture qui se propage près de la ligne de fusion (Ech.1-6), traversant la structure de ferrite polygonale, admet un taux de déformation supérieur avant amorçage (Fig.III-18b) par rapport à celle traversant la structure de ferrite fine-perlite lamellaire ou globulaire (Ech.1-5 Fig.18a). Pour les deux zones, la propagation de la fissure est ductile, puis fragile.

A -20°C on observe le même phénomène qu'à la température ambiante; au fur et à mesure que l'on s'éloigne de la ligne de fusion, la résilience diminue. Ceci se traduit par une diminution du temps à la rupture fragile.

A -20°C le métal de base présente une rupture qui inter-vient après une faible déformation plastique; la rupture est mixte (Fig.III-20).

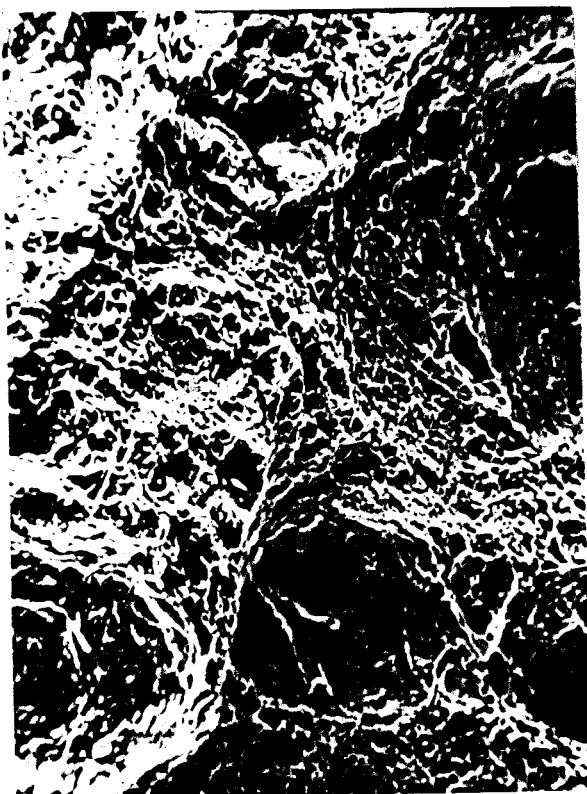
Dans tous les types de structures étudiées, nous remarquons que la force maximale P_m augmente quand la température de l'essai diminue (Tableau III-1).

III-7 EXAMEN DES FACIES DE RUPTURE

Les planches III-1 à III-4 montrent l'aspect des faciès de ruptures à -20 et 20°C pour les trois Z.A.T. et le métal de base.



a) Gr. 300



b) Gr. 600

Photo III-1a, b: Aspect des faciès de rupture par choc à 20°C de la Z.A.T. du produit E7018; 6 passes (Nr Ech. 5-3)
Positionnement de l'entaille : ferrite fine (3-5 μm)-perlite lamellaire, globulaire

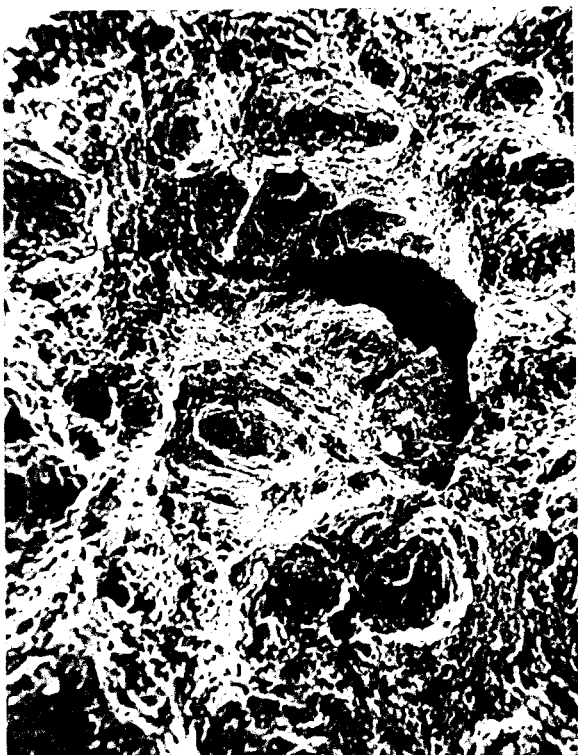
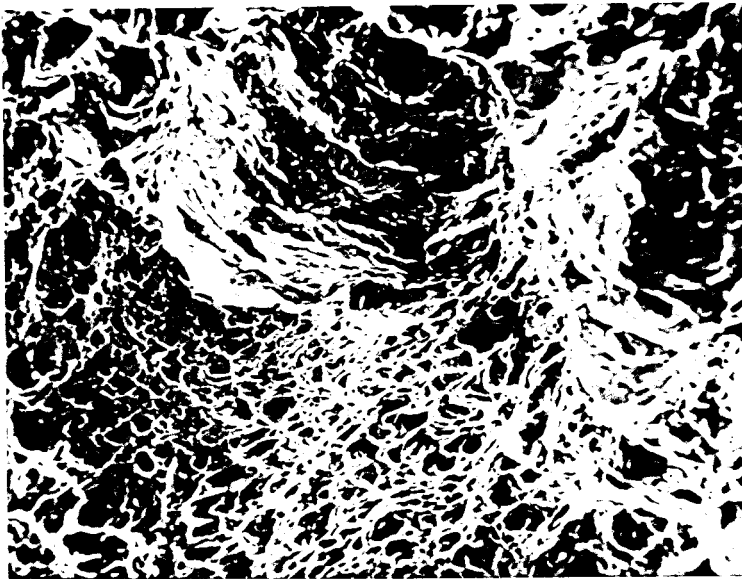


Photo III-2a, b: Aspect des faciès de rupture par choc à 20°C de la Z.A.T. du produit E71T8-K6 ; 5 passes (Nr Ech. 1-3)



a) Gr. 600

Photo III-3a: Aspect des faciès de rupture par choc à 20°C de la Z.A.T. du produit E70T7;4 passes (Nr Ech. 9-3)
Positionnement de l'entaille : ferrite- perlite (8-10 μm)

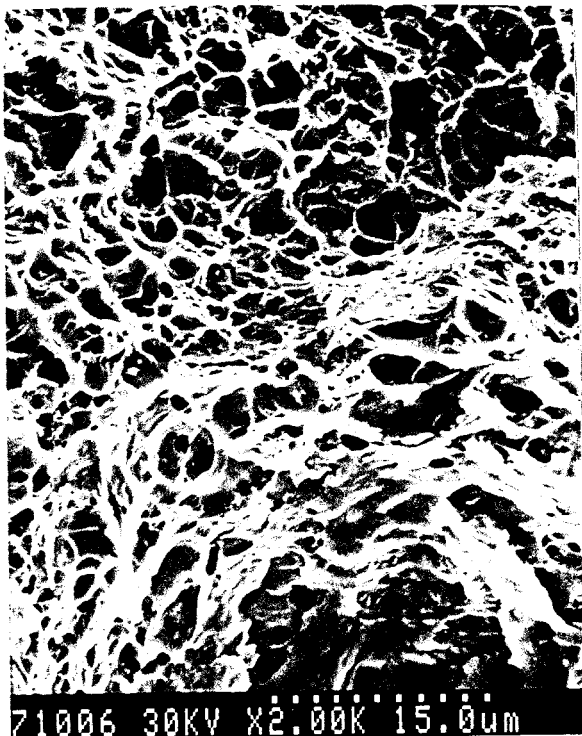
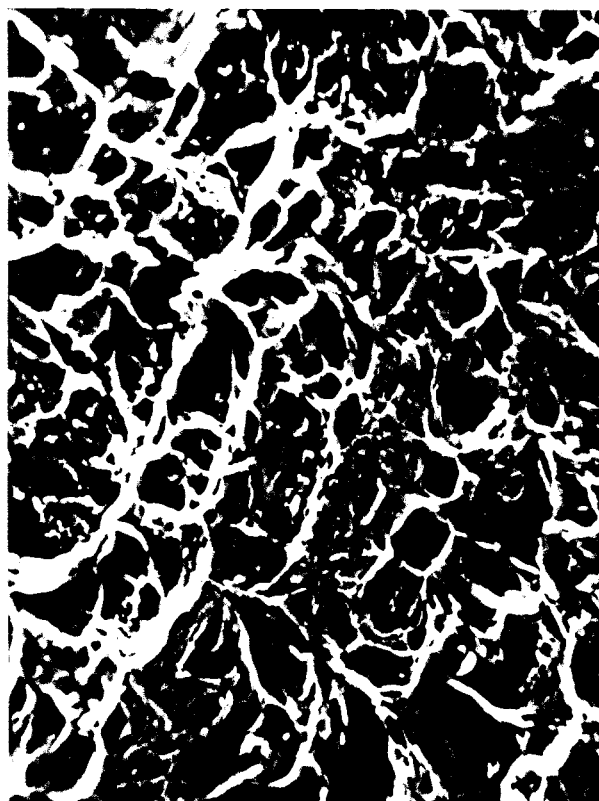
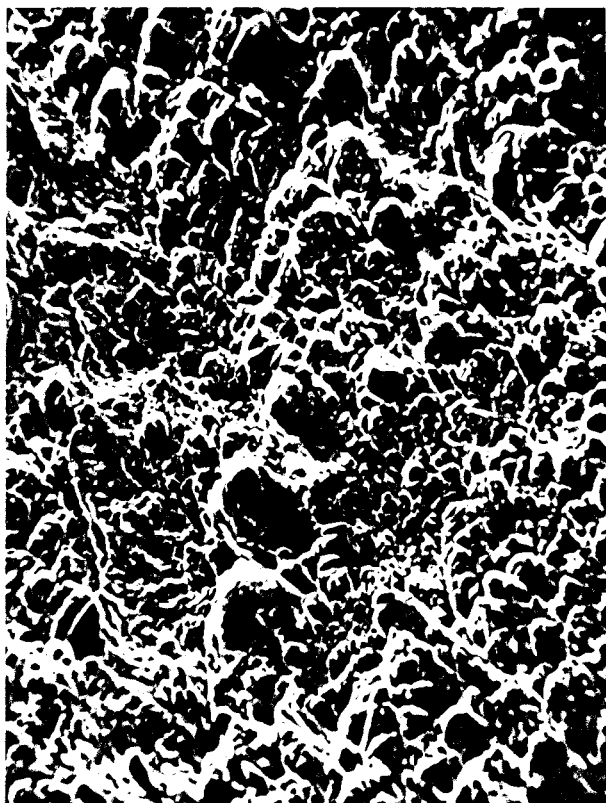


Photo III-3b, c: Aspect des faciès de rupture par choc à -20°C de la Z.A.T. du produit E70T7;4 passes (Nr Ech. 9-5)
Positionnement de l'entaille : ferrite-perlite (8-10 μm)



a) Gr. 600

b) Gr. 2000

Photo III-4a, b: Aspect des faciès de rupture par choc de métal de base à 20°C

III-8 CONCLUSION

Malgré les difficultés rencontrées (signalées dans la discussion), nous avons fait les observations suivantes:

A 20°C la ténacité la plus élevée (146J) exprimée par la résilience correspond à un mélange des structures composé de ferrite polygonale et des plages de perlite sous forme lamellaire où globulaire (produit E71T8-K6).

La ténacité est également élevée (140J) dans la structure composée de ferrite-carbure, dont la taille du grain ferritique varie entre 3 à 5 μm et la taille de carbure Fe_3C entre 0,2 et 0,6 μm (produit E7018).

La diminution de l'énergie de résilience (111J) est attribuée à l'apparition de structure ferrite-perlite, la perlite étant sous forme lamellaire. La taille du grain ferritique varie entre 8 et 10 μm pour les trois Z.A.T.

A -20°C la ténacité la plus élevée (132J) correspond à la structure composée de ferrite (3 à 5 μm) carbure (0,2 à 0,6 μm); produit E7018.

Elle décroît dans la structure de ferrite (8 à 10 μm) perlite lamellaire (111J produit E70T7) ensuite dans la structure de ferrite polygonale (100J produit E71T8-K6) et dans la structure de ferrite-perlite affinée (86 et 70J).

Le faible écart entre l'énergie de résilience à 20 (117J) et à -20°C (111J) peut être attribué à la présence du carbure de Nb finement dispersé de taille 0,01 μm dans cette zone de la Z.A.T.(produit E70T7). A basse température il atténue la transition ductile-fragile (Réf.III-16).

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- III-1 **TOURNER C.E.** "Measurement of fracture toughness by instrumented impact test", Impact testing of metals, ASTM STP 466, American Society for Testing and Materials, 1970, pp.93-114
- III-2 **KOBAYASHI T. TAKAI K. MANIWA H.** "Transition behaviour and evaluation of fracture toughness", Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan, 1967,N°3, pp.115-125
- III-3 **FEARNEHOUGH G.D. HOY C.J.** "Mecanism of deformation and fracture in the Charpy teste as revealed by dynamic recording of impact loads" Journal of the Iron and Steel Institute, vol.202, 1964, pp.912-820
- III-4 **SUZUKI H. TAMURA H.** "Evaluation de la résilience de la zone thermiquement affectée des aciers à haute résistance en utilisant un dispositif simulant les cycles thermiques de soudage", IIS-IIW doc.IX-321-62
- III-5 **OBATA T. TANAKA J. IDEGUCHI Y. KANEKO N.** "Modification des propriété des aciers à haute limite d'élasticité causées par le cycle thermique de soudage", IIS-IIW, doc. IX-441-65
- III-6 **INAGAKI M. NAKAHARA K. HARADA K. MITANI Y.** Effet de la microstructure sur la résilience dans la zone thermiquement affectée au voisinage de la zone de liaison des aciers à haute résistance" IIS-IIW, doc. IX-440-65
- III-7 **SAVAGE W.F. OWZARSKY W.A.** "The microstructure and notch impact behaviour of a welded structural" Welding Journal Research Supplement, 1966, vol.45 N°2, pp.55s-65s
- III-8 **BERNARD G.** "Les études poursuivies à l'IRSID sur l'acier de construction" Revue de Métallurgie, oct.1979 pp.637-648
- III-9 **DOLBY R.E.** "The effect of Nb on the HAZ toughness of high heat input welds in C-Mn steels" ,The Welding Institute Research Bulletin, sept.1977
- III-10 **DEVILLERS L. KAPLAN D. JANSEN J.P.**"Aspects métallurgique et mécanique de la ténacité des zones affectées par la chaleur" RE 1269 Avril 1986
- III-11 **TSUBOI J. TERASHIMA H.** "Synthèse relative à la résistance et la ténacité des métaux déposés microalliés au Ti et Ti-B" Soud. Tech. Connexes mai-juin 1985 pp.177-185
- III-12 **DOLBY R.E. EGAN G.R. DAVES M.G. SAUNDERS G.C. ARCHER C.L.** "Brittle fracture initiation in welded low strength steels. Practical fracture mechanic for structural steels. Proceeding of the symposium on fracture toughness concepts for weldable structural steels" Risley, avril 1969
- III-13 **LAROCHE L. BLONDEAU R. PALMIER M. DOLLET J.** "Simulation des zones affectées thermiquement de joints multipasse de tôles épaisses d'aciers faiblement alliés". Soud. Tech. Connexes, mars avril 1979 pp.95-108

- III-14 Guidance on welding and weldability of C-Mn and C-Mn micro-alloyed steels"
Doc. IIS IIW-382-71 (ex doc. IX-646-69), Editeur: Svetskommissionen
- III-15 "Aciers à haute résistance pour constructions soudées" Commission IX de l'IIS
- III-16 **ROESCH L.** Mémoires Scientifiques Revue de Métallurgie, 66 (1969), pp.29-45
- III-17 **DEVLLERS KAPLAN MAAS** "Aspect mécanique de l'évaluation de la
ténacité de éprouvettes métallurgiquement hétérogènes"

CHAPITRE IV

TENACITE EXPRIMEE EN COD

IV-1 INTERET DE L'ETUDE DU C.O.D. SUR LES ASSEMBLAGES

SOUDES

La mesure du C.O.D. permet d'évaluer la sensibilité à l'amorçage d'une rupture.

La technique d'essai intéresse très particulièrement les soudures puisque c'est à leur niveau que prennent le plus souvent naissance une fissure, à la faveur d'un défaut que peut contenir la Z.A.T.

Une autre caractéristique importante de l'essai est que la valeur mesurée du COD est fonction de l'épaisseur. En effet, plus l'épaisseur augmente, plus on se rapproche de l'état de déformation plane, c'est-à-dire des conditions valables pour la mesure de K_{Ic}^* (Réf.IV-2). On peut donc par mesure du COD sur la pleine épaisseur d'un assemblage obtenir une valeur qui englobe cet effet, ce que ne permet pas l'essai de résilience.

Pour évaluer la dimension d'un défaut critique, il faut opérer sur l'épaisseur entière du produit. Par contre s'il s'agit de comparer entre elles des zones constitutives d'une soudure on utilise des éprouvettes réduites lorsque l'épaisseur est importante.

* facteur d'intensité de contrainte critique

IV-2. L'ECARTEMENT EN FOND DE FISSURE PRIS COMME

CRITERE DE TENACITE

De nouveaux concepts de ténacité des aciers à basse et moyenne résistance ont été élaborés, tels que:

- la taille de la zone plastique
- l'intégrale J aux Etats-Unis
- le critère d'écartement en fond de fissure (COD) en Grand Bretagne.

Notre travail, consiste surtout à déterminer les valeurs du COD critique dans les Z.A.T. obtenues par soudage multipasse en fonction des structures.

IV-2.1 Définition du C.O.D.

La mise en charge d'une éprouvette fissurée provoque l'émoussement du front de la fissure initialement aigu. Il y a formation de la zone étirée (stretch zone) au cours d'un chargement croissant (Figure IV-1). Elle se produit pendant la période qui précède l'amorçage de la déchirure. L'écartement produit au fond de la fissure est appelé COD (Crack Opening Displacement).

Il est symbolisé par la lettre grecque δ et prend une valeur critique δ_c au moment de la rupture.

Ce concept introduit pour la première fois par A.A. WELLS, est d'une très grande importance car il a une signification physique plus palpable que l'intégrale J.

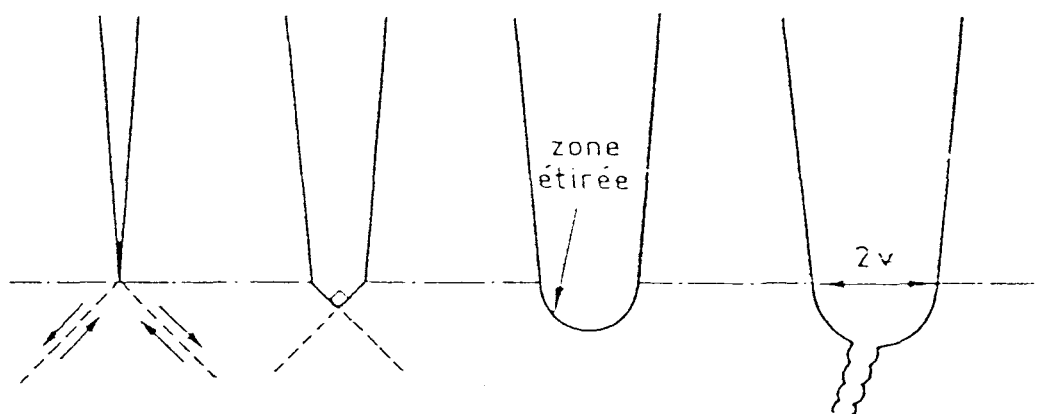


Figure IV-1: Formation de la zone étirée au cours d'un chargement croissant.

IV-2.2 Aspect des diagrammes $P=f(V)$; charge-écartement

Les courbes charge-ouverture des lèvres de l'entaille mettent en évidence les différents comportements du matériau (Figure IV-2a,b,c Réf.IV-3):

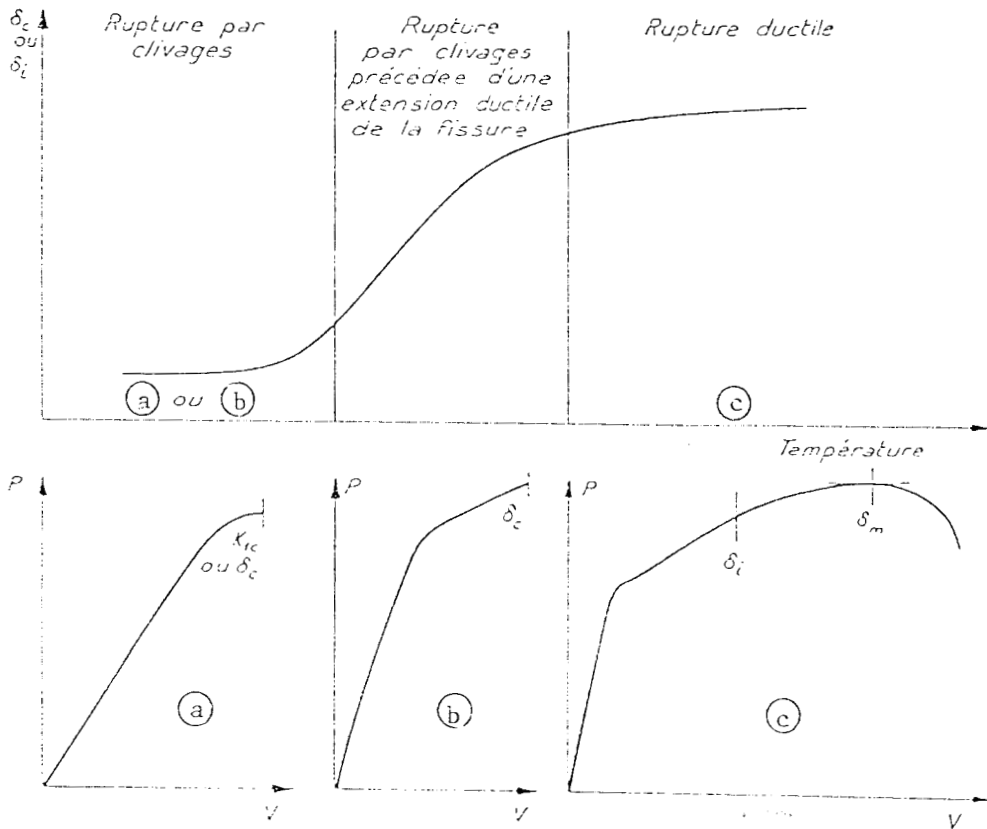


Figure IV-2 a,b,c,: Courbe COD-température ; Aspect des diagrammes Charge P -Ouverture V.

a - lorsqu'une fissuration par clivage s'amorce et conduit à la rupture complète de l'éprouvette, le δ_c du COD est déterminé à partir du déplacement qui correspond à la charge maximale.

b - lorsque la fissure par clivage est précédée par un déchirement ductile da, le COD à l'initiation de la déchirure est noté δ_i et celui à l'instabilité du clivage est noté δ_u .

c - lorsque la rupture est entièrement ductile, les COD, à l'initiation et celui qui correspond à la charge maximale sont notés respectivement δ_i et δ_m (généralement la déchirure ductile s'amorce avant la charge maximale).

δ_m n'est pas utilisable pour le calcul de défaut admissible, mais peut néanmoins servir pour la comparaison de différents matériaux entre eux.

IV-2.3 Mécanismes de déformation à la pointe d'une fissure

La détermination du début de croissance de la fissure relève d'un processus se produisant à la pointe de la fissure, dont les différentes étapes sont schématisées sur la figure IV-3.

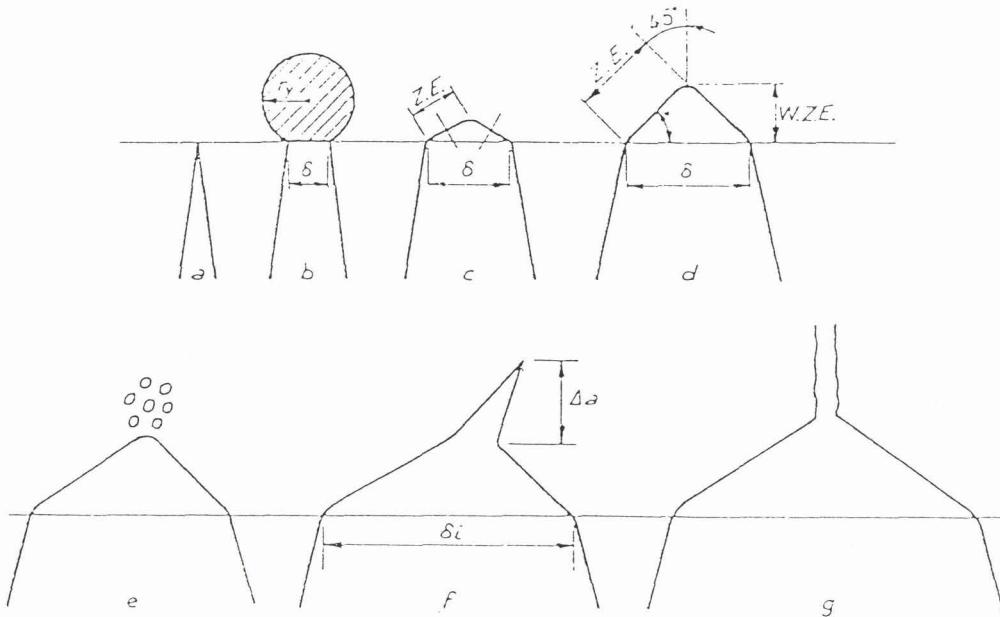


Figure IV-3: Mécanisme de déformation à la pointe d'une fissure.

L'observation de l'extrémité de la fissure au cours de la déformation permet de distinguer les stades suivants:

a,b - formation de la zone plastique (mécanisme linéaire élastique de la rupture)

c,d - apparition de déformations importantes par cisaillement (domaine du COD) avec élévation et étirement du front de fissure (stretch zone)

e - initiation et coalescence des vides en avant de la pointe de fissure

f,g - extension ductile de la fissure suivie d'une rupture de l'éprouvette soit par clivage soit ductile.

IV-3 TECHNIQUE UTILISEE POUR MESURER LE COD

IV-3.1 Calcul de d à partir de l'écartement des lèvres de l'entaille

Parmi plusieurs méthodes existant actuellement nous développerons uniquement celle que nous avons choisie pour déterminer le COD.

Cette détermination est proposée par le British Standard B.S. 5672. Elle consiste à faire des calculs de d à partir de l'écartement des lèvres de l'entaille. L'idée repose sur l'hypothèse d'un centre apparent de rotation de l'éprouvette mise en charge (Figure IV-4) proposé par le document DD19 (Réf.IV-4).

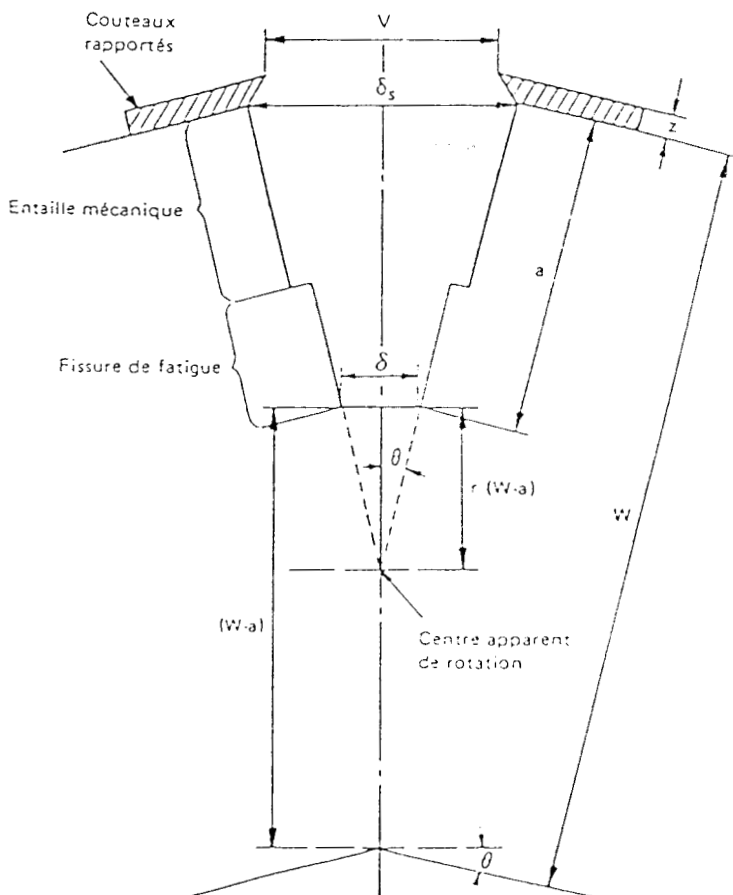


Figure IV-4: Schéma de la mesure du COD à partir de V (Réf.IV-4).

L'écartement que l'on peut connaître au moyen d'un capteur à lame est appelé V, le centre de rotation est situé à une distance $r(W-a)$ du fond de l'entaille, $(W-a)$ étant la longueur du ligament non fissuré.

L'utilisation des triangles semblables permet d'écrire:

$$V/d = a+z+r(W-a)/r(W-a)$$

d'où

$$\delta = Vr(W-a)/a+z+r(W-a) = 1/(1+n)(a+z)/(W-a)$$

$$n = 1/r$$

z- cote des cales utilisées

n- facteur de rotation

δ - écartement en fond de fissure

V- écartement des lèvres de l'entaille

a- profondeur de la fissure

W- épaisseur de l'éprouvette

Le problème qui se pose est le choix de la fixité du centre de rotation.

* Choix de la valeur de n, facteur de rotation.

La valeur 2 pour n a été d'abord adoptée en supposant que le centre de rotation se trouvait au milieu de l'épaisseur sous entaille de l'éprouvette.

Cependant des expérimentations effectuées par WEERMAN et MULLER (Réf.IV-5) ont montré que ce centre de rotation semble se déplacer d'une position proche du fond de fissure vers une position médiane au cours de l'ouverture de l'entaille.

Ces deux auteurs ont trouvé 5 comme valeur de départ.

FREDERICK (Réf.IV-6) a étudié les variations du coefficient n en fonction de la valeur de l'écartement critique de fissuration.

La valeur de n, située initialement au voisinage de 40, décroît très rapidement quand l'écartement augmente, jusqu'à ce que celui-ci s'approche de la valeur de transition de déformation (passage d'un état de déformations planes à un état de contraintes planes).



La valeur de n se stabilise aux environs de 2,5 comme le montre la figure IV-5.

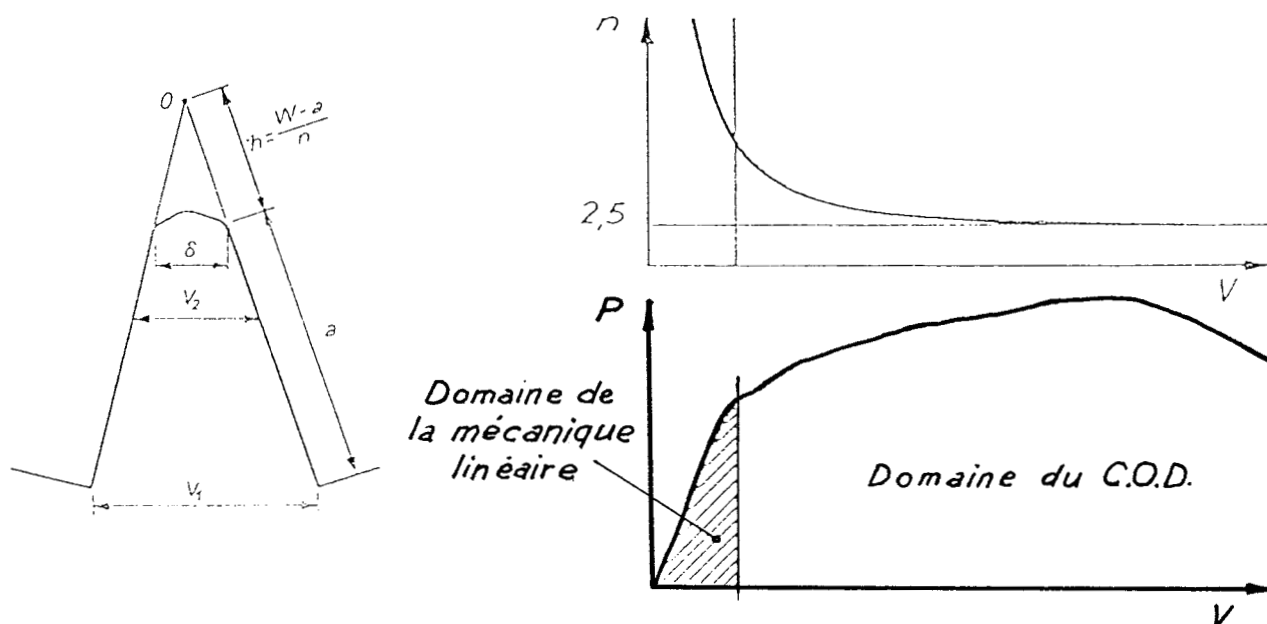


Figure IV-5: Détermination du centre de rotation par la méthode de double compliance.

Toutefois il faut reconnaître que les valeurs de n sont dépendantes de la limite élastique et de l'épaisseur sous entaille.

IV-4. INFLUENCE DE LA MICROSTRUCTURE DE LA Z.A.T. SUR LE COD

Une étude réalisée à l'Institut de Soudure Britannique (Welding Institut) sur une série d'aciers au C-0,17%, Mn-1,4% entièrement calmés par traitement à l'aluminium a montré une plus grande fragilisation dans la zone à gros grains (Réf.IV-7). Cette étude consacrée au soudage en une seule passe a montré une amélioration de la ténacité pour une augmentation de l'apport d'énergie dans l'intervalle 1 à 2,4 kJ/mm (Figure IV-6).

La diminution de la ténacité dans cette zone a été attribué à la présence de la martensite. La fragilisation a été supprimée par un traitement de relaxation des contraintes après soudage.

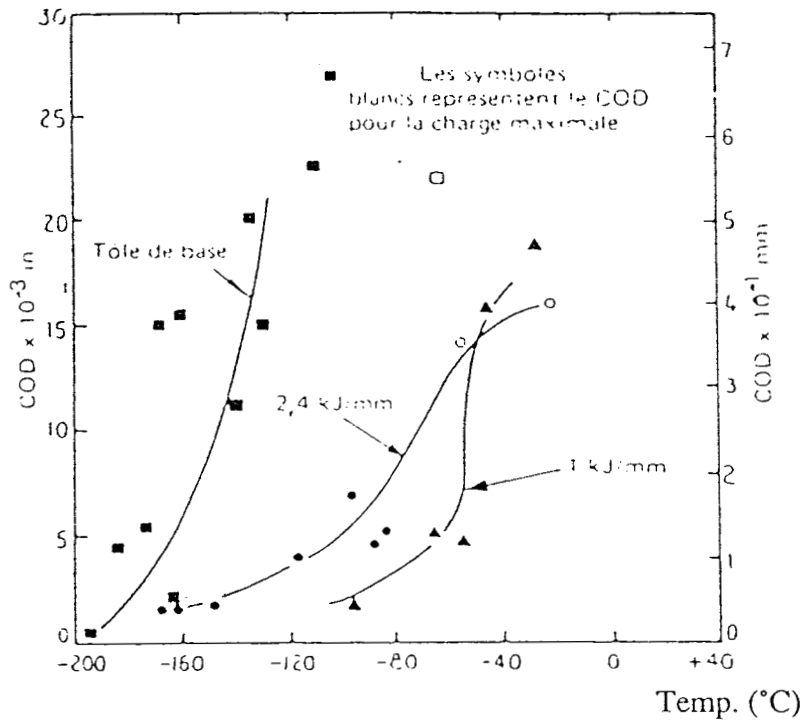


Figure IV-6: Effet de l'apport d'énergie sur la ténacité des régions à gros grains de la Z.A.T. d'un acier au Mn-Cr-Mo-V (Réf.IV-7).

BONOMO (Réf.IV-8) a observé de faibles valeurs de ténacité dans la Z.A.T. d'un acier (0,16%C, 1,4%Mn) semi-calmé au silicium et à grain affiné par l'aluminium. Cette étude qui concerne le soudage multipasse montre que la température de transition la plus élevée a été observée dans la région à gros grains de la Z.A.T.(Fig.IV-7).

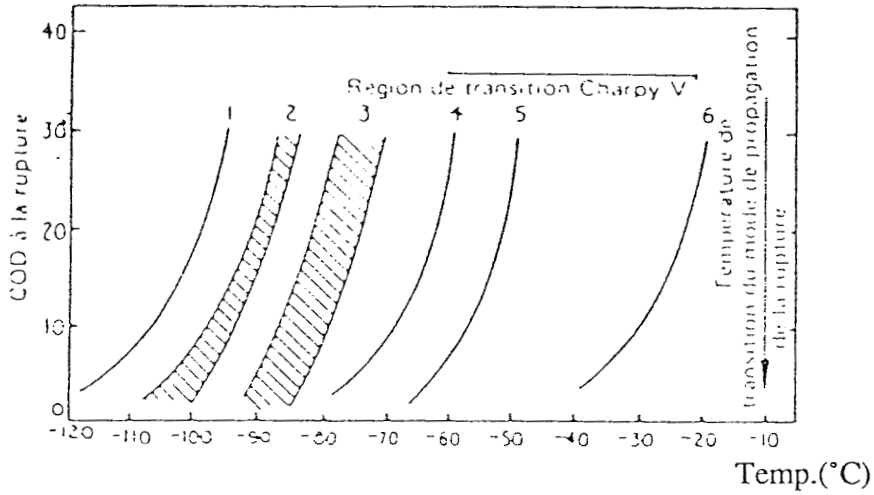
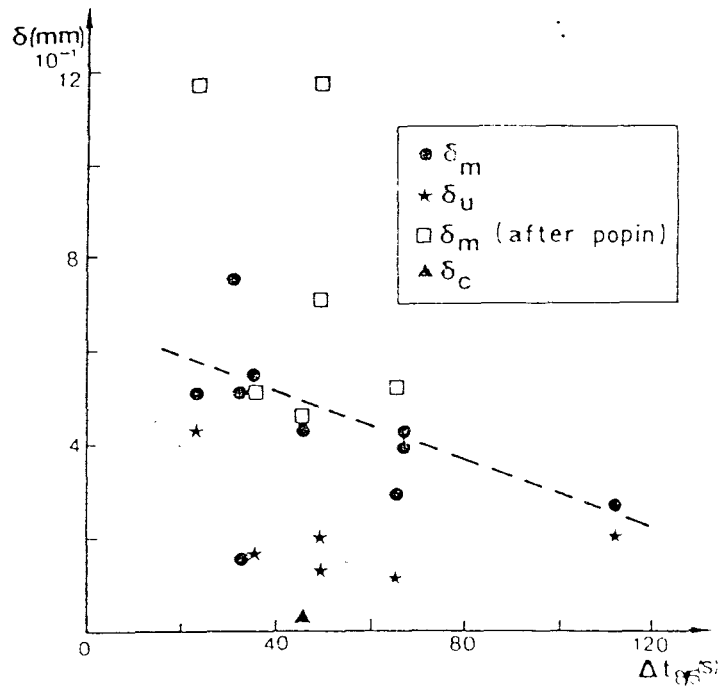


Figure IV-7: Résumé des résultats des essais (Réf.IV-8)

- 1 - Matériau non traité
- 2 - Zone affectée thermiquement à grain fin
- 3 - Fond d'entaille vieilli par déformation
- 4 - Région à gros grains de la Z.A.T., brute de soudage
- 5 - Région vieillie de la Z.A.T. à gros grains
- 6 - Charge de choc.

A l'état brut de soudage et pour un apport d'énergie de 1,6kJ/mm, la température de transition, lors d'essais COD avec pliage lent était comprise entre -60 à -75°C alors qu'elle était de -80 à -90°C dans le cas le plus sévère d'un vieillissement par déformation.

LOURERRO (Réf.IV-9) a étudié aussi l'influence des micro-constituants résultants de différents temps de refroidissement Dt800/500 sur les valeurs de COD (Figure IV-8).



after popin - après décrochement

Figure IV-8: Résultats du COD en fonction du Dt800/500 obtenus à -10°C (Réf.IV-9).

Il a relié la variation de la taille du grain austénitique près de la ligne de fusion (Figure IV-9) et la fraction volumique de différents micro-constituants (Figure IV-10) avec le temps de refroidissement Dt800/500.

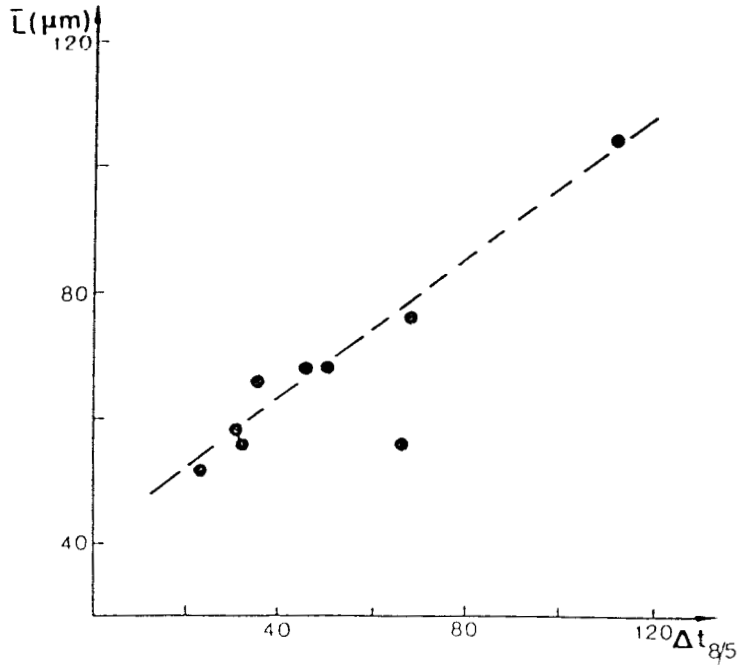
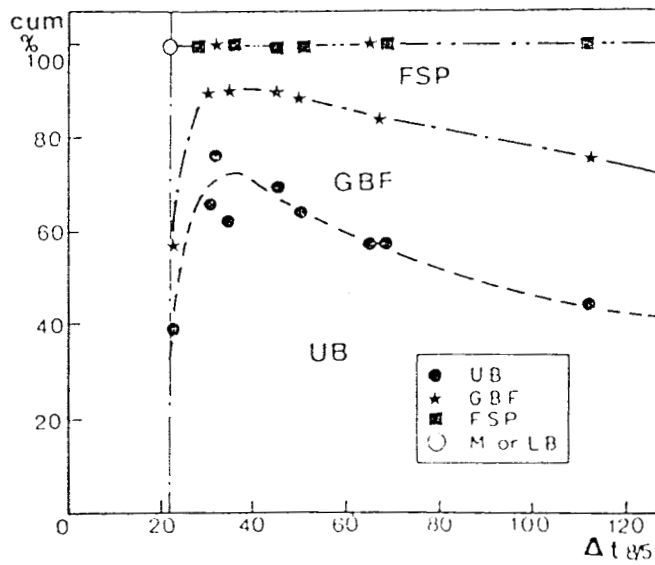


Figure IV-9: Taille du grain austénitique de la Z.A.T. en fonction de $\Delta t_{800/500}$ (Réf.IV-9).



UB - bainite supérieure
 GBF - ferrite formée sur le joint de grain austénitique
 FSP - ferrite en lattes
 M - martensite
 LB - bainite inférieure

Figure IV-10: Fraction volumique de micro-constituants en fonction de $\Delta t_{800/500}$ (Réf.IV-9).

Les résultats montrent que la ténacité exprimée en COD diminue avec:

- l'augmentation de la grosseur de grain austénitique
- l'augmentation de la fraction volumique de ferrite en lattes et de ferrite proeutectoïde intergranulaire formée sur le joint de grain austénitique.

IV-5. INFLUENCE DES ELEMENTS DISPERSOÏDES SUR LE COD

Une étude approfondie des propriétés de la Z.A.T. des aciers au C-Mn traités au niobium a été faite par KAAE et al. (Réf.IV-10,11). Ils ont constaté que la précipitation de carbure donne une région adoucie dans la Z.A.T., mais que la température de transition de cette région est bien en dessous de celle de la région à gros grains. Les soudures ont été exécutées avec apport d'énergie élevé.

Les résultats obtenus par ARONSON (Réf.IV-12) sur des éprouvettes simulant une Z.A.T. ont montré que l'effet de la précipitation du carbure de niobium sur l'augmentation de la température de transition n'était que marginal. Il a confirmé aussi le fait que la fragilisation est la plus marquée dans la zone à gros grains de la Z.A.T.

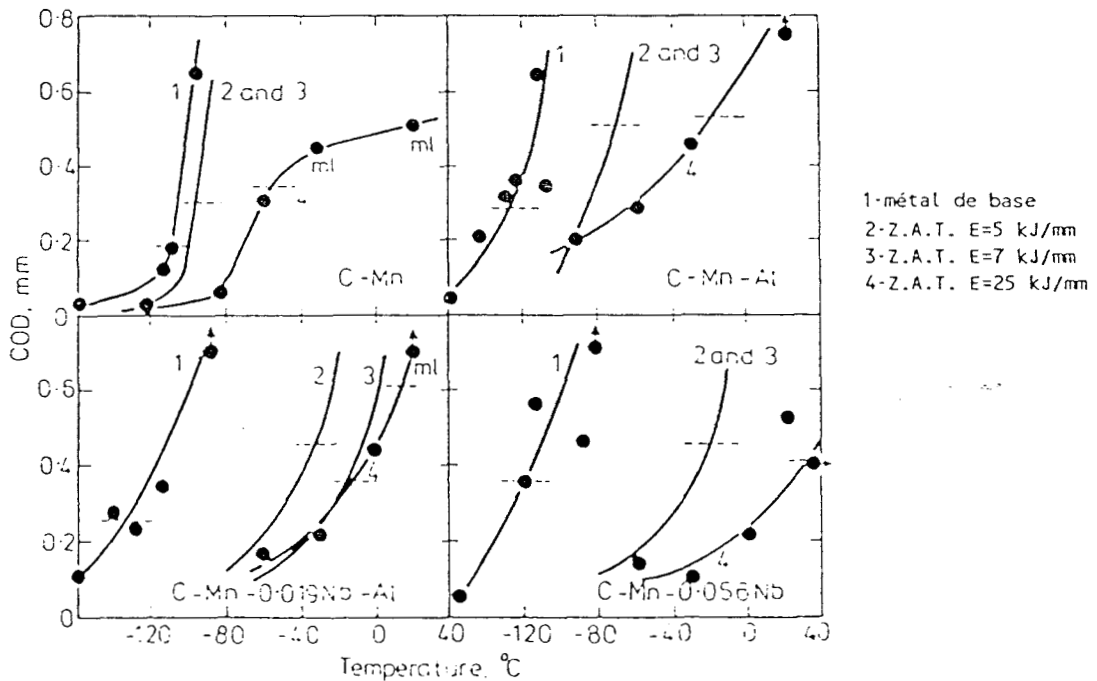


Figure IV-11 Température de transition du COD dans la région à gros grains de la Z.A.T. (Réf.IV-13).

R.E.DOLBY (Réf.IV-13) a étudié l'influence de l'énergie de soudage et des éléments d'addition (Al,Nb) sur la température de transition du COD (Figure IV-11). Le joint soudé est réalisé en une seule passe. Dimension de l'échantillon: section 25*25mm; $a/w=0,02$; rayon d'entaille 0,15 mm. Il a attribué la diminution de la ténacité de la Z.A.T. à la présence du niobium qui est marquée surtout pour un grand apport d'énergie.

La figure IV-12 présente l'effet du niobium sur la ténacité de la Z.A.T. de l'acier à 0,16% C et 1,3% Mn d'un joint monopasse, réalisé avec l'énergie de soudage élevée.

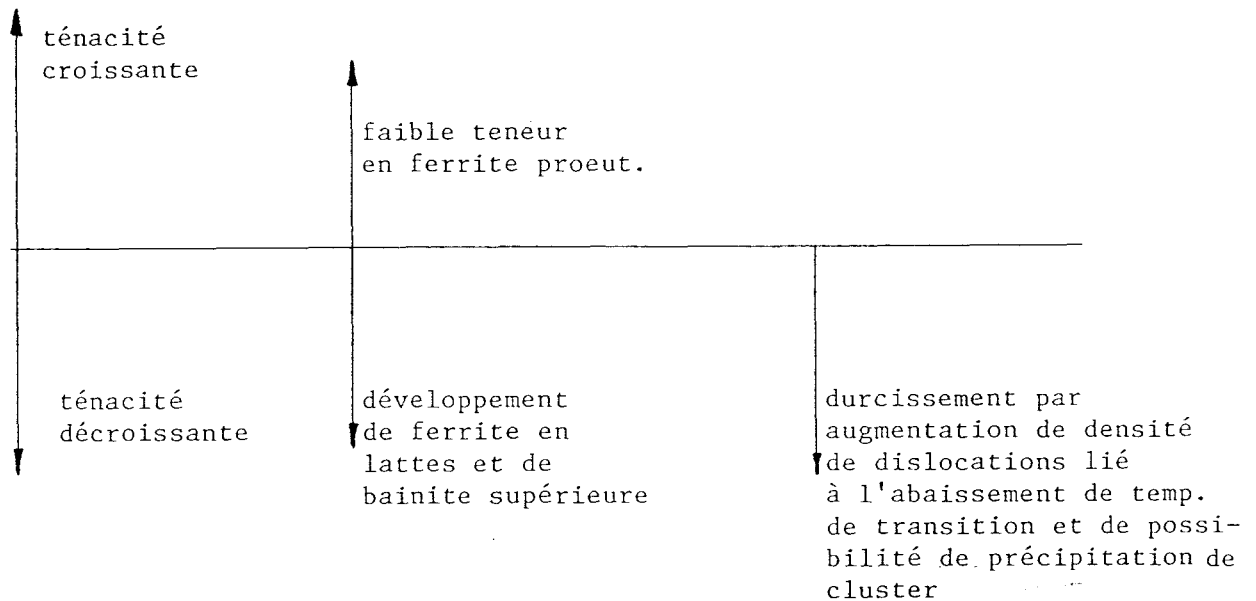
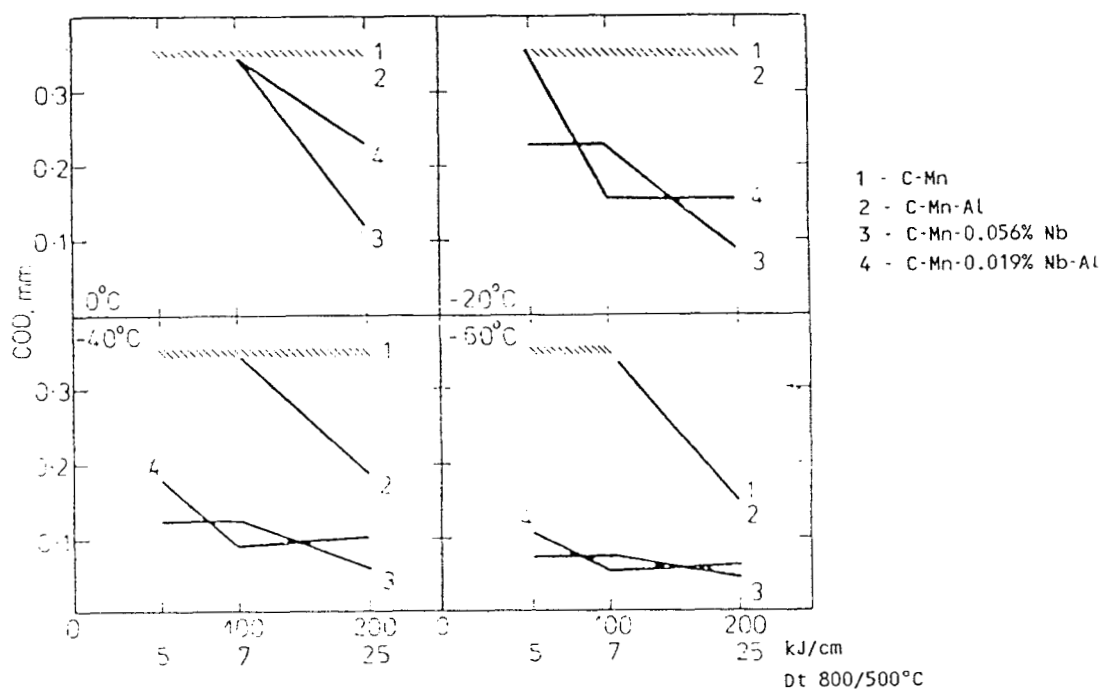


Figure IV-12: Influence du niobium sur la ténacité de la Z.A.T. (Réf.IV-13).

La figure IV-13 donne les valeurs critiques du COD dans la région à gros grains de la Z.A.T. en fonction de l'énergie de soudage (critère de refroidissement $Dt_{800/500}$) et de la température d'essai. La composition chimique du métal de base est suivante: 0,16%C; 1,3%Mn.



La ligne hachurée représente la limite de risque de rupture instable par clivage

Figure IV-13: COD critique dans la région à gros grains de la Z.A.T. (Réf.IV-13).

On remarque que pour des températures d'essais de -40°C et -60°C la ténacité diminue visiblement pour l'acier avec niobium, presque indépendamment de l'énergie mise en jeu.

A 0°C et -20°C l'influence de l'aluminium sur une augmentation de la température de transition du COD est plus marquée pour une énergie de soudage élevée.

La diminution de la ténacité de la Z.A.T. a été attribuée à la présence de la structure bainitique en lattes. La formation de celle-ci est favorisée par l'addition du Nb qui freine la germination de la ferrite proeutectoïde sur le joint de grain austénitique.

IV-6. CONCLUSION

Les résultats bibliographiques montrent que la ténacité de la Z.A.T. exprimée par le COD diminue avec:

- l'augmentation de la taille du grain austénitique (augmentation de la température et du temps de séjour)

- l'augmentation de la fraction volumique de ferrite en lattes et de ferrite proeutectoïde grossière formée sur le joint de grain austénitique.

Le niobium, pour de grands apports d'énergie, fragilise la Z.A.T.:

- soit par formation de carbures,
- soit par formation de cluster.

L'augmentation de la température de transition du COD par l'addition de l'aluminium est plus marquée pour une énergie de soudage élevée.

La Z.A.T. réalisée en multipasse présente une meilleure ténacité par rapport à celle réalisée en une seule passe.

IV-7. METHODES EXPERIMENTALES

Ce paragraphe rapporte tout d'abord la technique utilisée pour la détermination expérimentale des courbes donnant la variation de l'ouverture de la fissure en fonction de l'avancement de celle-ci ainsi que l'évaluation du COD critique à l'amorçage.

IV-7.1 Chaîne de mesure

Le schéma IV-14 montre le synoptique de l'essai du COD.

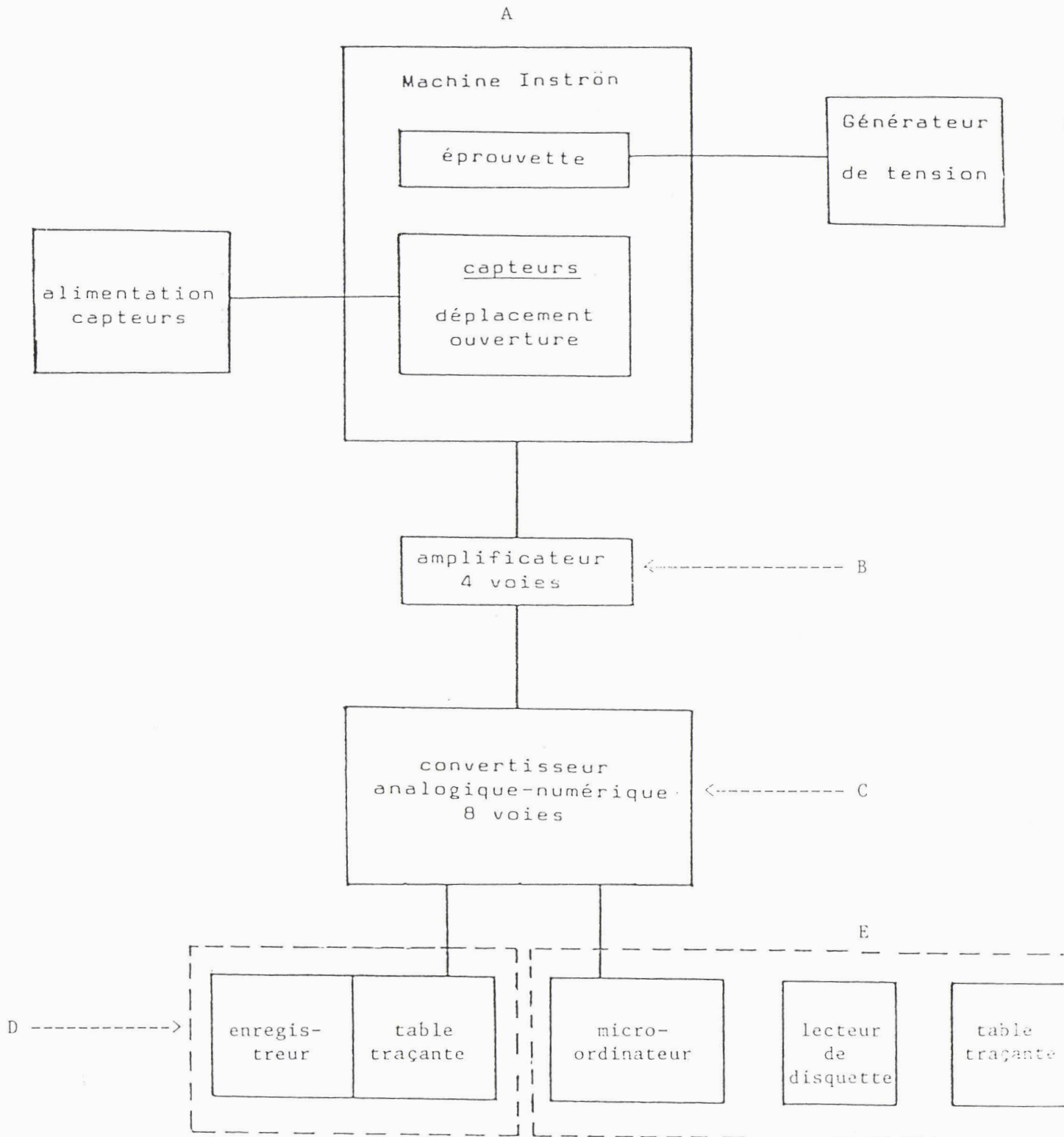


Figure IV-14: Schéma de l'appareillage utilisé.

Description de l'appareillage.

ENSEMBLE A

- machine de traction à résonance électromagnétique INSTRON 1603,

- capteur d'ouverture (à lames) qui permet d'enregistrer l'ouverture de la fissure. Ce capteur est relié à un pont de jauges,

- capteur inductif de type LVDT (avec son conditionneur) qui donne le signal de sortie du déplacement du point d'application de la charge,

- éprouvette de flexion trois points sur laquelle sont fixées les cales de support du capteur à lames. Cette éprouvette est reliée à un générateur de tension continue débitant un courant de 20 A.

ENSEMBLE B

Ce bloc comporte un amplificateur à 4 voies qui permet d'augmenter la sensibilité de 4 signaux. Nous avons amplifié la tension recueillie au bord de l'entaille de l'éprouvette.

ENSEMBLE C

Ce bloc comporte un convertisseur analogique-numérique à 8 voies.
Nous enregistrons:

- la force appliquée,
- le déplacement de l'éprouvette,
- l'ouverture de la fissure,
- la tension au bord de l'entaille pour suivre l'avancement de la fissure.

ENSEMBLES D ET E

Ils comportent:

- le micro-ordinateur et son lecteur de disquette qui permettent d'enregistrer et stocker les valeurs pour un dépouillement informatique ultérieur des résultats,

- une table traçante et l'enregistreur

IV-7.2 DETERMINATION EXPERIMENTALE DE LA VALEUR

CRITIQUE DE δ_c DU COD

Lorsque la longueur de la fissure croît lentement avant rupture, il est nécessaire de déterminer le moment de l'amorçage de la fissure de manière à pouvoir accéder à la valeur critique de l'écartement en fond de fissure.

Il existe un certain nombre de méthodes expérimentales.

Nous avons retenu, pour notre étude, la méthode électrique (décrite dans le chapitre V-7.4) et la méthode des décharges partielles.

La méthode des décharges partielles ou méthode de la compliance a été développée par CLARKE (Réf.IV-14). Elle permet de mesurer l'accroissement de la fissure tout au long du chargement.

Au cours de l'essai la charge P est enregistrée en fonction du déplacement du point d'application de celle-ci. Les décharges partielles de 10% sont effectuées ponctuellement.

Les décharges étant élastiques, on mesure la pente par agrandissement (analogique-numérique) de la courbe charge-déplacement (Figure IV-15). Cette pente est inversement proportionnelle à la section de l'éprouvette, c'est-à-dire au ligament restant ($b=W-a$).

La norme définit la compliance par la formule suivante:

$$C=E.B.d/P$$

où C - compliance normalisée
E - module de Young
B - épaisseur de l'éprouvette
d/P-inverse de la pente relevée sur les décharges

IV-7.3 DETERMINATION EXPERIMENTALE DES COURBES DE

CALIBRATION

L'utilisation de deux méthodes de suivi de fissure nécessite un étalonnage préalable (la courbe d'étalonnage de la méthode électrique est présentée dans le chapitre V-7.4 Fig.V-10).

Nous avons réalisé un certain nombre d'essais de fissuration et de chargement statique jusqu'à propagation de la fissure, à différentes longueurs. Ensuite nous avons oxydé les échantillons au four à 350°C pendant 15 mn de façon à bleuir la fissure de fatigue et l'acroissement de celle-ci dû à la déchirure.

Afin de déterminer la profondeur totale de la fissure nous avons rompu les échantillons à la température de l'azote liquide de façon à produire un faciès de clivage bien distinct de la déchirure ductile. A l'aide d'un microscope optique nous avons mesuré en 10 points la longueur totale des deux fissures.

Ainsi les longueurs de fissures sont reliées à la compliance ou à la tension par une courbe de calibration.

IV-7.4 PREPARATION DES ECHANTILLONS POUR MESURER LE COD

DANS LA Z.A.T.

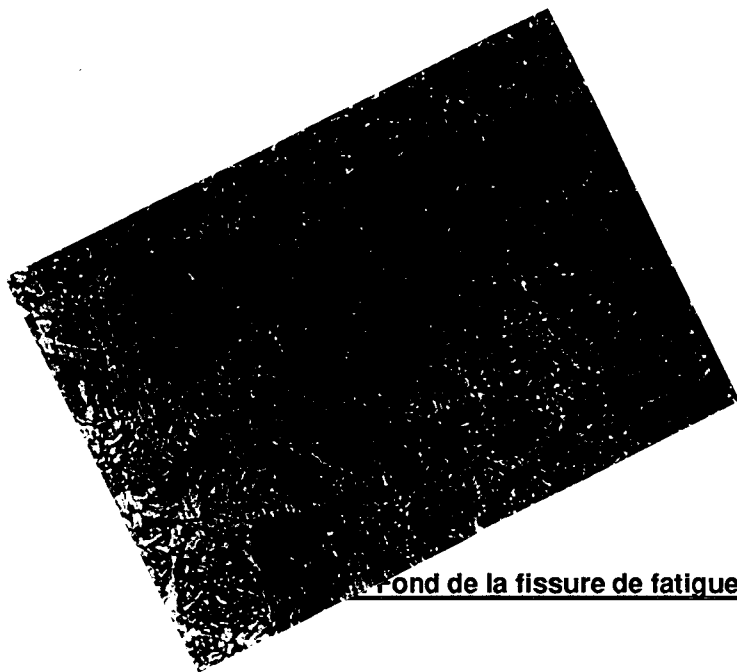
La mesure du COD sur un acier de construction, d'après la norme ASTM E399, nécessite des éprouvettes préfiessurées par fatigue.

Les éprouvettes sont les mêmes que celles utilisées pour déterminer les vitesses de fissuration en flexion trois points (Fig. V-9 Chapitre V-7.2).

Nous avons développé la fissure de fatigue de a/W 0,5 à 0,6 perpendiculairement à la surface de soudure pour reproduire artificiellement le défaut à épaisseur constante.

Il est conseillé de respecter une condition relative de fatigue, pour éviter d'endommager le matériau testé par un choc. On l'a donc limitée aux trois quarts de la limite d'élasticité. La limite de fatigue est sans ramifications comme le montre la photo IV-1.

la charge maximale du cycle de
ication en fond de fissure. Nous
e obtenue est extrêmement fine et



Fond de la fissure de fatigue.

Nous avons réalisé un certain nombre d'essais de fissuration et de chargement statique jusqu'à propagation de la fissure, à différentes longueurs. Ensuite nous avons oxydé les échantillons au four à 350°C pendant 15 mn de façon à bleuir la fissure de fatigue et l'acroissement de celle-ci dû à la déchirure.

Afin de déterminer la profondeur totale de la fissure nous avons rompu les échantillons à la température de l'azote liquide de façon à produire un faciès de clivage bien distinct de la déchirure ductile. A l'aide d'un microscope optique nous avons mesuré en 10 points la longueur totale des deux fissures.

Ainsi les longueurs de fissures sont reliées à la compliance ou à la tension par une courbe de calibration.

IV-7.4 PREPARATION DES ECHANTILLONS POUR MESURER LE COD

DANS LA Z.A.T.

La mesure du COD sur un acier de construction, d'après la norme ASTM E399, nécessite des éprouvettes préfissurées par fatigue.

Les éprouvettes sont les mêmes que celles utilisées pour déterminer les vitesses de fissuration en flexion trois points (Fig. V-9 Chapitre V-7.2).

Nous avons développé la fissure de fatigue de a/W 0,5 à 0,6 perpendiculairement à la surface de soudure pour reproduire artificiellement le défaut à vitesse constante.

Il est conseillé de respecter une condition relative de fatigue, pour éviter d'endommager le matériau testé par fatigue, nous l'avons limitée aux trois quarts de la limite d'élasticité. La fissure obtenue est extrêmement fine et sans ramifications comme le montre la photo IV-1.

la charge maximale du cycle de fatigue en fond de fissure. Nous l'avons obtenue est extrêmement fine et

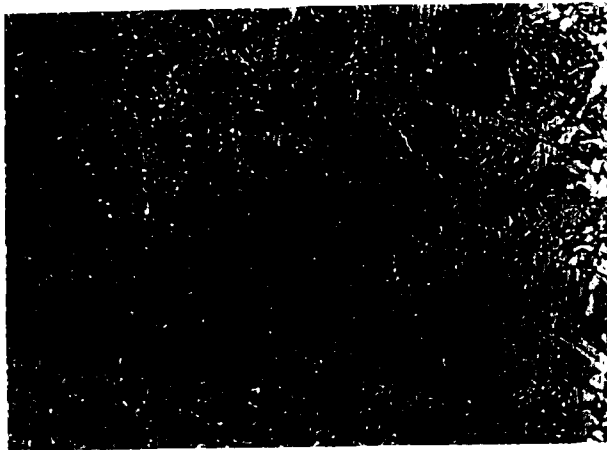


Photo IV-1: Fond de la fissure de fatigue.

IV-7.5 DEROULEMENT DES ESSAIS

Les éprouvettes préfissurées par fatigue sont chargées dans le domaine élastique en effectuant deux décharges pour la détermination de la longueur de la fissure de fatigue, c'est-à-dire la compliance élastique initiale avant propagation (Réf.IV-15).

Le chargement est alors poursuivi jusqu'à une longueur de déchirure d'environ 2 mm avec une vitesse de mise en charge de l'ordre 1 et 2 mm/mn. Lors du maintien de la charge pour la relaxation des contraintes, (avant l'application des charges) nous avons remarqué une chute de celle-ci de l'ordre 5 à 10%. Cette observation nous a conduit à effectuer des décharges allant de 15 à 20%. Nous avons contrôlé le signal de sortie du capteur de déplacement pour avoir des décharges élastiques régulièrement espacées.

Pendant l'essai on enregistre simultanément la charge, le déplacement, l'ouverture de la fissure et la tension recueillie aux bords de l'entaille. L'enregistrement charge-déplacement se fait sur une table traçante XY. Sur la voie X on recueille un signal proportionnel au signal du capteur de déplacement LVDT (déplacement de la charge). Sur la voie Y aboutit le signal de la charge appliquée.

Lors des essais, nous avons utilisé trois fréquences d'échantillonnage:

- une fréquence "faible" (0,2Hz) lors du maintien de la charge,
- une fréquence "moyenne" (1Hz) lors du chargement de l'éprouvette,
- une fréquence "élevée" (10Hz) lors du cycle charge-déplacement afin d'obtenir un nombre important de points pour la détermination des pentes de décharges.

IV-8 PRESENTATION DES RESULTATS

A l'issue de l'essai, nous avons pu tracer les courbes grâce au traitement des enregistrements sur un micro-ordinateur. Les différentes courbes sont:

- charge - déplacement,
- tension - déplacement,
- ouverture - déplacement,
- charge - ouverture.

Un exemple de courbes charge - déplacement et tension - déplacement est donné sur la figure IV-15.

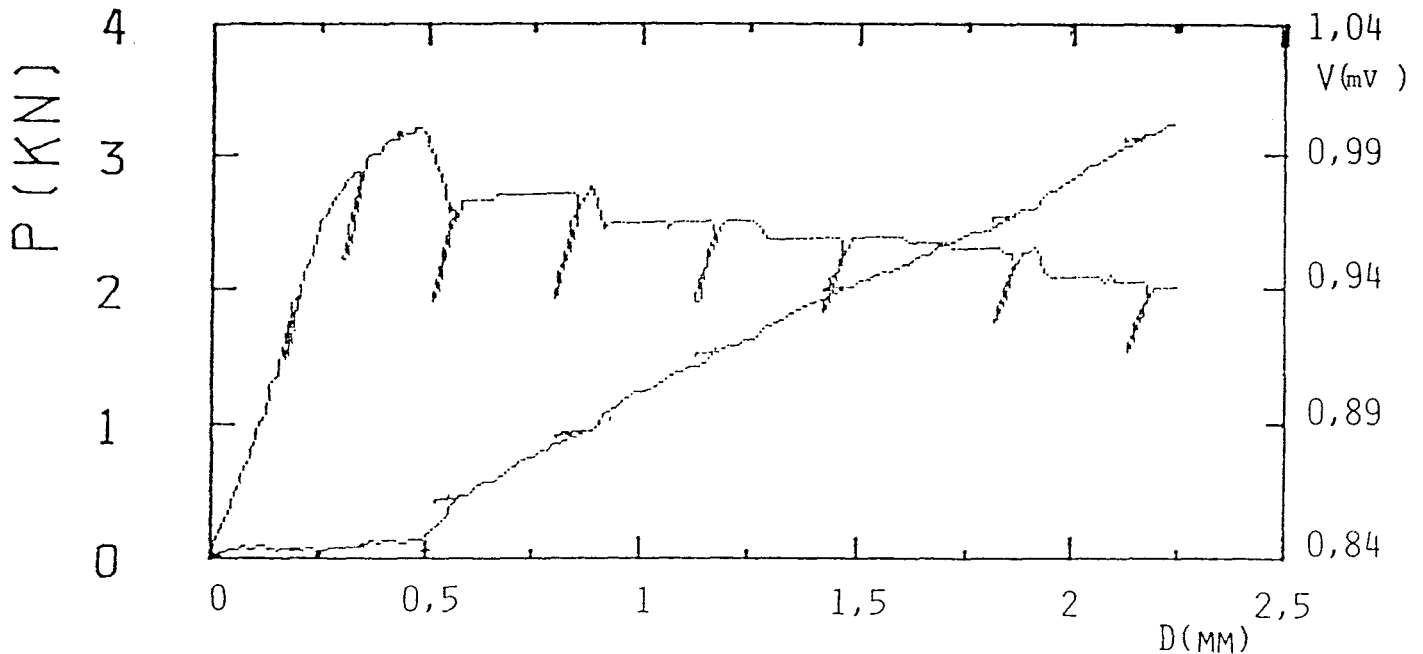


Figure IV-15: Charge et tension en fonction du déplacement.

IV-8.1 COURBES DE δ - da ; DETERMINATION DE δ_c

Par intermédiaire, soit de la méthode électrique soit des courbes charge-déplacement, on détermine l'accroissement de la fissure par agrandissement des pentes de décharges élastiques. Ceci nous permet de tracer l'évolution de δ en fonction de l'accroissement de la fissure da .

Un ajustement linéaire par la méthode des moindres carrés permet de tracer la droite

$$\delta = A \cdot da + B$$

A et B étant des constantes

La pente de cette droite $d\delta/d(da)$ représente la résistance à la propagation stable de la fissure (Réf.IV-16). L'intersection de cette droite avec celle de $\delta=2da$ (caractérisant l'émoussement au fond de la fissure) donne la valeur critique de δ_c .

Les courbes d'écartement en fond de fissure en fonction de l'accroissement de la fissure sont représentées sur la figure IV-16 à IV-19.

Les photos IV-2,3,4 représentent les fragments de structure traversés par la fissure dans l'essai du COD.

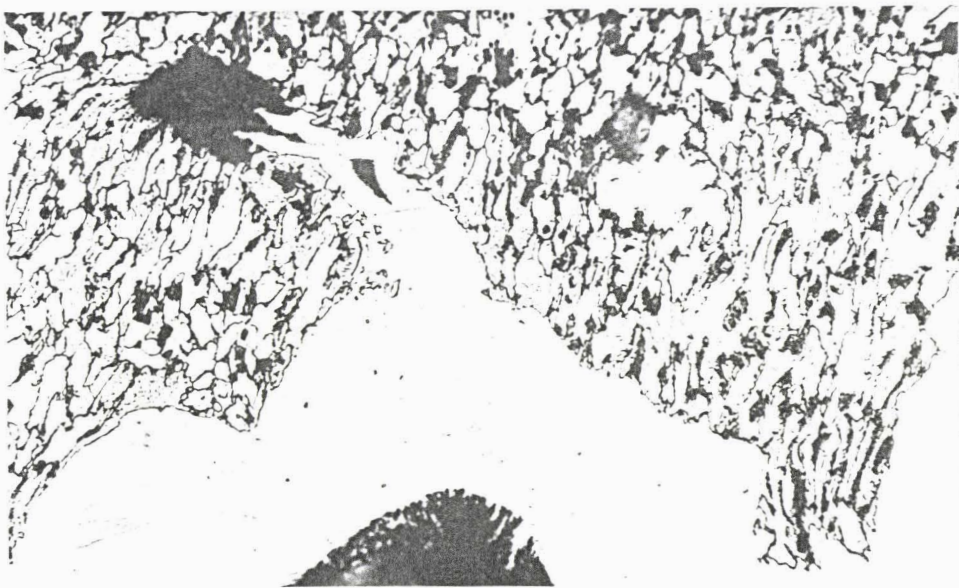
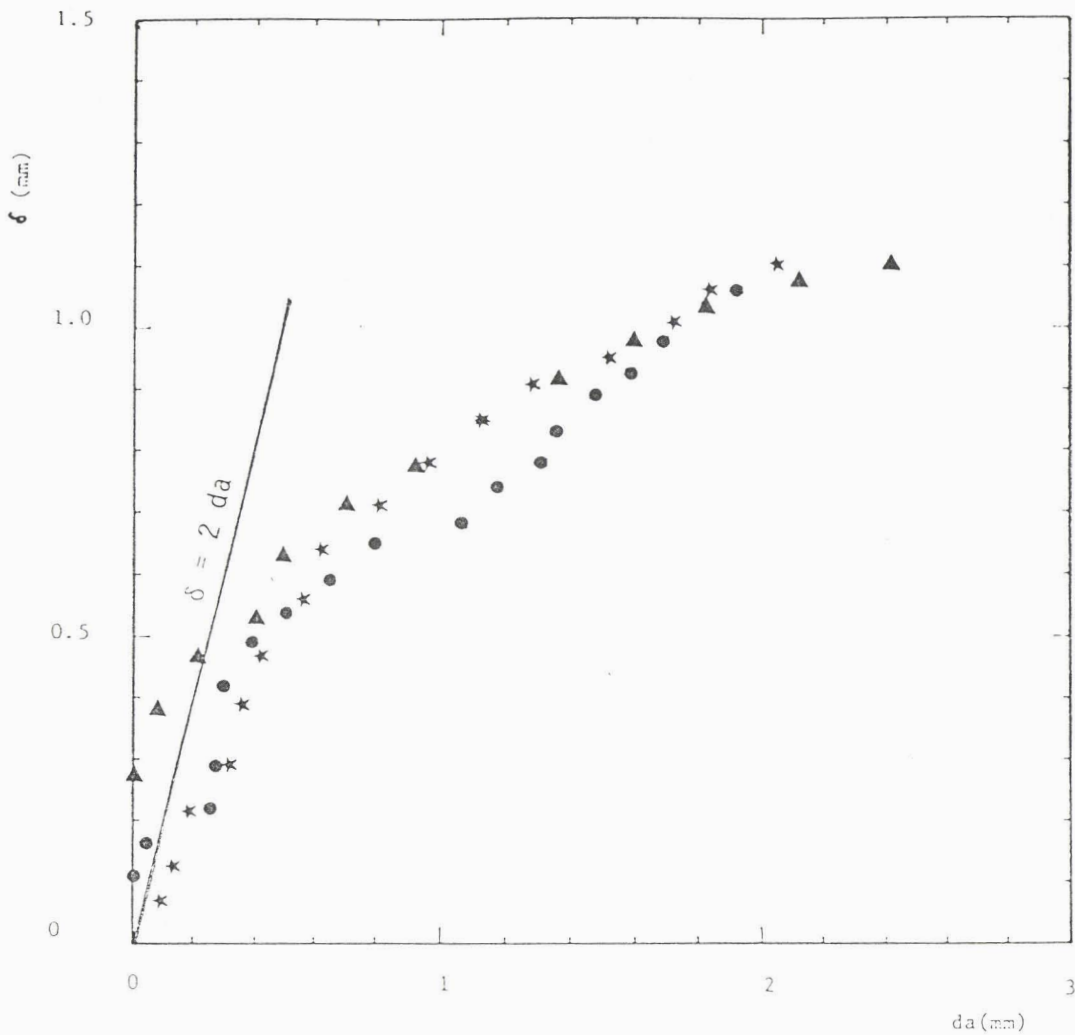


Photo IV-2: Trajet de la fissure dans la structure de ferrite-perlite. (Gr.300)
 - structure de ferrite fine (3 à 5 μm)- carbure
 - structure de ferrite fine, perlite lamellaire, globulaire,
 - structure de ferrite - perlite à grains moyennement fins (8 μm)

Figure IV-16: Ecartement $\delta=f(da)$ pour la Z.A.T. du produit de soudage E7018 ; 6 passes.

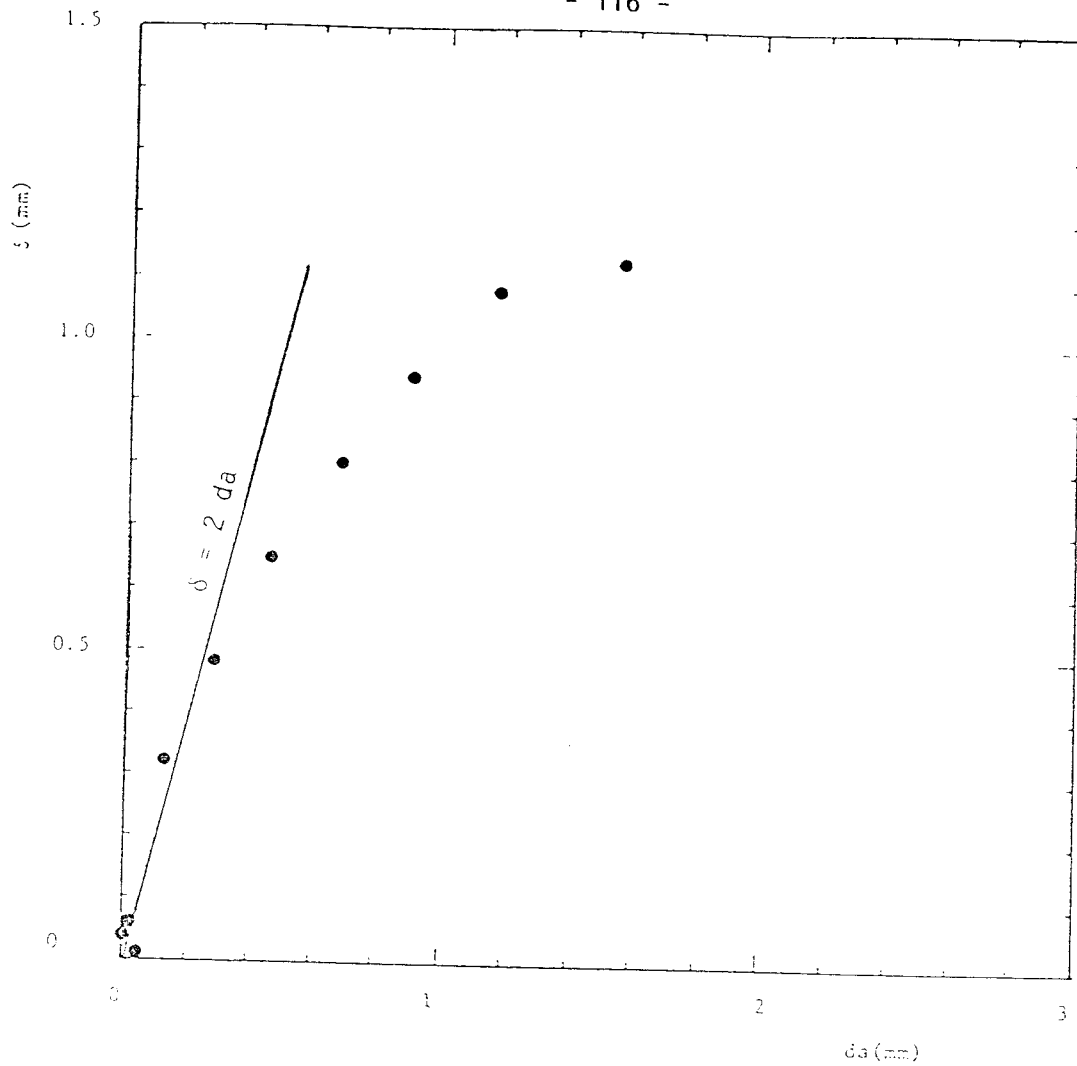


Photo IV-3. Trajet de la fissure dans la structure hétérogène avec la prédominance de ferrite polygonale et en lattes. (Gr.300)

Figure IV-1 Ecartement $\delta = f(da)$ pour la Z.A.T. du produit de soudage E71 T8-K6 : 5 passes

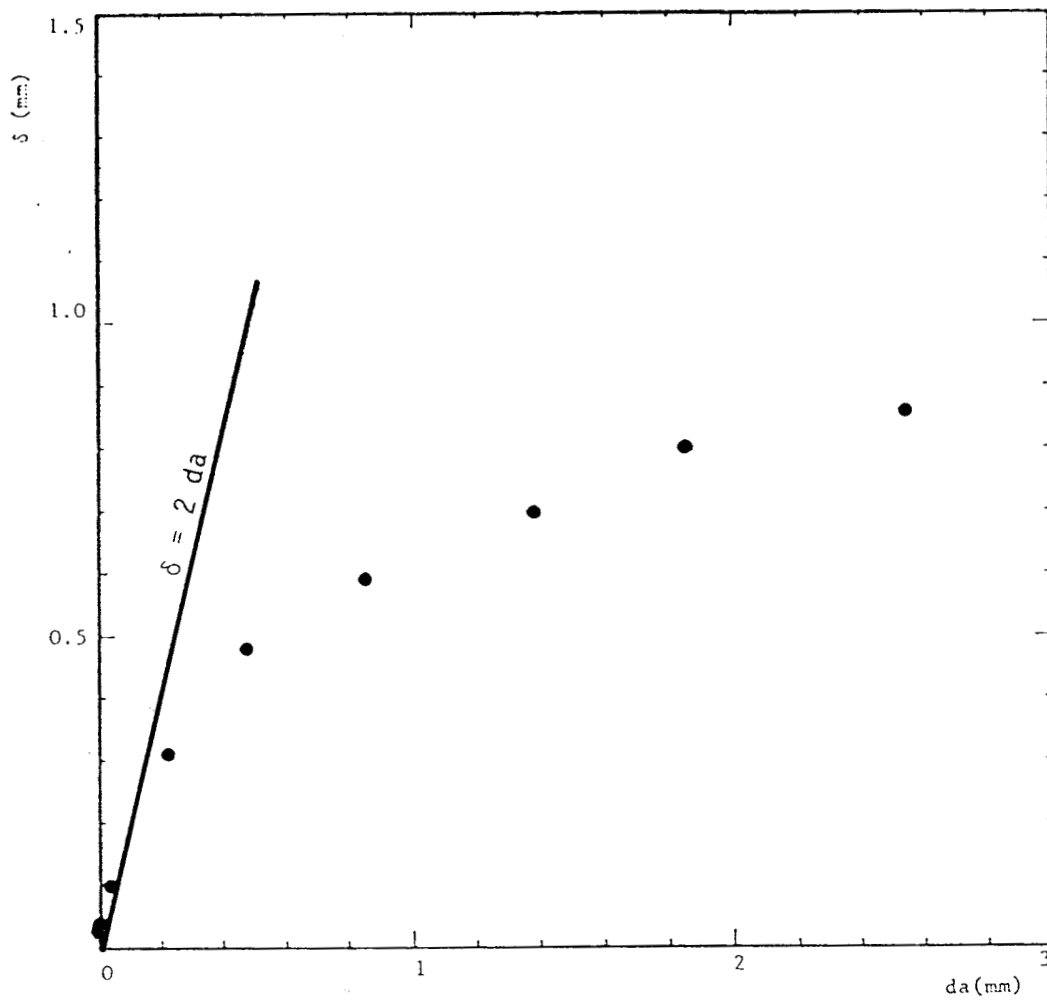


Photo IV-4: Trajet de la fissure dans la structure de ferrite (10 μm) - perlite lamellaire. (Gr.600)

Figure IV-18: Ecartement $\delta=f(da)$ pour la Z.A.T. du produit de soudage E70T7 ; 4 passes.

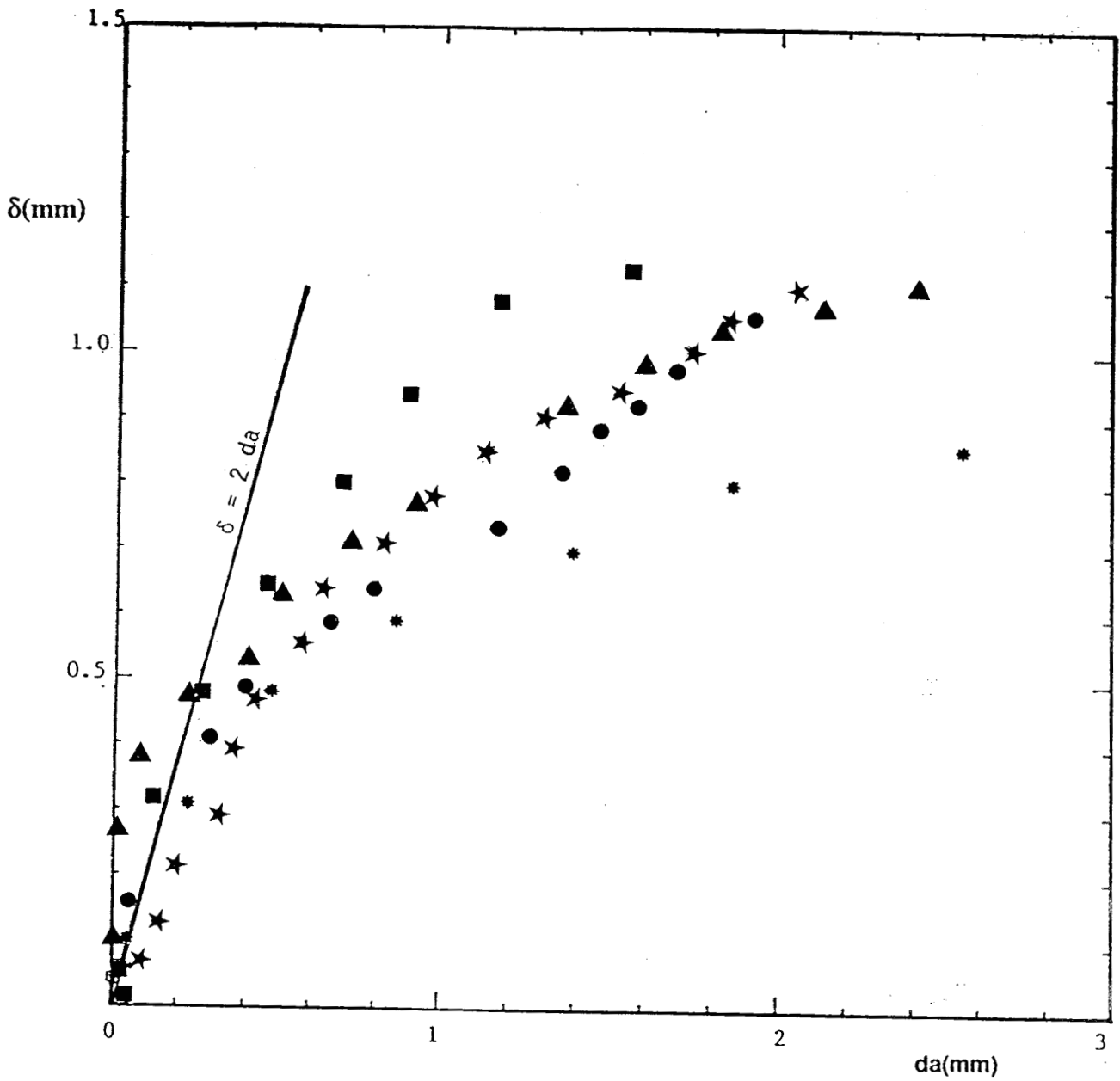


Figure IV-19: Superposition des courbes $\delta=f(da)$.

Z.A.T. 6 passes
E7018

- ▲ structure de ferrite fine-carbure
- ★ structure de ferrite-perlite lamellaire, globulaire
- structure de ferrite-perlite à grain fin (8 μm)

Z.A.T. 5 passes
E71T8-K6

- structure hétérogène

Z.A.T. 4 passes
E70T7

- * structure de ferrite-perlite

IV-9 DISCUSSION

Le problème principal que nous avons rencontré concerne la position correcte du fond de la fissure de fatigue. Souvent la déviation de celle-ci dans la soudure ou dans le métal de base nous a conduit à éliminer l'essai.

De plus, le front de fissure obtenue par fatigue ne présentait pas toujours une régularité souhaitée. Lorsque cette irrégularité était importante, supérieure aux tolérances admises elle conduisait à une dispersion des résultats qui rendait l'essai inexploitable.

Ces difficultés sont signalées aussi par tous ceux qui travaillent sur des Z.A.T. réelles et non simulées (Réf.IV-17).

Avant d'interpréter les résultats, il nous faut signaler que le COD est un paramètre de ténacité qui caractérise très localement la résistance à l'amorçage d'une fissure.

Par contre, dans l'essai de résilience la rupture traverse la structure hétérogène sur une longueur beaucoup plus importante que dans le cas du COD ce qui fait que cet essai englobe l'influence de plusieurs types de structures. De ce fait, l'essai de COD est mieux adaptable pour évaluer la ténacité d'une microstructure.

De plus l'essai de résilience détermine l'énergie d'amorçage et de propagation d'une rupture d'où la comparaison direct avec la valeur du COD critique n'est pas correcte.

Afin de pouvoir relier les résultats de deux essais il faut comparer la seconde partie de la courbe (δ -da) représentée par la pente $d\delta/d(da)$ avec l'énergie de résilience.

Plus la valeur de la pente est grande, plus la croissance est stable (une instabilité se traduit par une portion de courbe horizontale).

Les photos IV-2,3,4 représentent les fragments de structures traversés par la fissure. On remarque que les grains sont fortement déformés. Le trajet de la fissure est très irrégulier.

Dans le tableau IV-1 nous avons fait figurer les paramètres caractéristiques de l'essai de COD dans les différentes microstructures de la Z.A.T. de trois procédés de soudage et à titre comparatif du métal de base.

Type de structure	Ferrite polygonale E71T8-K6 ▲	Ferrite (3-5 µm) carbure (0,2-0,6 µm) E7018 ●	Ferrite perlite (globulaire lamellaire) E7018 ★	Ferrite (8 µm) perlite (lamellaire) E7018 ✱	Ferrite (10 µm) (perlite lamellaire) E70T7 ■	Métal de base
C.O.D. critique (mm)	0,53	0,43	0,50	0,55	0,40	0,33
$\frac{d\delta}{d(da)}$	0,57	0,43	0,33	0,30	0,26	0,16
Pmax. (kG)	810	800	680	750	740	

Tableau IV-1: Paramètres caractéristiques de l'essai de COD

L'évolution de l'énergie de résilience KV en fonction de la pente de $d\delta/d(da)$ est représentée sur la figure IV-20.

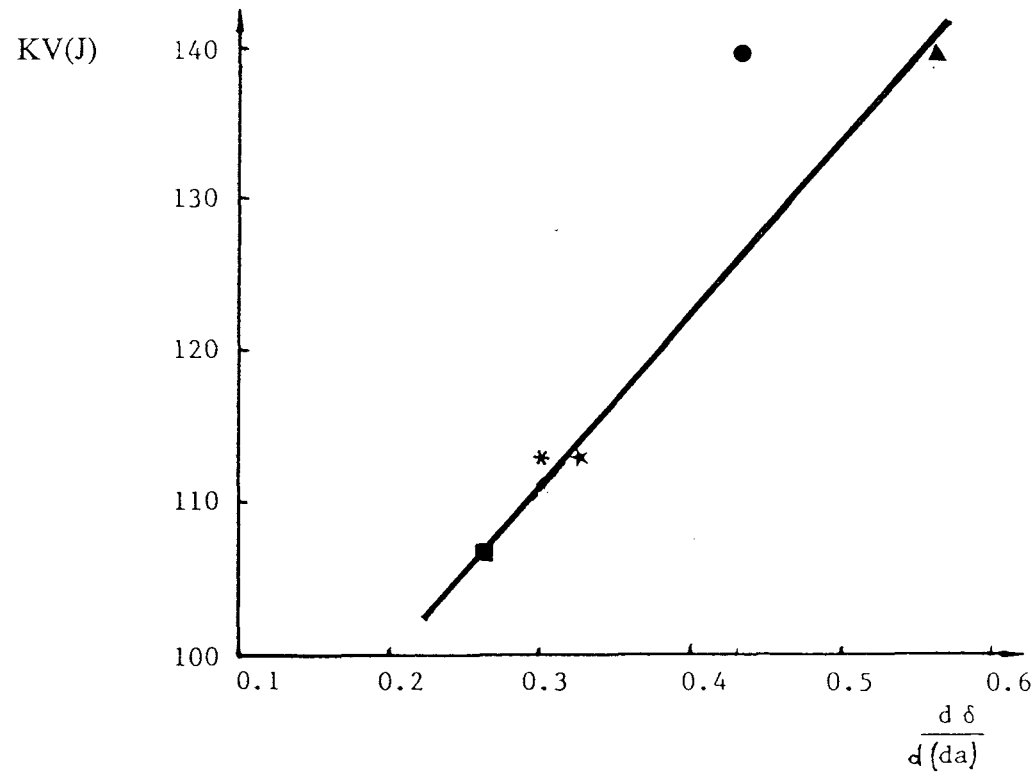


Figure IV-20: Comparaison de $d\delta/d(da)$ et de l'énergie de résilience au niveau ductile.

La différence entre les valeurs critiques du COD pour chaque type de structure n'est pas vraiment significative. Elle varie entre 0,40 et 0,53 mm.

Par contre la pente $d\delta/d(da)$ évolue dans le même sens que la résistance à la propagation de la rupture sous entaille Charpy V.

Dans le tableau IV-2 nous avons comparé la pente $d\delta/d(da)$ avec l'énergie de résilience pour toutes les structures examinées de la Z.A.T..

Produit de soudage	E71T8-K6 (5 passes)	E7018 (6 passes)	E7018 (6 passes)	E7018 (6 passes)	E70T7 (4 passes)
Structure de la Z.A.T.	voir tableau IV-1 ▲	●	★	*	■
$\frac{d\delta}{d(da)}$	0,57	0,43	0,33	0,30	0,26
KV à 20° (J)	140	140	113	113	107

Tableau IV-2: Valeurs de $d\delta/d(da)$ et de l'énergie de résilience en fonction de la structure.

Nous constatons que la résistance à la propagation de la rupture sous entaille Charpy V et la pente $d\delta/d(da)$ évoluent dans le même sens.

Il est à noter que l'énergie de résilience et la pente sont comparables uniquement au niveau ductile.

IV-10 OBSERVATIONS FRACTOGRAPHIQUES

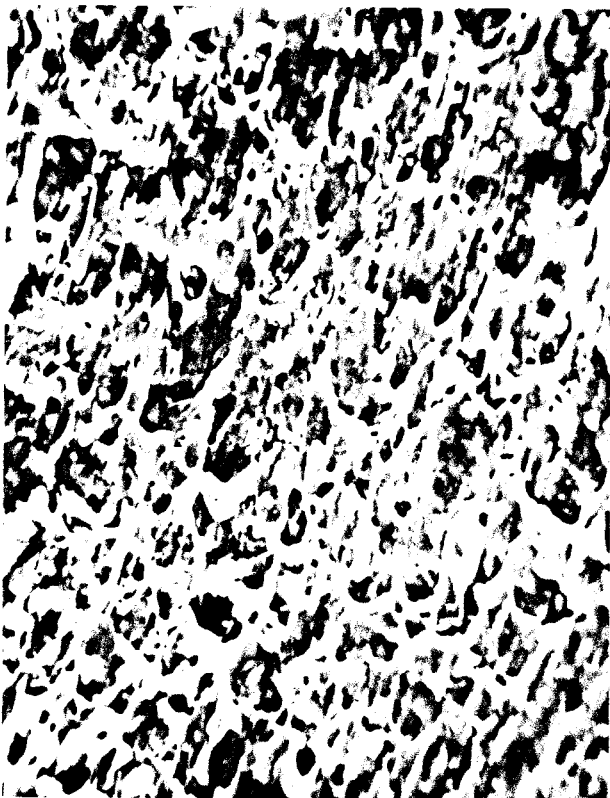
Les observations effectuées par microscopie électronique à balayage montrent nettement l'influence de la microstructure sur l'aspect de la zone étirée et de la déchirure ductile (Photo IV-5,6,7).

Les faciès sont constitués de trous ou de cupules juxtaposés en creux sur les deux cotés de la cassure.

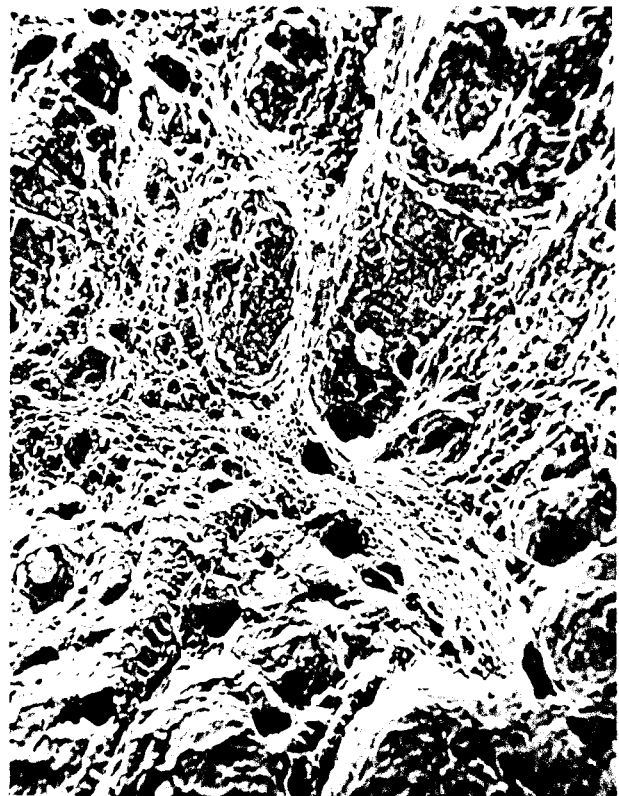
A la pointe de la fissure de fatigue on observe la présence d'une zone étirée.

Dans cette zone on distingue les cupules allongées dont le contour de forme parabolique a la même orientation sur les deux faciès de la cassure. La dimension de cupules correspond à la taille du grain (Planche IV-5a, IV-6a).

L'endommagement s'effectue par décohéation des grains qui forment des cupules de différentes tailles. Les cavités formées se rejoignent soit par coalescence, si elles sont suffisamment rapprochées, soit par cisaillement de la matrice ce qui donne lieu dans ce cas à une seconde population de cupules, ayant vraisemblablement pris naissance au niveau des carbures de l'acier.



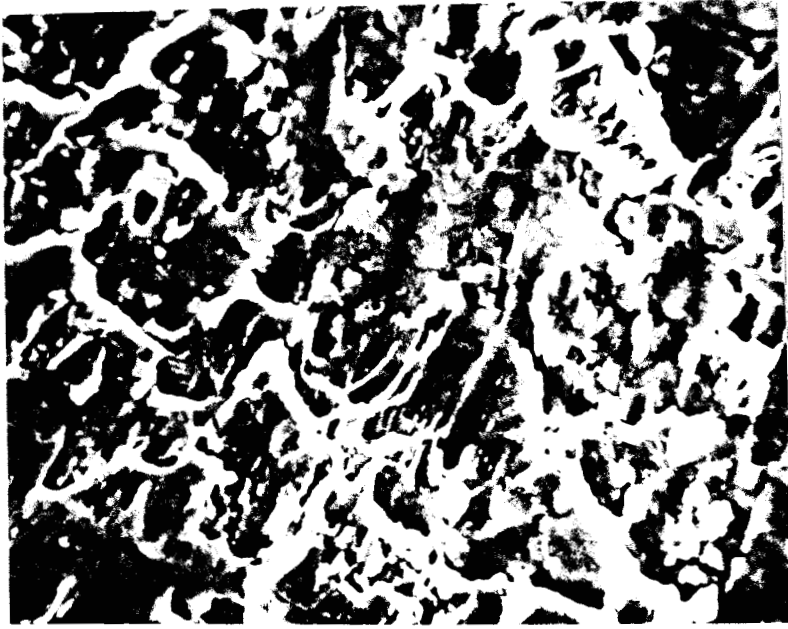
a) zone étirée Gr. 3000



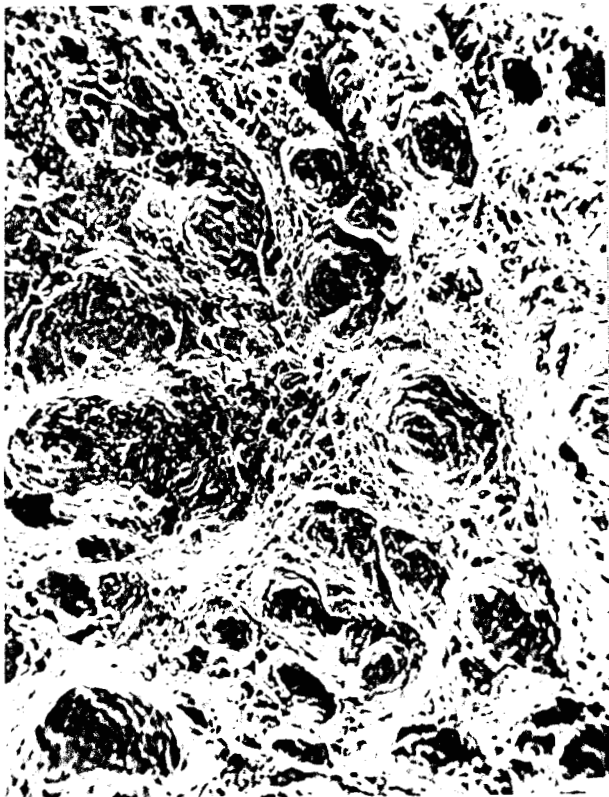
b) déchirure ductile Gr. 300

Photo IV-5a,b : Aspect de la déchirure ductile et de la zone étirée dans la Z.A.T. du produit E7018 ; 6 passes

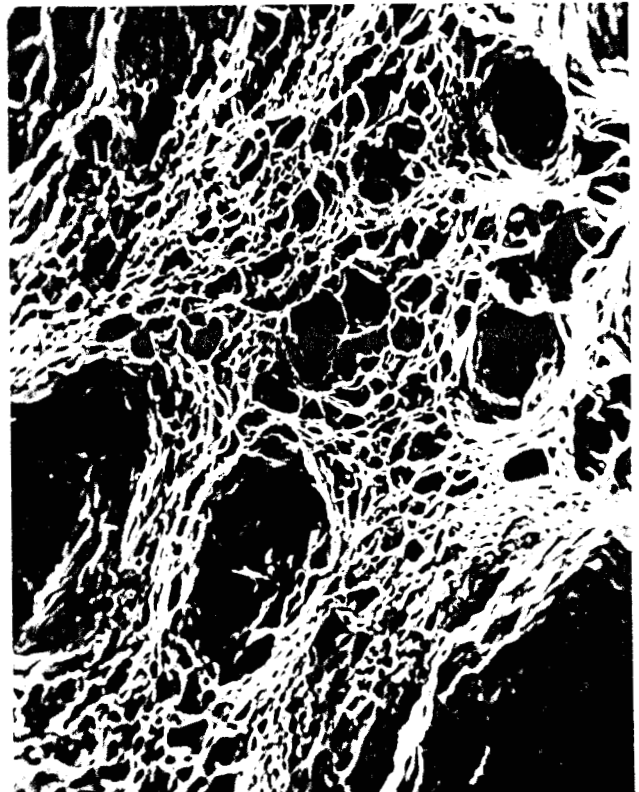
Trajet de la fissure : ferrite fine (3 à 5 μ m), perlite globulaire, lamellaire



a) zone étirée Gr. 3000

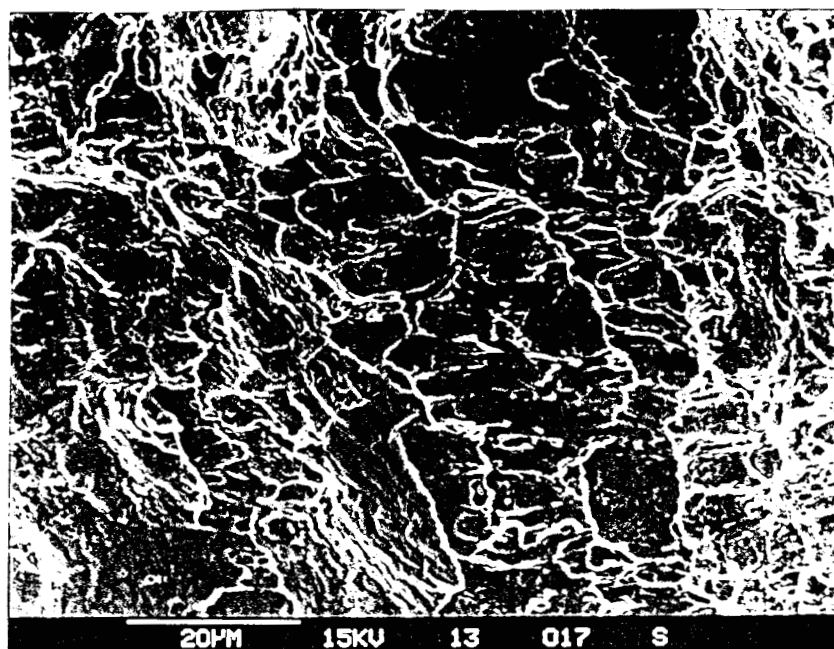


b) déchirure ductile Gr. 300

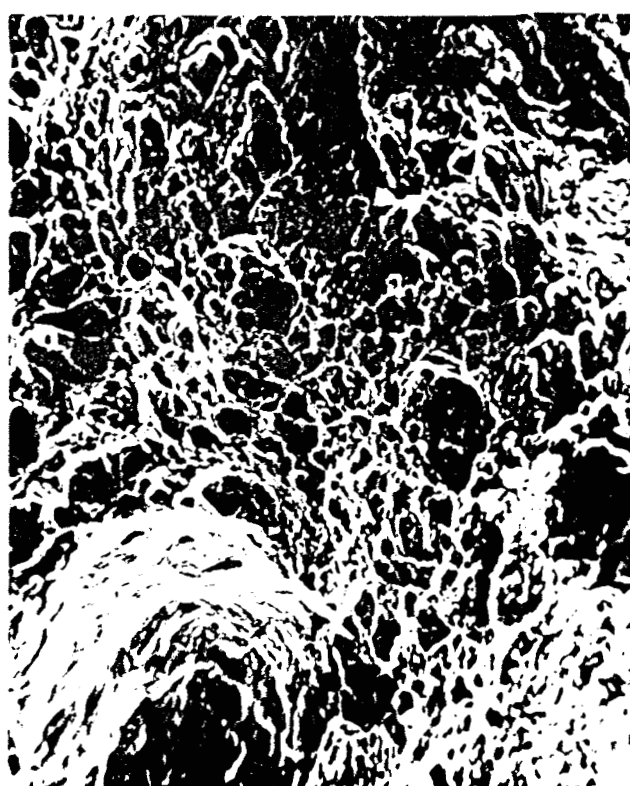
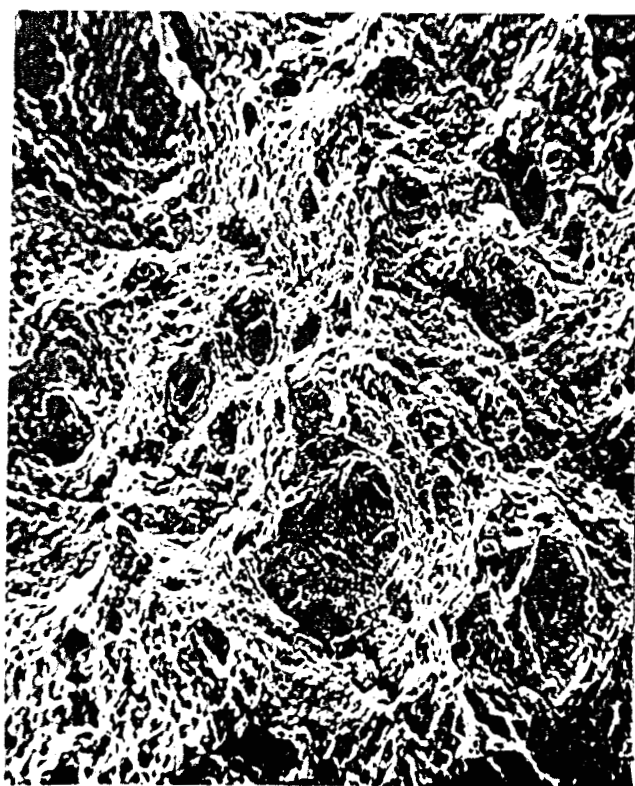


c) déchirure ductile Gr. 1000

Photo IV-6a,b,c Aspect de la déchirure ductile et de la zone étirée dans la Z.A.T. du produit E7018 ; 6 passes
Positionnement de l'entaille : ferrite-perlite (8 à 10 μm)



a) zone étirée



b) déchirure ductile Gr. 300

Photo IV-6a,b : Aspect de la déchirure ductile et de la zone étirée dans la Z.A.T. du produit E71T8-K6 ; 5 passes
Positionnement de l'entaille : ferrite-perlite (8 à 10 μm)

IV-11 CONCLUSION

Nous avons observé l'augmentation progressive de la ténacité exprimée par la pente $d\delta/d(da)$ avec:

- la diminution de la taille du grain ferritique,
- la diminution de la quantité de perlite lamellaire au profit de perlite globulaire de taille 0,2 à 0,6 μm ,
- l'apparition de la ferrite polygonale.

Par contre les faibles valeurs de ténacité correspondent à la structure de la Z.A.T. composée de ferrite-perlite dont la taille du grain est d'environ 10 μm et où la plus grande partie de perlite est sous forme lamellaire. Nous avons attribué cette baisse de ténacité à la perlite lamellaire.

Le diagramme IV-21 énumère les résultats qui traitent l'influence de la structure sur la ténacité de la Z.A.T.

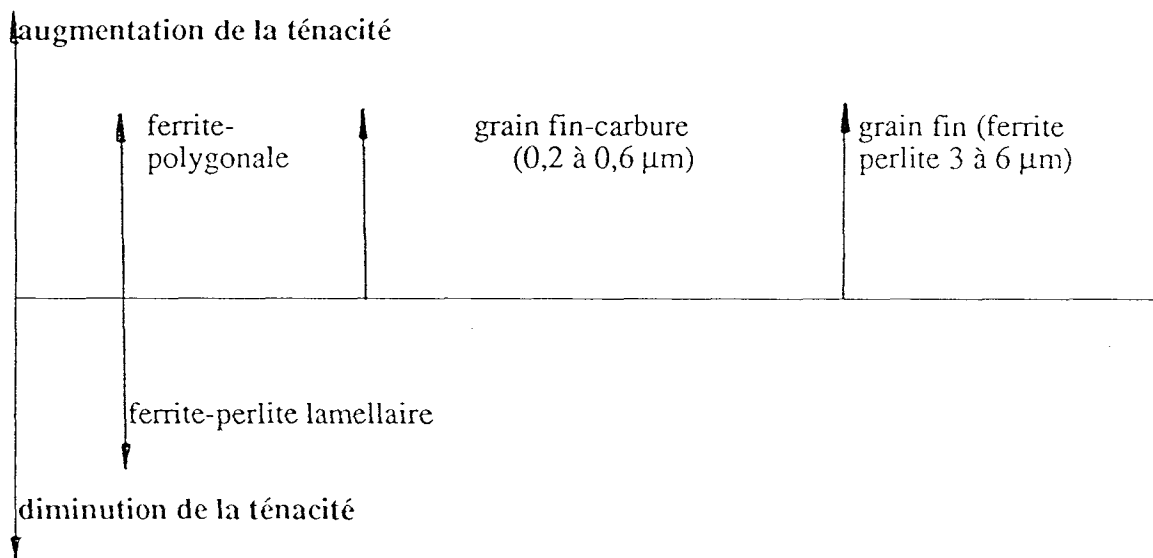


Figure IV-21 Diagramme vectoriel qualitatif représentant l'influence de la structure sur la ténacité de la Z.A.T.

Les flèches indiquent seulement le sens des effets et n'ont pas de signification quantitative. On peut conclure que la ténacité de la Z.A.T. est plus élevée lorsque les carbures sont à l'état sphéroïdisé que lorsqu'ils sont à l'état lamellaire.

La résistance à la propagation de la fissure exprimée en $d\delta/d(da)$ et en KV évolue dans le même sens.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- IV-1 **I.R.S.I.D.** "Méthodes d'évaluation des dimensions de défauts admissibles dans les assemblages soudés", mars 1981.
- IV-2 **GRANJON H.** "Mode opératoire de mesure du COD. Utilisation des résultats pour l'évaluation de la ténacité des assemblages soudés" Institut de Soudure
- IV-3 **BRAMAT M. DOUCET J.-P.** "Aspects actuels de l'application de la mécanique de la rupture au cas des assemblages soudés. Soudage et Techniques Connexes-sep/oct 1977
- IV-4 **BRITISH STANDARD DRAFT FOR DEVELOPMENT DD19:1972** "Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing". The British Standards Institution.
- IV-5 **WEERMANN & MULLER** "The location of the apparent rotation axis in axis in notched bend testing" Konin Kijke Nederlandsche Hoogovens on staal fabriken.
- IV-6 **FREDERICK & SORLIN** "Réflexion sur deux essais COD dynamiques". Centre Nationale de Recherches Métallurgiques.
- IV-7 **DOLBY R.E. EGAN G.R. DAVELS M.G. SAUNDERS G.C. ARCHER C.L.** "Amorçage des ruptures fragiles dans les acier soudé à basse résistance". In "Mécanique de la rupture appliquée aux aciers de construction. Actes du Symposium sur les concepts de ténacité à la rupture des aciers de construction soudables". Risley, avril 1969
- IV-8 **BONOMO F.** "Amorçage de la rupture dans un acier de construction traité à l'aluminium et calmé au silicium". Métal Construction and British Welding Journal. 1969, vol.1 N°4. pp.180-183
- IV-9 **LOURERRO FERNANDES A.** "Strength steel weldments fusion boundary notch toughness". Fracture control of engineering structures vol.I, H.C. van Elst and A. Balcker pp.379-393, Editors 1986.
- IV-10 **KAAE J.L.** "Propriétés mécaniques, microstructure et sensibilité à la fissuration dans la zone thermiquement affectée d'acier au manganèse à bas carbone, à laminage contrôlé traité au niobium". British Welding Journal 1968 vol.15 N°8 pp.395-407.
- IV-11 **KAAE J.L. BAILEY N.** "Résistance à la rupture de la zone thermiquement affectée d'acier au Mn à faible teneur en C à laminage contrôlé traité au Nb". Métal Construction and British Welding Journal, 1969, vol.1 N°8, pp.371-377.
- IV-12 **ARONSON A.H.** "Soudabilité de l'aciers à haute résistance, faiblement allié au Nb". Welding Journal Research supplement, 1966, vol.25, N°6, pp.266s-271s.
- IV-13 **DOLBY R.E.** "The effect of Nb on the HAZ toughness of high heat input welds in C-Mn steels". The Welding Institute Research Bulletin , sep.1977 pp.250-255.

- IV-14 **CLARKE G.A. ANDREWS W.R. PARIS P.C.** "Single specimen tests for J_{1c} determination" Mechanics of crack growth ASTM-STP 590, 1976, pp.27-42.
- IV-15 **WILLOUGHBY A.A** "On the unloading compliance method of deriving single-specimen R-curve in three-point bending" Welding Institut Research Report, aug 1981
- IV-16 **ERNEST H.A. PARIS P.C. LANDES J.D.** "Estimation on J-integral and tearing modulus T, from a single specimen test record" Fracture mechanics, ASTM-STP 743, 1981, pp.476-502.
- IV-17 Rapport technique N°5555, "Mesure du COD dans les assemblage soudés". Institut de Soudure, 1974

CHAPITRE V

FISSURATION PAR FATIGUE

V-1 PHENOMENE DE FISSURATION PAR FATIGUE

La croissance d'une fissure de fatigue s'exprime généralement par une relation du type:

$$da/dN=f(DK)$$

et dans un diagramme bi-logarithmique, elle a l'allure d'une ligne brisée (Figure V-1, Réf.V-1)

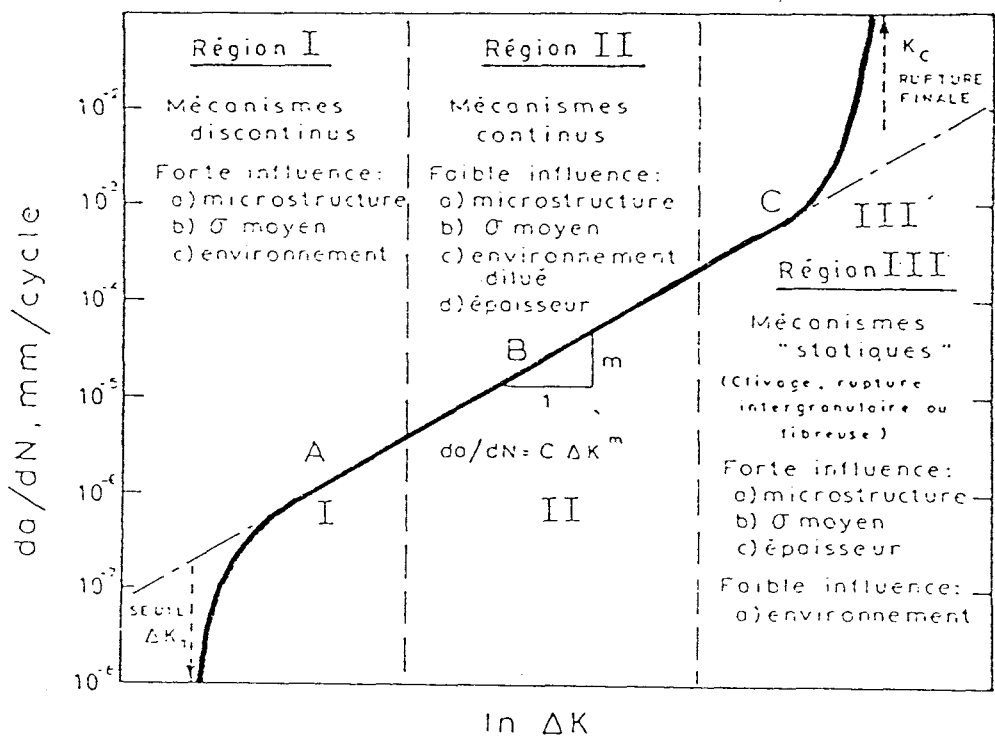


Figure V-1: Représentation schématique des différents stades de propagation d'une fissure par fatigue (Réf.V-1).

La vitesse de fissuration da/dN est décrite comme une fonction de l'amplitude de variation du facteur d'intensité de contrainte DK :

$$DK = K_{\max} - K_{\min}$$

La courbe fait apparaître trois stades de fissuration:

- I - initiation d'une fissure
- II - propagation lente de cette fissure
- III - propagation rapide conduisant à la rupture brutale finale

L'étude de ces trois stades peut être faite à partir d'un défaut de dimension connue comme une entaille mécanique.

STADE I (propagation très lente)

correspond au début de la fissuration où la vitesse est inférieure à 10^{-5} mm/cycle. Dans ce stade la relation $da/dN = f(DK)$ semble dépendre de la charge maximale.

Ce stade est limité par le seuil de non-fissuration DK_E . En dessous de cette valeur il n'y a pas de propagation de la fissure.

STADE II ($10^{-5} < da/dN < 10^{-3}$ mm/cycle)

C'est le domaine le plus étudié, où s'applique la loi de Paris :

$$da/dN = C \cdot (DK)^m$$

où

da/dN - accroissement de la longueur de fissure à chaque cycle (mm/cycle)

$DK = K_{\max} - K_{\min}$ - variation du facteur d'intensité de contrainte $MPa(m)^{1/2}$

C, m - constantes qui dépendent du matériau et des conditions d'essai (paramètre R_s , environnement)

Si l'on reporte les couples de points $(a; N)$ en coordonnées bi-logarithmiques on obtient une relation linéaire fonction de la contrainte appliquée.

STADE III

La propagation de la fissure est rapide et conduit à la rupture brutale. Celle-ci se produit pour une valeur du facteur d'intensité de contrainte maximale voisine de la valeur critique de K_c .

V.2 MODELE PHENOMENOLOGIQUE DECRIVANT LA PROPAGATION D'UNE FISSURE

Les modèles qui se proposent de décrire la propagation d'une fissure devraient tenir compte de tous les paramètres qui conditionnent cette propagation dans un matériau donné, mais un tel modèle n'existe pas actuellement.

Le modèle phénoménologique tente de décrire, par une approche empirique, les variations constatées expérimentalement.

En 1963 PARIS et ERDOGAN (Réf.V-2) proposent une loi qui utilise les notions de facteur d'intensité de contrainte K . Le calcul de K n'est théoriquement valable que pour des matériaux fragiles et en principe inapplicable à un matériau subissant de fortes déformations plastiques.

Néanmoins en pratique, tant que la plasticité reste faible le calcul de K reste acceptable. Paris et Erdogan trouvent expérimentalement:

$$da/dN = C * (DK)^m$$

Le facteur K peut être considéré comme la mesure des effets de la charge appliquée à une pièce sur l'intensité des contraintes au voisinage d'une fissure.

Lorsque la charge varie ainsi que la géométrie du fait de l'extension de la fissure, la valeur instantanée du facteur K permet de décrire les effets de ces variations au voisinage de la fissure (Figure V-2).

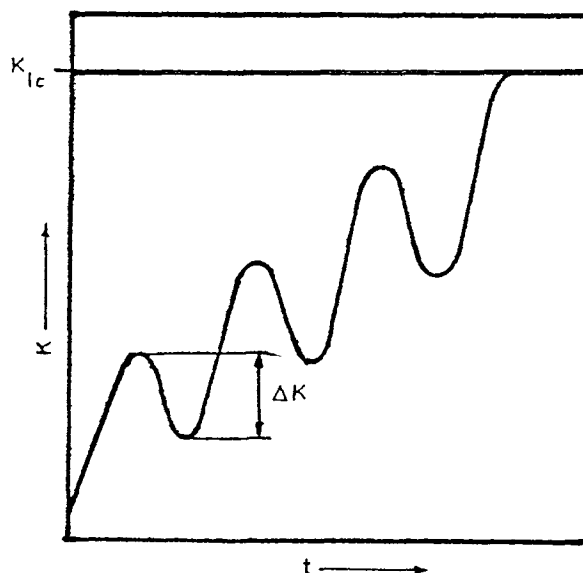


Figure V-2: Evolution schématique du facteur K au cours de la fissuration par fatigue.

La plupart des résultats obtenus en laboratoire sont généralement exploités en utilisant la loi de Paris. Elle permet de présenter simplement les résultats, mais ne précise pas l'influence des paramètres intrinsèques ou extrinsèques sur la propagation. Elle ne décrit pas non plus le comportement de la fissure pour des valeurs proches de DK_C et du seuil de non-fissuration DK_S .

V-3. INFLUENCE DES DIVERS PARAMETRES SUR LA FISSURATION

V-3.1 Influence de l'hétérogénéité de la microstructure

Le comportement de différents micro-constituants dans la phase de propagation de la fissure (stade II Fig.V-1) n'a été étudié qu'en fonction des coefficients C et m de la loi de Paris.

MADDOX 1974 (Réf.V-3) a étudié le comportement de plusieurs métaux d'apport (limite d'élasticité de 380 à 630 MPa) d'un acier de construction au C et Mn et de différentes microstructures simulant la Z.A.T. de ce métal. Les essais ont été effectués à $R=0$ et dans des conditions de déformation plane. En excluant une Z.A.T. de grande dureté où la présence de martensite avait entraîné une rupture en partie intergranulaire, tous les résultats expérimentaux se situent dans la bande de dispersion suivante:

$$da/dN = C \cdot (DK)^3$$

$$\text{avec } 0,9 \cdot 10^{-13} < C < 3 \cdot 10^{-13}$$

LAWRENCE (Réf.V-4) a étudié la vitesse de fissuration dans la soudure, dans le métal de base et aussi, afin d'obtenir une comparaison, dans l'acier ferrito-perlitique et martensitique.

Il a observé une légère différence de vitesse de fissuration pour tous les matériaux.

Les résultats sont représentés sur la figure V-3.

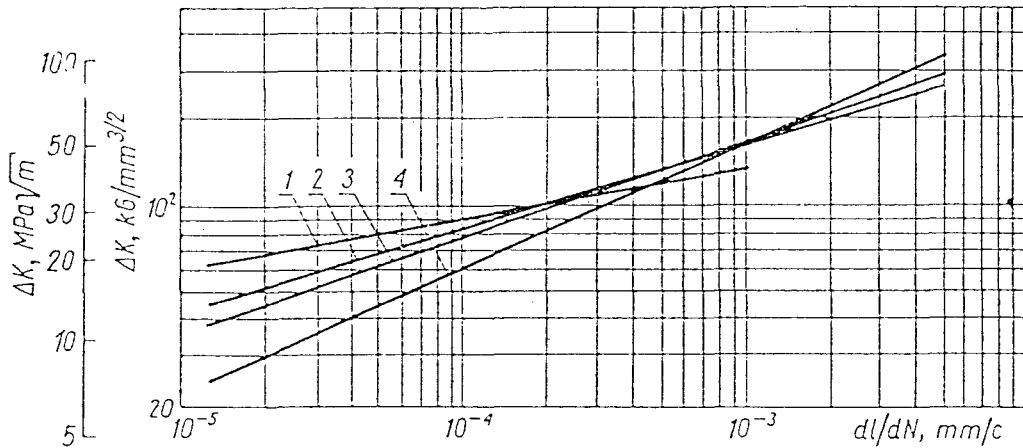


Figure V-3: Vitesse de fissuration dans: (Réf. V-4)

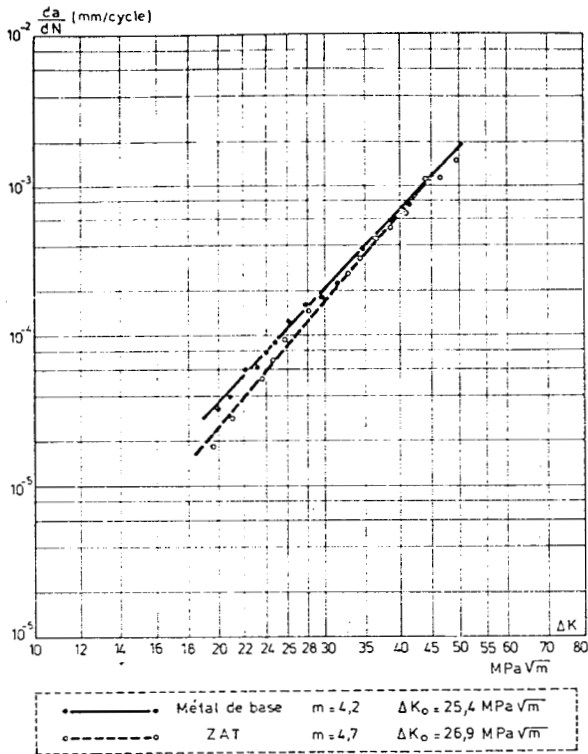
- 1- la soudure (0,09%C;1%Mn)
- 2- l'acier au carbone (0,23%C;0,9%Mn)
- 3- la structure ferrito-perlitique
- 4- la structure martensitique

Par contre DOWSE et RICHARDS (Réf.V-5) n'ont pas observé une différence de comportement en fissuration du métal de base et de la Z.A.T., sur l'acier étudié ayant la composition chimique suivante: 0,12%C;0,17%Mn;0,8%Ni;0,6%Cr;0,26%Mo.

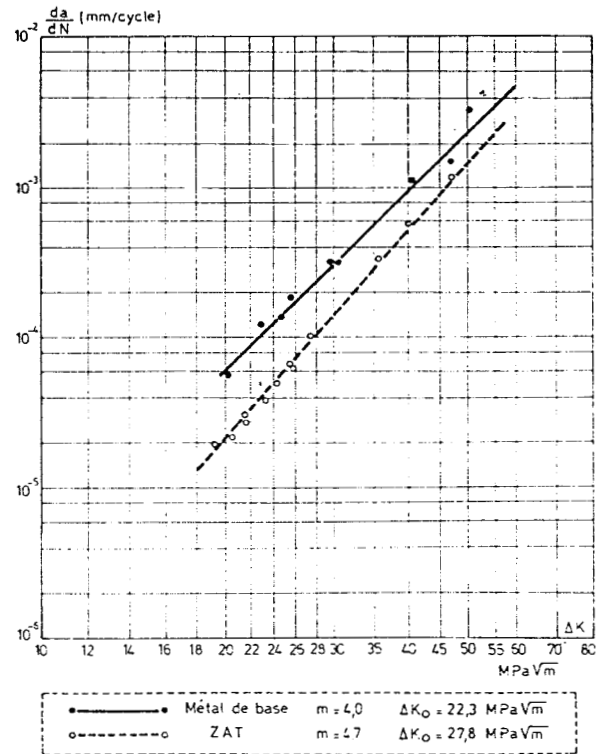
MM. RABBE et al. (Réf.V-6) ont étudié la vitesse de fissuration dans la Z.A.T., issue du soudage avec l'électrode manuelle réalisé dans trois aciers:

16MNV6
18M5
16MNCDS

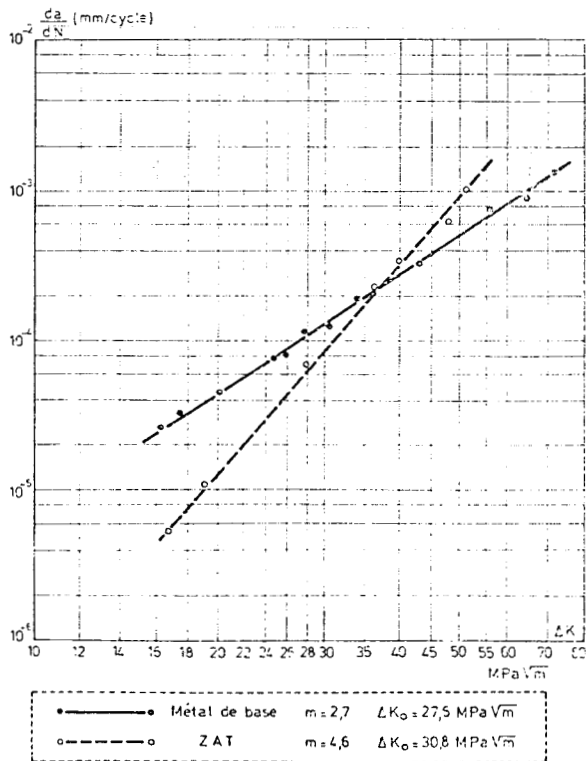
Les résultats sont représentés sur la figure V-4 a,b,c,d.



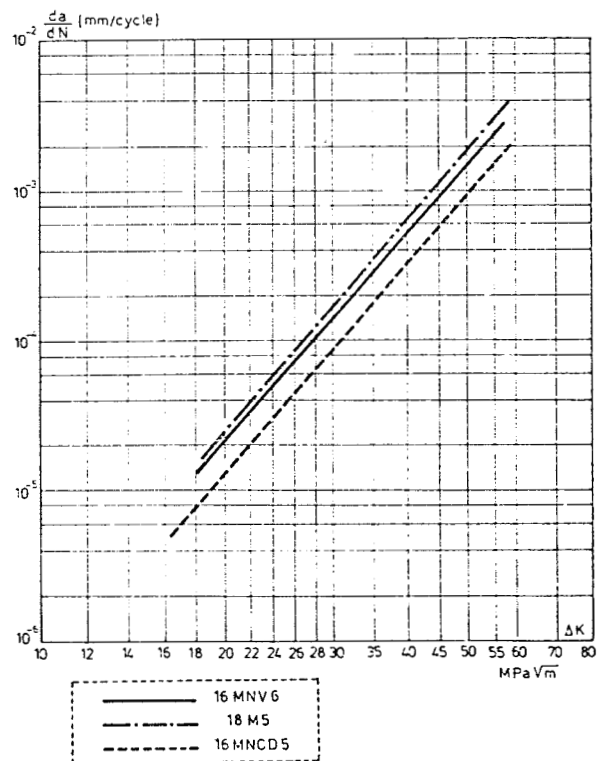
a - vitesse de fissuration de l'acier 18M5



b - vitesse de fissuration de l'acier 16MNV6



c - vitesse de fissuration de l'acier 16MNCDS5



d - vitesse de fissuration des Z.A.T. de 3 matériaux étudiés

Figure V-4 a,b,c,d: Vitesse de fissuration (Réf.V-6).

Ils ont également déterminé le seuil de non-fissuration DK_s pour le métal de base et les Z.A.T. (Tableau V-1).

Type d'acier	Métal de base DK_s (MPa/m)	Z.A.T. DK_s (MPa/m)
18MNV6	6	8
18M5	6	6
16MNCDS	8	8

Tableau V-1: Valeurs de DK_s .

On observe que pour de faibles vitesses de fissuration, la différence de propagation de fissure entre le métal de base et la Z.A.T. n'est pas significative.

Les mesures de la vitesse de fissuration ont montré que dans le cas d'une fissure amorcée au voisinage de la Z.A.T. et de la soudure, celle-ci avait tendance à s'écarter de la zone de haute dureté pour se propager dans le métal de base.

BRAID 1981 (Réf.V-7) a trouvé pour un acier HY80 ($R=0,2$) le coefficient :

- $m = 2,1$ pour le métal de base
- $m = 2,2$ pour la région à grains fins de la Z.A.T.
- $m = 2,6$ pour la région à gros grains de la Z.A.T.

LIEURADE 1977 (Réf.V-8) trouve dans le métal de base (acier à haute résistance) et la Z.A.T. d'un joint cruciforme sensiblement les mêmes vitesses de propagation, qui s'expriment par la formule suivante:

$$da/dN = 1,17 \cdot 10^{-13} (DK)^3 \quad \text{avec } da/dN \text{ (mm/c)}$$

$DK \text{ (MPa/m)}$

POMVARY (Réf.V-9) a dressé un récapitulatif des résultats obtenus sur un grand nombre d'aciers de construction, d'aciers à haute limite d'élasticité, de Z.A.T. et de métaux d'apport. Il en déduit une relation empirique entre les coefficients C et m quelle que soit la microstructure:

$$C=1,7191 \cdot 10^{-4}/(977)^m$$

Cette relation est valable pour $1,10 \cdot 10^{-10} < C < 1,10 \cdot 10^{-37}$

$$1,5 < m < 11$$

$$0 < R < 0,5$$

DK est exprimé en $\text{MPa(m)}^{1/2}$

D'autres auteurs ont étudié l'influence de la microstructure sur les éprouvettes CCT où la fissure transversale franchit l'hétérogénéité de microstructure occasionnée par le dépôt d'un cordon. L'étude récente de LIEURADE (Réf.V-10) a montré que, la plupart des différences observées concernant da/dN au passage des divers microconstituants ont finalement été attribuées aux contraintes résiduelles.

D'après les différentes sources disponibles il semblerait que la microstructure n'influence pas sur la vitesse de propagation.

V-3.2. Influence de la taille du grain

Pendant l'initiation de la fissure, au stade proche du seuil de non-fissuration et au stade final, la taille du grain joue un rôle significatif. Dans le stade d'initiation il a été démontré que le nombre de cycles de rupture, mesuré avec des éprouvettes non entaillées, varie suivant une relation:

$$N_f = N_0 + k_d(-1/2)$$

Le seuil de non-fissuration varie de façon inverse

$$DK_s = DK_0 + k_f d(1/2)$$

d - grosseur du grain (m)

DK- $\text{MPa(m)}^{1/2}$

k_f - coefficient qui caractérise l'influence de la taille du grain sur le seuil

Dans le stade II, la taille du grain ne semble pas avoir d'influence à condition que l'épaisseur de l'éprouvette soit beaucoup plus grande que la taille du grain.

L'influence de la taille du grain sur la vitesse de fissuration a été étudié par T. YOKOBORI et al. (Réf.V-11) pour l'acier à bas carbone ($C=0,05\%$; $Mn=0,33\%$).

Les résultats sont représentés sur la figure V-5.

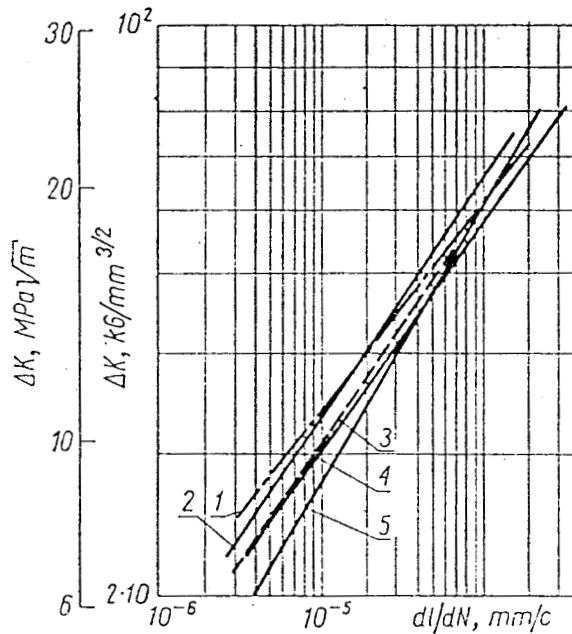


Figure V-5: Vitesse de fissuration en fonction de la taille du grain ferritique (Réf.V-11):

- 1 - 28,5 μm
- 2 - 15,9 μm
- 3 - 25,4 μm
- 4 - 205,6 μm
- 5 - 12,1 μm

On observe que la taille du grain ferritique n'affecte pratiquement pas la vitesse de fissuration. Le coefficient m diminue de 4,3 à 3 quand la taille du grain diminue, mais simultanément le coefficient C augmente.

L'étude menée sur un acier résistant à la corrosion (0,06%C; 1,72%Mn; 14,5%Ni; 22,5%Cr) a conduit A.W.THOMSON (Réf.V-12) aux mêmes résultats.

V-3.3 Influence de la limite d'élasticité

Corrélativement au résultat précédent, il serait normal que la limite d'élasticité soit sans effet sur la fissuration. Il existe toutefois dans la littérature beaucoup de résultats contradictoires.

Dans les aciers et les laitons, il a été démontré que la vitesse de fissuration était indépendante de la limite d'élasticité (Réf.V-13,14,15). De fortes variations de la limite d'élasticité ne font pas varier significativement la vitesse de propagation.

La variation de la loi de fissuration en fonction de la limite d'élasticité a été étudiée par de nombreux auteurs (Réf. V-16,17). Les résultats sont représentés sur la figure V-6.

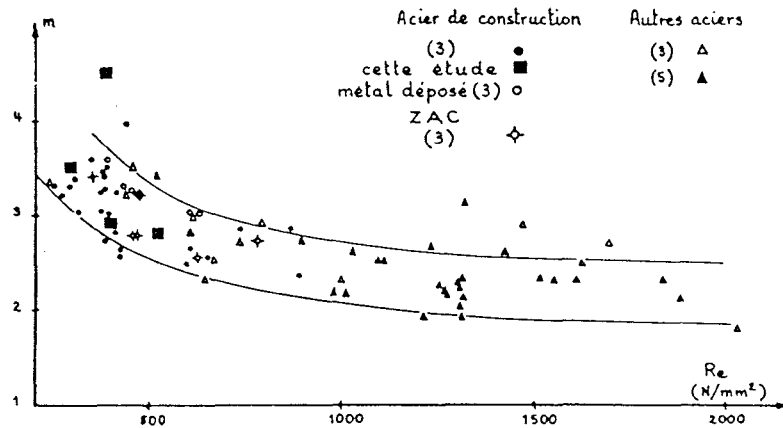


Figure V-6: Evolution de m en fonction de R_e (Réf.V-16,17).

L'ensemble des résultats présente en moyenne une diminution de l'exposant m quand R_e augmente. La bande de dispersion des résultats est relativement large; pour une valeur R_e donnée, m est déterminé à environ $\pm 5\%$.

Pour les aciers type E24, E55, A70 étudiés par LIEURADE et TRUCHON (Réf.V-18), m passe de 3,5 à 2,8 quand R_e augmente de 280 à 515 MPa.

V-4 CONCLUSION

L'action des différents paramètres sur la vitesse de fissuration est parfois controversée. Beaucoup de modèles, théoriques ou empiriques, deviennent inadaptés dès qu'un des paramètres expérimentaux varie.

D'après les résultats présentés dans la littérature on remarque que:

- d'une façon générale, la vitesse de fissuration augmente lorsque la résistance des matériaux diminue,

- pour les faibles valeurs de DK la Z.A.T. présente une vitesse de fissuration inférieure à celle du métal de base,

- pour les valeurs élevées de DK les courbes $da/dN=f(DK)$ tendent à se rejoindre.

Les mesures de la vitesse de fissuration montrent, que souvent une fissure amorcée au voisinage de la Z.A.T. et de la soudure a tendance à s'écarter dans le métal de base.

Ceci s'explique par la différence de caractéristiques mécaniques entre la Z.A.T. et le métal de base qui occasionne par la suite la déviation de la fissure d'une structure à dureté élevée vers une structure à faible dureté.

L'ensemble des résultats représentant l'influence de la limite d'élasticité sur la fissuration, montrent que m (paramètre de la loi de Paris) est inversement proportionnel à R_e .

L'influence de la taille du grain est surtout marquée dans le stade I, lorsque DK tend vers DK_s (le seuil de non-fissuration), et dans le stade III lorsque K_{max} tend vers K_C .

La taille du grain est sans effet marqué dans la région centrale des courbes de fissuration (stade II), ce qu'on verra par la suite, s'oppose à nos résultats.

D'autres travaux invoquent l'influence d'un champ de contraintes résiduelles induit par l'opération de soudage. Ces contraintes de compression contribuent fortement à retarder la propagation des fissures.

V-5 RELATION ENTRE m ET C, PARAMETRES DE LA LOI DE PARIS

YOKOBORI (Réf.V-11) a remarqué qu'il existe une relation entre m et C sous forme:

$$m = a \cdot \ln C + b$$

a et b étant des constantes.

Depuis, plusieurs auteurs ont vérifié cette relation pour différents matériaux.

La figure V-7 illustre ces résultats.

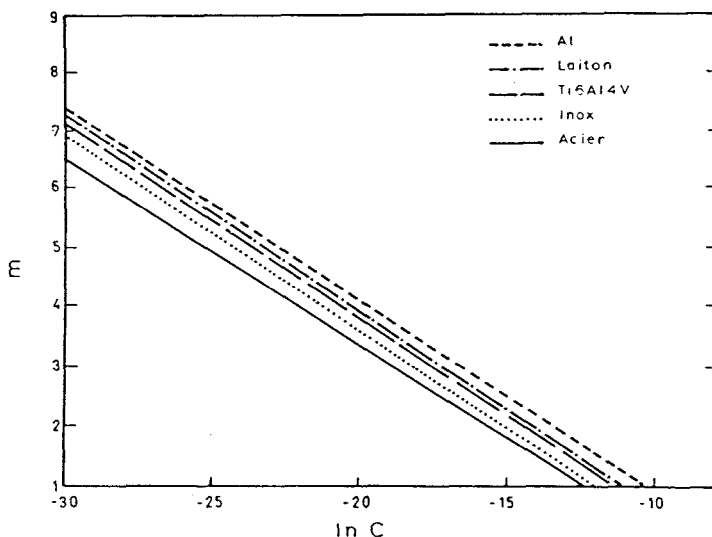


Figure V-7: Relation entre m et ln C (Réf.V-11).

Il semble que:

- les droites (lnC, m) restent parallèles quelque soit le matériau considéré
- la constante b semble varier avec le module de YOUNG.

MAC CARINEY et IRVING (Réf.V-19) ont montré que la relation linéaire entre m et lnC est imposée par le respect de l'équation aux dimensions dans la loi de PARIS.

BAILON, MASOUNAVE et BATHIAS (Réf.V-20) soulignent que la détermination des coefficients a et b présente un intérêt pratique puisqu'ils sont liés d'une manière qui reste d'ailleurs ignorée, aux propriétés des matériaux.

V-6 METHODES DE MESURE DE LA LONGUEUR DE FISSURE

La connaissance de la vitesse de fissuration d'un matériau nécessite la mesure de la longueur de la fissure.

V-6.1 Méthode optique (méthode directe)

Elle consiste à mesurer la longueur de la fissure à l'aide d'un système optique (loupe binoculaire, microscope...) en utilisant un réticule ou des repères marqués sur l'éprouvette (graduation, empreinte microdureté...). La sensibilité dépend fortement du grossissement utilisé (en général x50).

Afin de mieux discerner le fond de la fissure, on effectue souvent la mesure sous chargement et éclairage stroboscopique afin de figer le mouvement. C'est une mesure de surface qui ne tient pas compte d'une éventuelle courbure du front de fissure.

V-6.2 Méthode des jauges

On colle sur la surface de l'éprouvette une jauge constituée de brins régulièrement espacés. Quand la fissure avance, il y a rupture d'un brin en raison de l'écartement des lèvres de la fissure, d'où une modification de la résistance électrique de la jauge. Par un étalonnage de la résistance ohmique de celle-ci on peut en déduire la longueur de fissure.

Cette méthode est peu précise; 0.5mm pour une sensibilité de 0.1mm. De plus il faut que la fissure ait franchi nettement le brin pour qu'il y ait rupture de celui.

V-6.3 Méthode de la compliance

On suit, à l'aide d'un capteur d'ouverture, l'écartement des lèvres de la fissure au cours d'un cycle de chargement. A partir de l'évolution de l'écartement durant un cycle, on définit la grandeur de la compliance. Celle-ci est fonction de la longueur de la fissure. Grâce à un étalonnage, on relie la compliance à la longueur de la fissure.

V-6.4 Méthode électrique (méthode indirecte)

Elle a pour objet de suivre l'évolution de la résistance électrique de l'éprouvette quand la fissure avance comme l'indique la figure V-8.

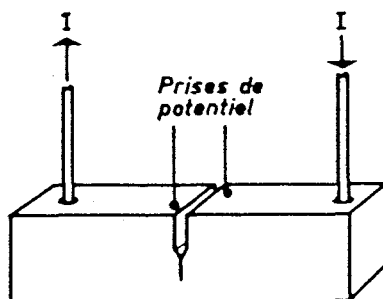


Figure V-8: Disposition des câbles d'amenés du courant et des prises de potentiel sur l'éprouvette.

La variation du potentiel $DV(V_i - V_0)$ recueillie à la sortie de l'appareil est proportionnelle à la longueur de la fissure sauf dans le domaine compris entre 0 et 2,5mm environ. Cette méthode est recommandée par l'A.S.T.M. (Réf.V-21).

V-7 METHODES EXPERIMENTALES

V-7.1 Machine d'essai

L'équipement d'essai utilisé est une machine à résonance électromagnétique INSTRON 1603 dont la conception repose sur le principe d'un ensemble masse-ressort oscillant comme un dipôle.

L'éprouvette, pour répondre de manière élastique, doit être sollicitée en dessous de sa limite d'élasticité. Une force moyenne statique peut être appliquée en imposant une déformation à l'ensemble. Cette charge peut varier jusqu'à 100kN en traction (ou en compression). L'ensemble est maintenu en oscillation à la fréquence de résonance par des impulsions délivrées à l'aide d'un électro-aimant avec réglage automatique d'accord en boucle fermée et auto-régulation de l'entrefer.

V-7.2 Préparation des échantillons pour déterminer la vitesse de fissuration dans la Z.A.T.

Les essais ont été réalisés sur les Z.A.T obtenues à partir de trois différents produits de soudage:

- électrode basique classique E7018
- fil fourré sans gaz avec nickel E71T8-K6
- fil fourré sans gaz sans nickel E70T7.

Les paramètres de soudage, la composition chimique du métal déposé, ainsi que celle du métal de base sont donnés dans les tableaux II-1 à II-4 Chapitre II.

Les éprouvettes utilisées pour déterminer la vitesse sont celles préconisées par l'A.S.T.M.; flexion trois points KF (W/B= 2). Les entailles sont placées perpendiculairement à la surface de l'assemblage comme le montre la figure V-9.

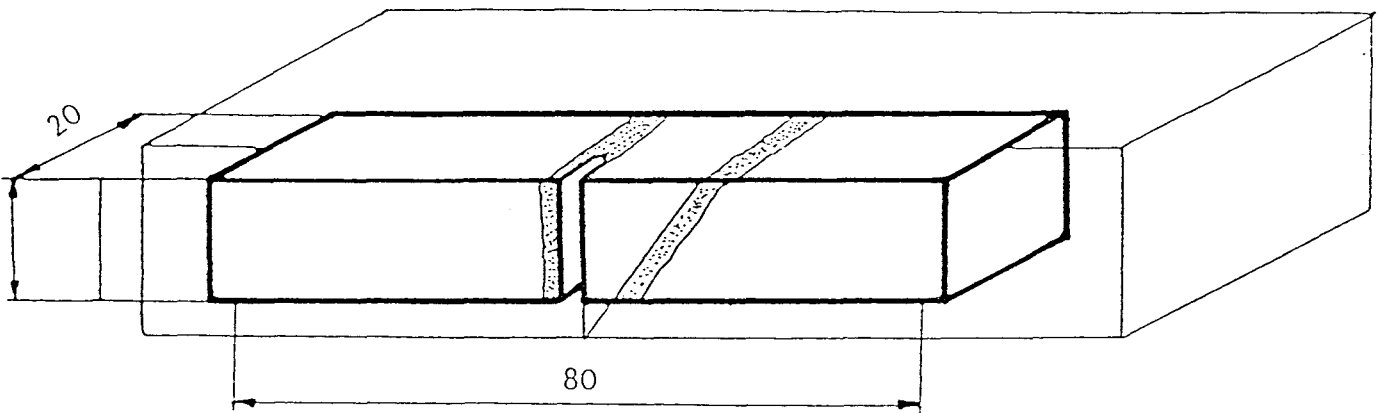


Figure V-9: Positionnement de l'entaille dans la Z.A.T.

Cette disposition permet de propager la fissure dans la Z.A.T., dans un plan parallèle à la ligne de fusion, de manière à obtenir une structure constante durant la propagation.

Le fond des entailles est entièrement situé dans la Z.A.T à une distance de 0,3 à 1,5mm de la ligne de fusion.

Pour les positionner correctement, nous avons poli les échantillons et après examen macroscopique, tracé des lignes qui représentent les fonds des entailles. La profondeur de l'entaille mécanique est de 5mm.

V-7.3 Procédure d'essai

Tous les essais ont été effectués à l'air ambiant à une température voisine de 20°C. Pour assurer l'application correcte des appuis en flexion trois points, la sollicitation choisie a été de type ondulé.

Sa variation dans le temps suit une loi sinusoïdale définie par le rapport de charge:

$$R = F_{\min}/F_{\max} = 0,1$$

$$\begin{aligned} \text{avec } F_{\min} &= F_{\text{st.}} - F_{\text{dyn.}} \\ F_{\max} &= F_{\text{st.}} + F_{\text{dyn.}} \end{aligned}$$

La fréquence du cycle de chargement est comprise entre 109 et 111Hz.

V-7.4 Mesure de la longueur de fissure

La progression de la fissure est suivie par une méthode électrique qui, après étalonnage, permet de relier la variation du potentiel recueilli aux bornes des entailles à la longueur de fissure.

Nous avons utilisé plusieurs éprouvettes de flexion trois points avec des fissures de fatigue de longueurs différentes.

Afin de déterminer avec précision la profondeur des fissures, les échantillons sont rompus à très basse température (azote liquide).

Il est à noter que le fond de fissure est légèrement incurvé. On prend alors la valeur moyenne de 10 points sur le front de fissure.

La variation du potentiel en fonction de la profondeur de fissure est représentée sur la figure V-10.

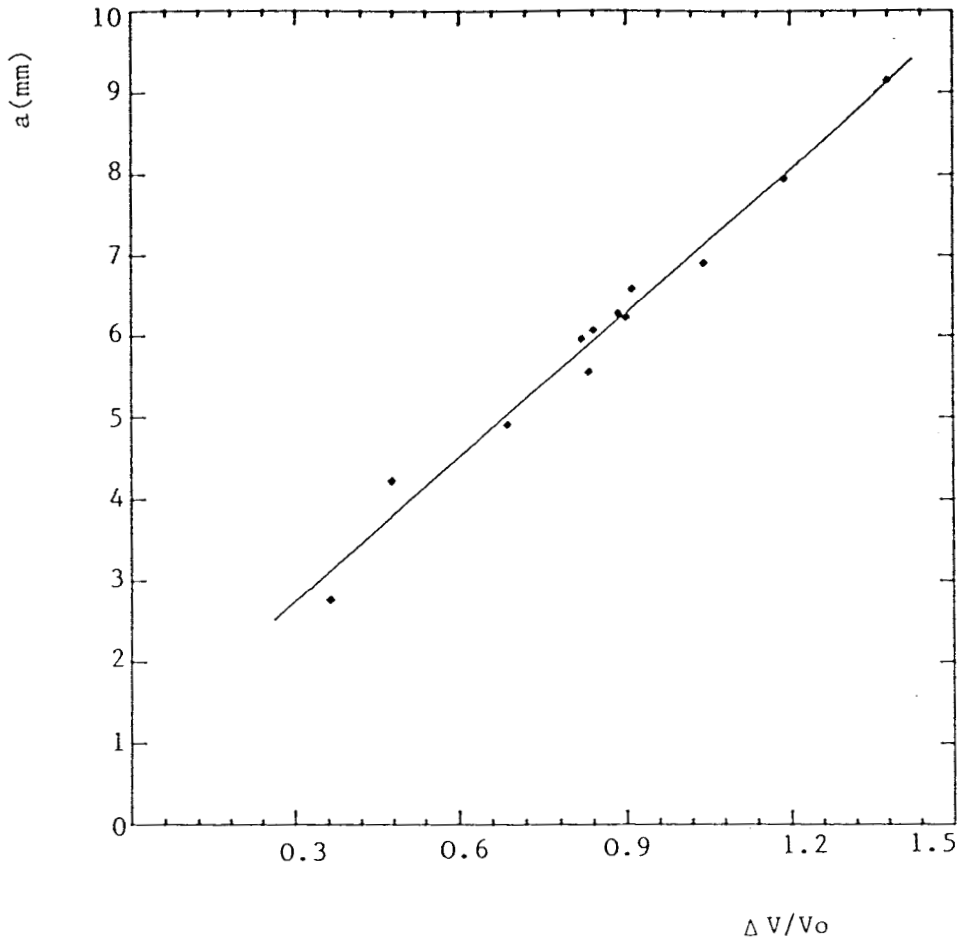


Figure V-10: Courbe d'étalonnage $a=f(\Delta V/V_0)$.

Cette méthode permet un enregistrement continu de la longueur de fissure à haute et basse température. La sensibilité moyenne de la méthode est de 0,05mm.

V-7.5 Calcul de la vitesse de fissuration

A partir des données enregistrées (a, N), nous avons calculé la vitesse de fissuration da/dN en fonction de l'amplitude DK du facteur d'intensité de contrainte:

$$da/dN = C \cdot (DK)^m$$

Dans un diagramme bi-logarithmique, nous avons l'expression suivante:

$$\ln da/dN = m \cdot \ln DK + \ln C$$

m est la pente et $\ln C$ l'ordonnée à l'origine de la droite reliant des points de coordonnées ($\ln DK; \ln da/dN$).

*** Détermination du a_i moyen**

" a_i " est la profondeur moyenne à prendre en compte lors du calcul du facteur d'intensité de contrainte. Nous avons utilisé la méthode des sécantes:

$$a_i = (a_i + a_{i+1})/2$$

$$da/dN = (a_{i+1} - a_i)/(N_{i+1} - N_i) \text{ au point } a_i$$

*** Détermination de la variation du facteur d'intensité de contrainte DK**

Connaissant la longueur a_i , nous avons déterminé les valeurs de DK à l'aide de la formule suivante:

$$DK = DP/(B)W * f(a/W)$$

$DP = P_{\max} - P_{\min}$; représente la variation de la charge appliquée.

Conformément aux prescriptions de l'A.S.T.M pour les types d'éprouvettes utilisées:

$$f(a/W) = 11.58(a/W)^{1/2} - 18.42(a/W)^{3/2} + 87.18(a/W)^{5/2} - 150.66(a/W)^{7/2} + 154.8(a/W)^{9/2}$$

V-8 PRESENTATION DES RESULTATS

Les figures V-11,12,13 présentent les résultats des essais de la vitesse de fissuration dans les trois Z.A.T.

Les photos V-1,2,3 montrent quelques exemples des structures traversées par la fissure de fatigue.

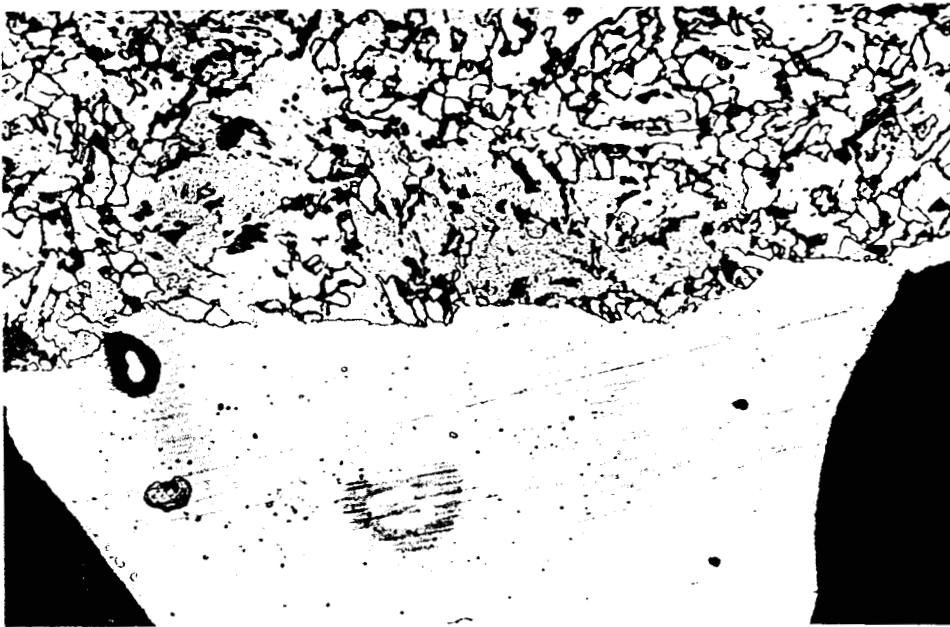
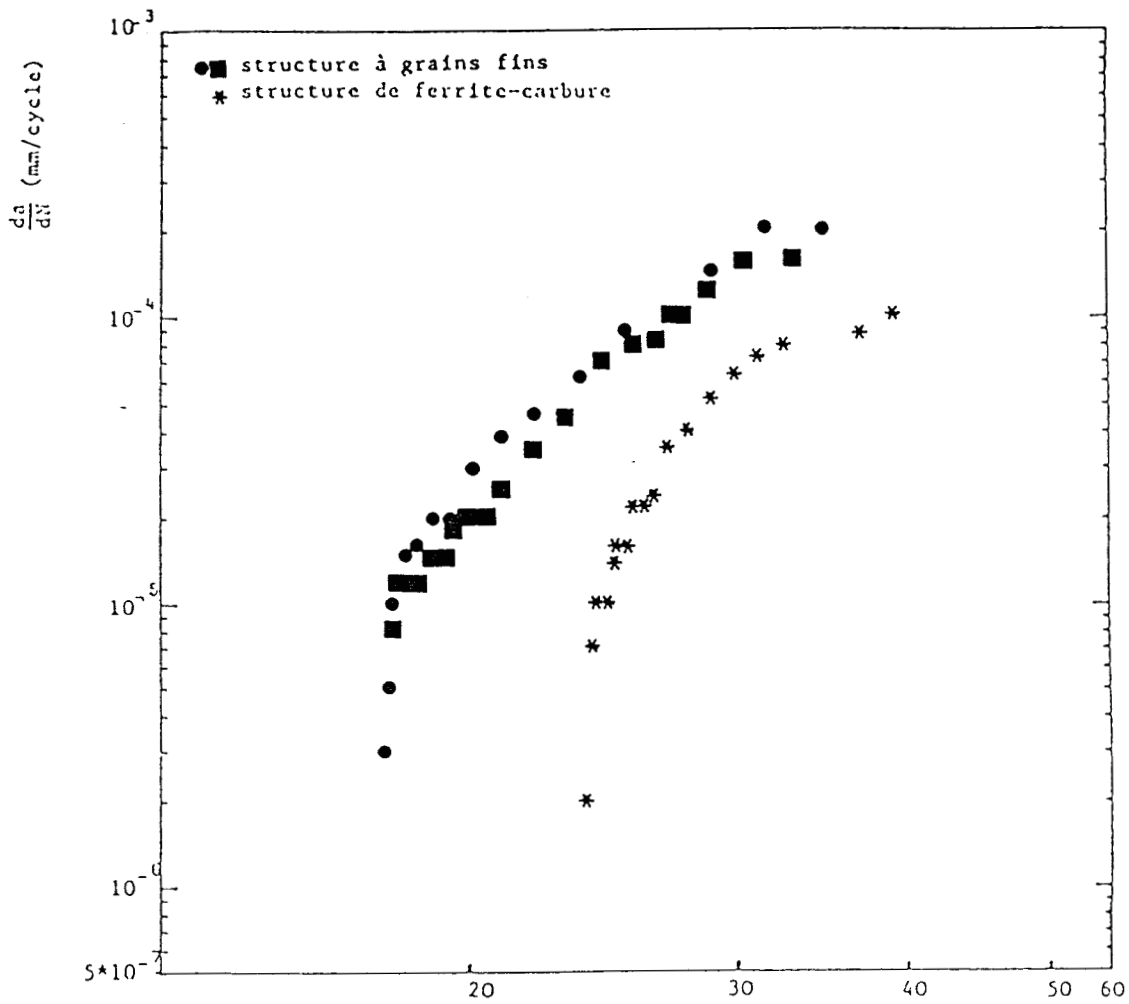


Photo V-1: Profil de la fissure de fatigue dans la zone à grains fins.(Gr.300)

Figure V-11: Vitesse de fissuration dans la Z.A.T. du produit de soudage E7018; 6 passes.

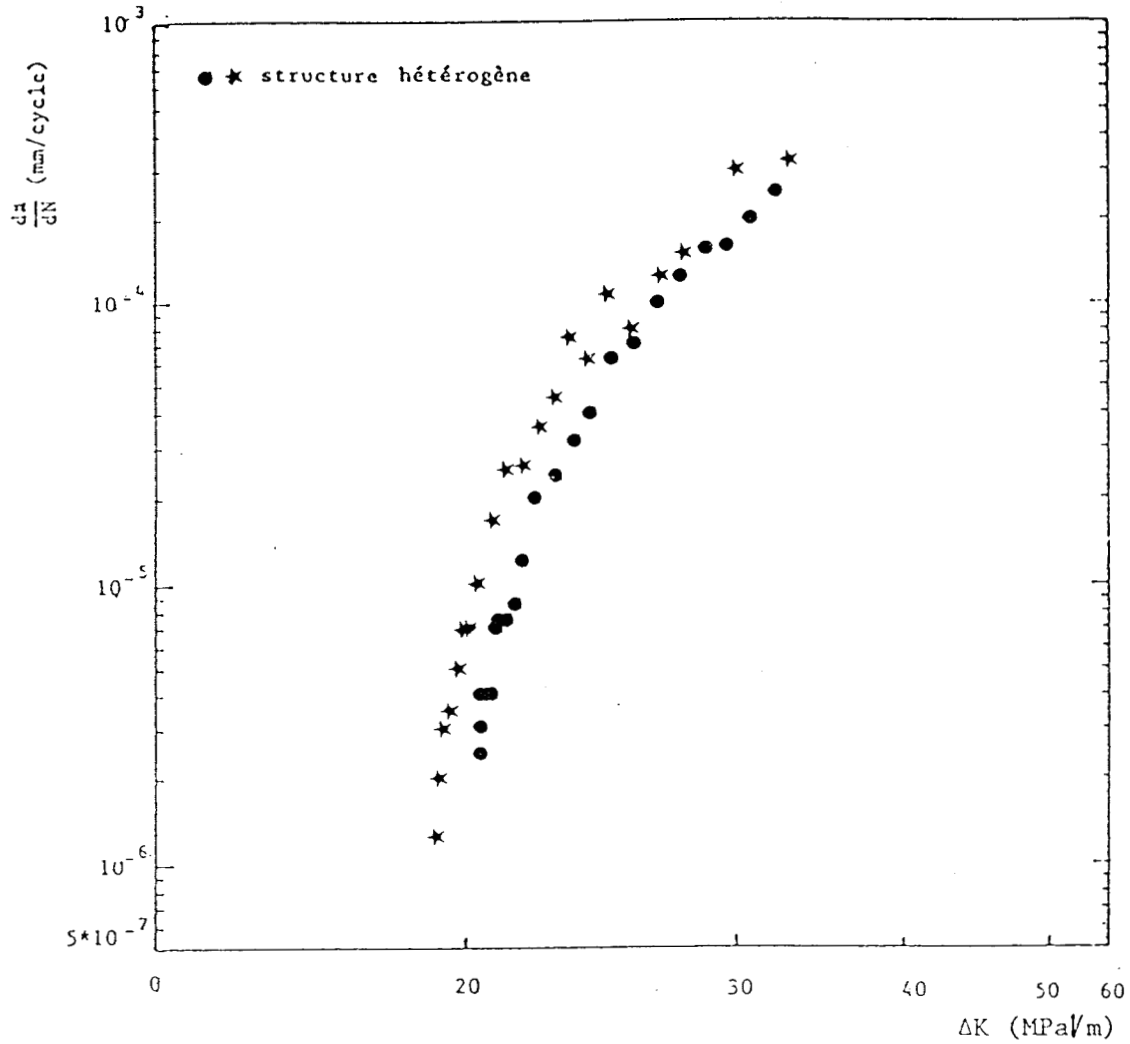


Photo V-2: Profil de la fissure de fatigue dans la structure hétérogène (Gr.300).

Figure V-12: Vitesse de fissuration dans la Z.A.T. du produit de soudage E71T8-K6; 5 passes.

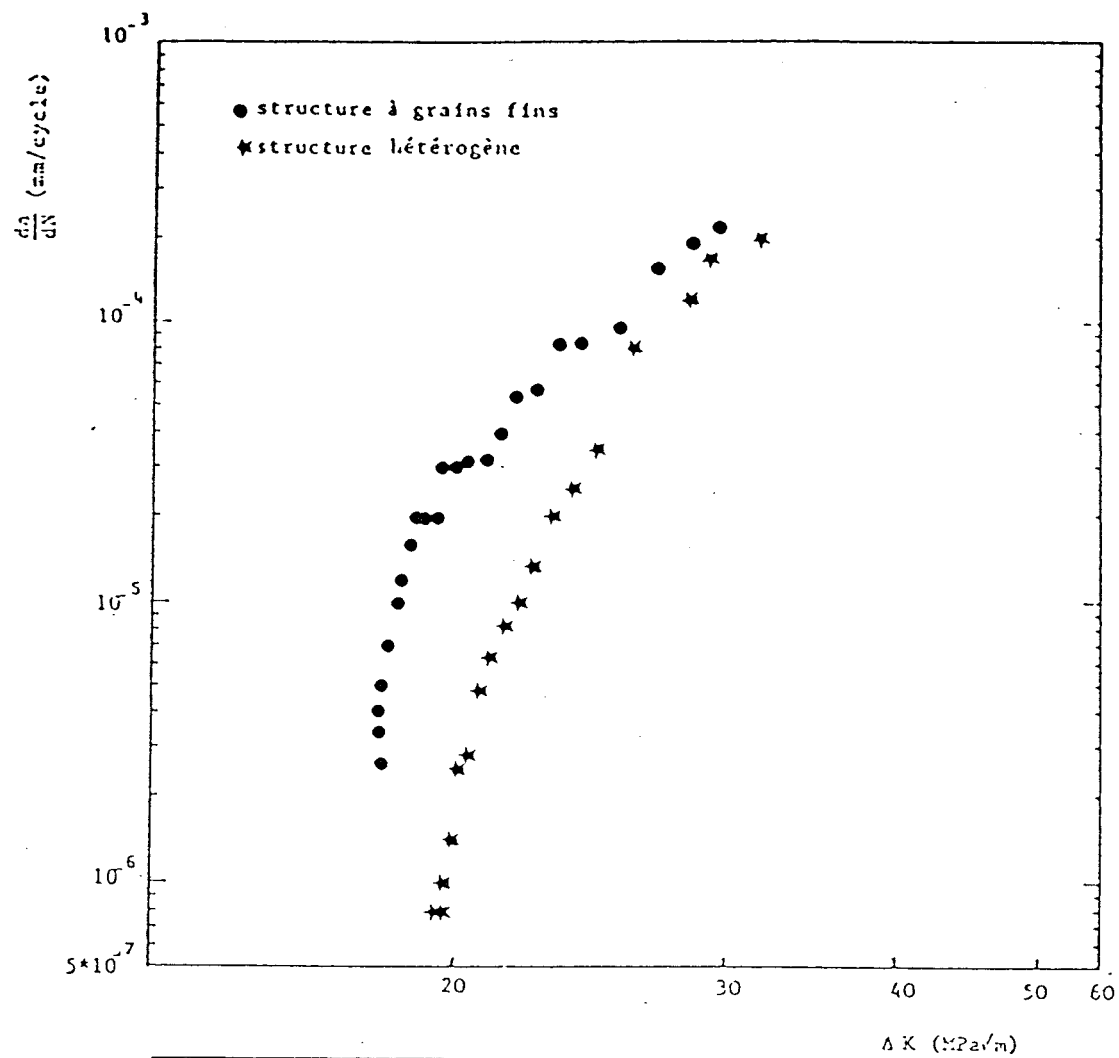


Photo V-3: Profil de la fissure de fatigue dans la structure hétérogène.(Gr.600)

Figure V-13: Vitesse de fissuration dans la Z.A.T. du produit de soudage E70T7; 4 passes.

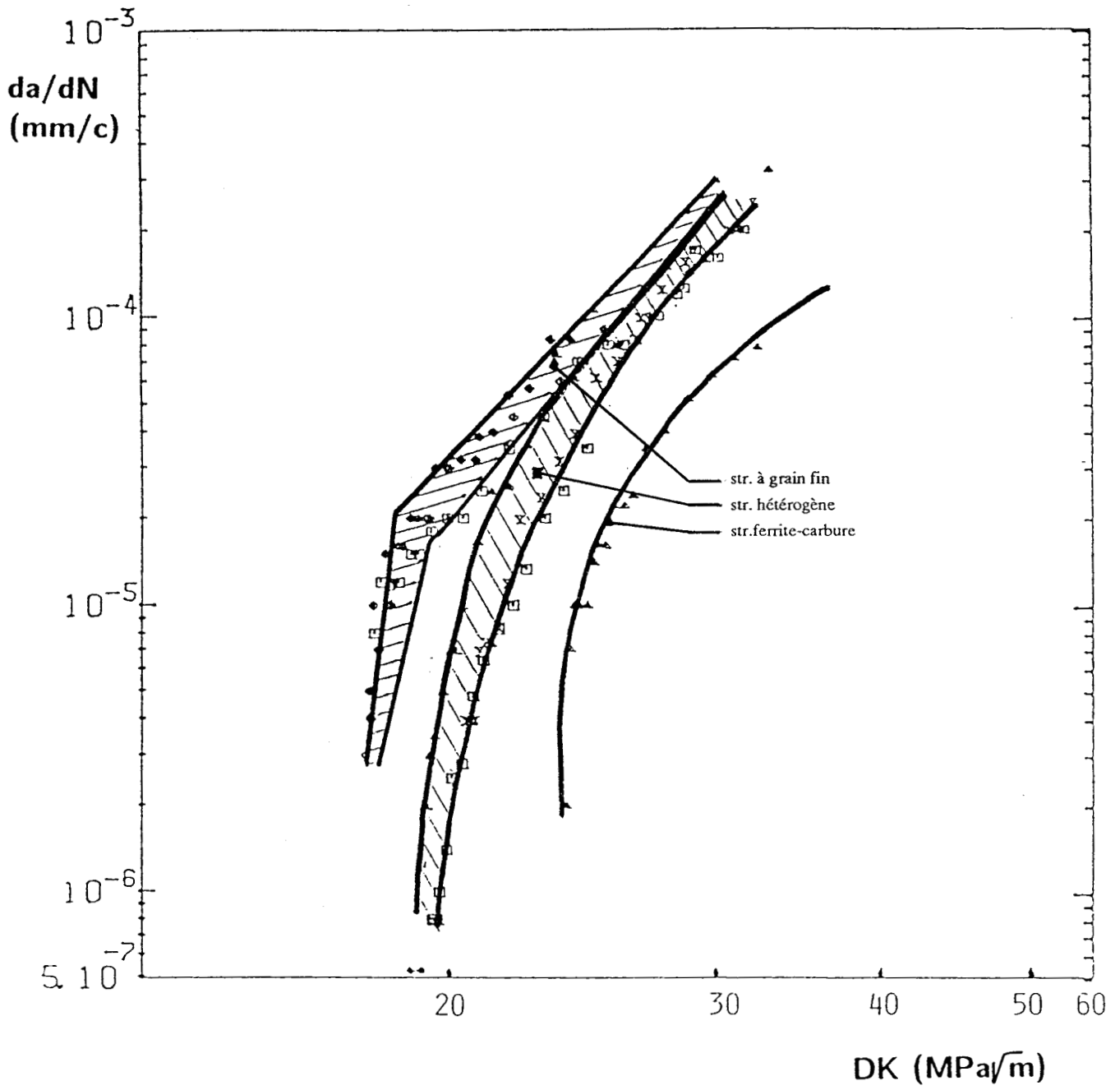


Figure V-14: Superposition des courbes $da/dN=f(DK)$.

V-9 DISCUSSION

V-9.1 Influence de la microstructure sur la vitesse de fissuration

Les paramètres contrôlant la fissuration sont essentiellement les paramètres métallurgiques et les paramètres mécaniques.

La superposition des courbes qui représentent les vitesses de fissuration da/dN en fonction de DK dans les différents structures de Z.A.T., fait apparaître deux types de courbes (Fig.V-14):

- un premier où la séparation des stades I et II est nette et correspond à une discontinuité de da/dN en fonction DK

- un deuxième où l'évolution da/dN en fonction de DK se fait sans discontinuité.

Dans le premier cas la fissure traverse la structure de la Z.A.T. composée de ferrite - perlite affinée.

Dans le deuxième cas la fissure se propage dans un mélange de structures composée de ferrite en lattes, polygonale (structure hétérogène).

Au stade I, le paramètre de fissuration retenue est DK à $da/dN=5*10^{-7}$ mm/cycle. Sa variation en fonction de la structure est la suivante:

- * $DK=24 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ dans la structure composée de ferrite-carbure (produit E7018)

- * $DK=19,5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ dans la structure hétérogène composée de ferrite polygonale, et en lattes (produit E71T8-K6)

- * $DK=17,5 \text{ MPa(m)}^{1/2}$ dans la structure affine de ferrite-perlite quelque soit le produit de soudage. La perlite est soit sous forme lamellaire soit globulaire.

Dans le stade II de diagramme bi-logarithmique (da/dN ; DK) entre $da/dN = 2 \cdot 10^{-5}$ mm/cycle et $da/dN = 3 \cdot 10^{-4}$ mm/cycle nous avons évalué les coefficients m et C de la loi de PARIS.

Les valeurs numériques sont représentées dans le tableau V-2.

Structure de la Z.A.T.	E7018 grain fin	E70T7 grain fin	E7018 ferrite-carbure	E70T7 structure hétérogène	E71T8-K6 structure hétérogène	Métal de base
m	4,6	4,7	5,9	5,7	5,7	4,3
C	1,17 E-18	1,1 E-18	1,78 E-22	1,8 E-21	1,8 E-21	2,62 E-17
$\Delta K \text{ MPa}\sqrt{m}$ à $5 \cdot 10^{-7}$ mm/c (1 st.fiss.)	17,4	17,5	24,0	19,6	20,0	17,5
$da/dN \text{ (mm/C)}$ à $25 \text{ MPa}\sqrt{m}$	$7 \cdot 10^{-5}$	$7 \cdot 10^{-5}$	$7 \cdot 10^{-6}$	$3 \cdot 10^{-5}$	$3 \cdot 10^{-5}$	$3 \cdot 10^{-5}$

Tableau V-2: Paramètres de fissuration.

Nous remarquons que:

- pour une structure homogène composée de ferrite-perlite affinée, m est égal à 4,7 et augmente pour la structure hétérogène composée de ferrite polygonale, et en lattes ($m=5,7$),

- la courbe de $da/dN=f(DK)$ où la fissure traverse la structure de ferrite-carbure (produit E7018) est déplacée parallèlement par rapport à celles des deux autres Z.A.T.,(où celle-ci traverse la structure hétérogène), ce qui fait que m reste sensiblement constant (5,9) alors que C diminue ($1,78 \cdot 10^{-22}$).

- au fur et à mesure que l'on s'approche de la ligne de fusion, la vitesse de fissuration diminue. Elle est supérieure, au même niveau de $DK \text{ (} 25 \text{ MPa}(m)^{1/2} \text{)}$ dans la structure ferritique à grains fins et décroît dans la structure hétérogène, et la structure ferrite carbure.

- cette différence de propagation de vitesses s'amenuise vers le DK élevé (30 MPa(m)^{1/2}) à l'exception du produit E7018 où la fissure se propage dans la structure composée essentiellement de ferrite-carbure.

Les résultats montrent que la Z.A.T. du produit E7018 composée de ferrite carbure, présente le meilleur comportement en fissuration par fatigue.

La vitesse accroît légèrement dans la Z.A.T. à structure hétérogène; produits E71T8-K6, E70T7 et ensuite dans la Z.A.T. à grains fins de produits E7018, E70T7.

Ces résultats vont dans le même sens que ceux trouvés par M.M. RABBE (Réf.V-6), bien qu'il n'a pas mis en évidence influence des micro-constituants de la Z.A.T.

9.2 Influence des contraintes résiduelles sur la vitesse de fissuration

Un élément important occasionné par le soudage concerne l'existence de contraintes résiduelles.

D'après LIEURADE (cité auparavant Réf.V-10), la plupart des différences observées sur da/dN au passage de divers microconstituants, peuvent être attribuer aux contraintes résiduelles.

Pour pouvoir expliquer l'influence des contraintes nous allons nous référer aux travaux réalisés par KOBAYASHI NARUMOTO (Réf.V-22). Afin d'étudier cette l'influence, ils ont mesuré par rayons X des contraintes résiduelles au niveau de la Z.A.T. dans le sens de l'épaisseur et de la largeur de l'éprouvette.

Les résultats sont indiqués sur la figure V-15.

D'une part, il existe une contrainte résiduelle de compression à mi-épaisseur de l'éprouvette le long de la Z.A.T. et de l'autre on observe à la surface, une contrainte résiduelle de la traction.

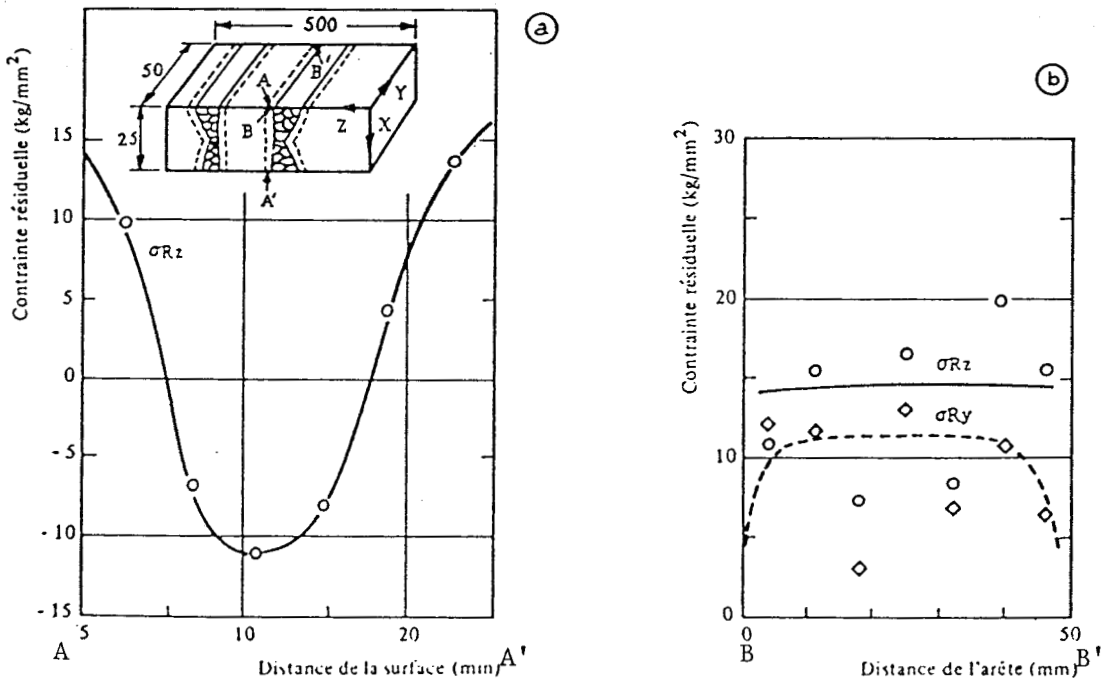


Figure V-15: Répartition des contraintes résiduelles (Réf.V-10):
a-dans l'épaisseur de l'éprouvette, selon AA'
b-dans la largeur de l'éprouvette, selon BB'

Une contrainte de compression contribue fortement à retarder la propagation des fissures (BENOIT et al. Réf.V-23).

La valeur élevée de $DK=24\text{MPa(m)}^{1/2}$ pour la Z.A.T. du produit E7018 peut être attribuée à la méthode de réalisation de ce joint (six passes) qui a entraîné une accumulation des contraintes résiduelles. Dans le cas de soudage multipasse les contraintes peuvent atteindre le niveau de la limite d'élasticité du matériau (Réf.V-24).

La diminution des écarts de DK que l'on aperçoit dans la partie linéaire du diagramme $da/dN=f(DK)$ figure V-14, peut s'expliquer par la disparition progressive des contraintes résiduelles.

Celles-ci peuvent être aussi annulées par le traitement de détensionnement.

Lieurade et al.(Réf.V-18) ont appliqué cette méthode dans le cas de joint soudé en acier E36-Z d'épaisseur de 40 mm. La vitesse de fissuration dans la Z.A.T. après un traitement de détensionnement a été comparable à celle du métal de base (Fig.V-16).

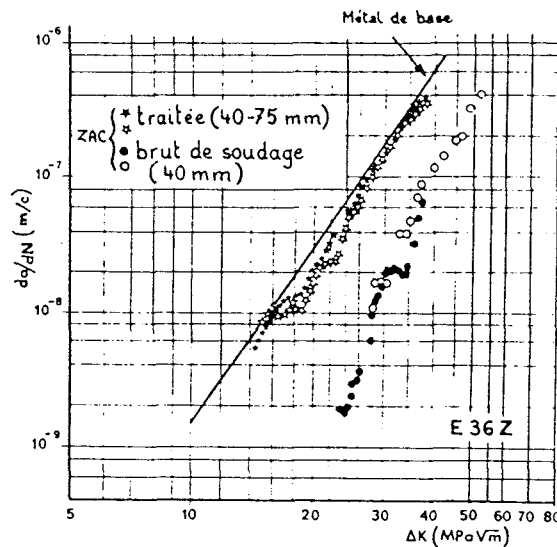


Figure V-16: Effet d'un traitement de détensionnement sur la vitesse de fissuration (Réf.V-18).

V-9.3 Corrélation entre m et C paramètres de la loi de Paris

Plusieurs auteurs ont établie une relation entre les coefficients m et C de la loi de Paris sous forme:

$$m = a \cdot \ln C + b$$

Récemment GURNEY (Réf.V-16) a appliqué cette relation aux aciers de construction, incluant le cas du métal fondu et de la Z.A.T.

La droite représentée sur la figure V-17 est tracée avec des résultats obtenus par GURNEY et l'I.R.S.I.D. sur des aciers de construction.

Nous avons reporté sur le même diagramme les résultats de nos essais obtenus dans la Z.A.T. et dans le métal de base (l'acier E36).

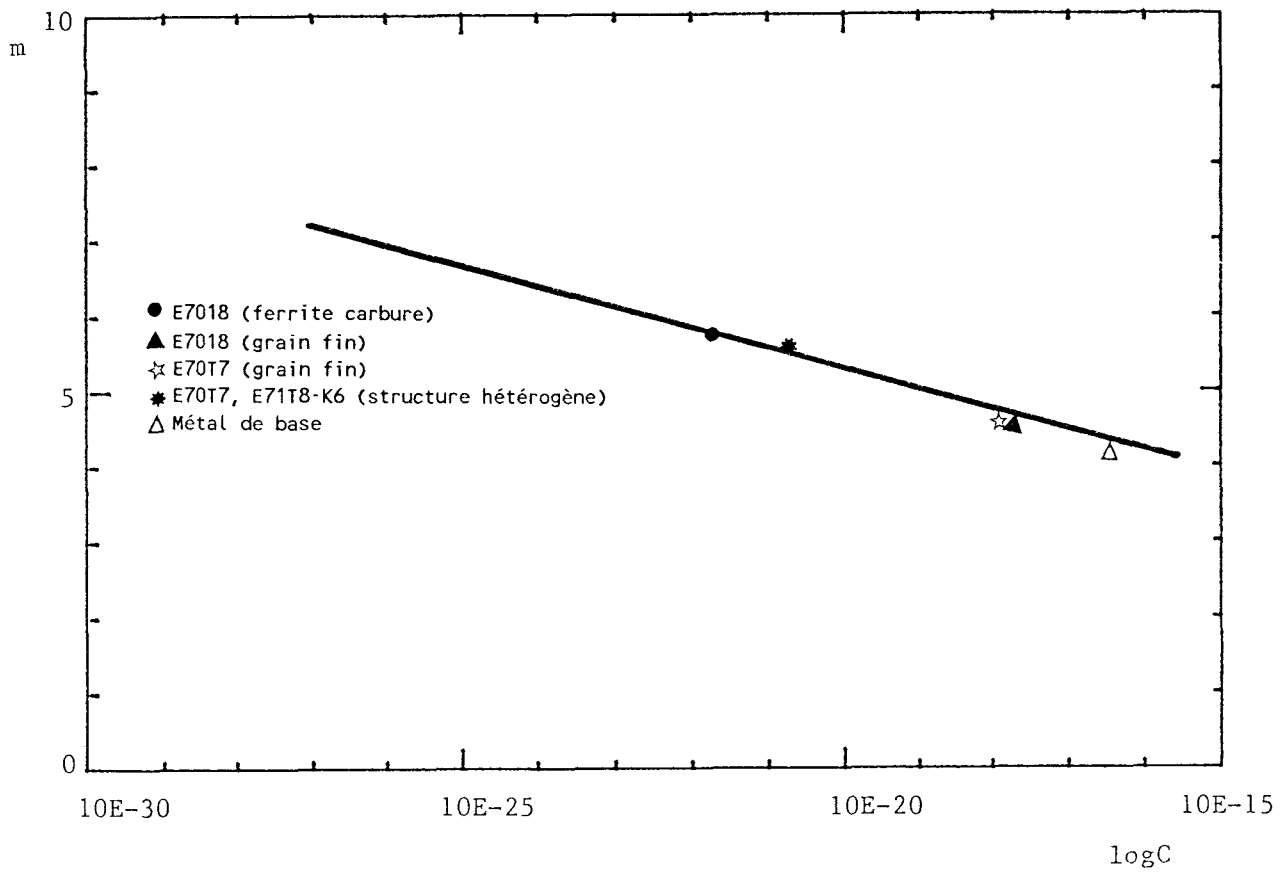


Figure V-17: Relation entre m et C .

POMVARY (Réf.V-9) a trouvé une relation empirique entre les coefficients m et C quelle que soit la microstructure sous forme:

$$C^*=1,7191*10^{-4}/977m$$

Nous avons calculé les valeurs de C en appliquant la formule. Les valeurs expérimentales et calculées sont rassemblées au tableau V-3.

:	m	:	4.3	:	4.6	:	4.7	:	5.7	:	5.9	:
:		:		:		:		:		:		:
:	C	:	2.62 E-17	:	1.17 E-18	:	1.1 E-18	:	1.8 E-21	:	1.78 E-22	:
:		:		:		:		:		:		:
:	C*	:	2.3 E-17	:	2.0 E-18	:	1.52 E-18	:	1.56 E-21	:	3.9 E-22	:
:		:		:		:		:		:		:

Tableau V-3: Comparaison des valeurs de C trouvées expérimentalement C et empiriquement C*.

Les échantillons rompus à la température de l'azote liquide présentent des fronts de fissure réguliers, mais légèrement incurvés. Le rayon de courbure se trouve au milieu de l'axe du front de la fissure de fatigue.

Pour les échantillons E70T7 (structure hétérogène) et E7018 (structure de ferrite - carbure) le front de fissure est régulier, mais la courbure n'est pas symétrique.

L'étude métallographique a montré que cette asymétrie est en relation avec l'existence d'une différence de structure entre deux parois.

V-10 MICROFRACTOGRAPHIE

V-10.1 Examen des faciès de rupture de fatigue

Les observations sont réalisées au microscope électronique à balayage.

A faible grossissement l'aspect des surfaces de rupture est lisse. A plus fort grossissement l'examen par microscopie révèle la présence de fines stries de fatigue dans la direction de propagation de la fissure (Photo V-4 à V-7).

Néanmoins, on note aussi les directions différentes de stries qui sont irrégulières et discontinues où la déformation n'est pas ductile. Ceci est surtout marqué dans les Z.A.T. de produits E71T8-K6 et E70T7 où la fissure se propage dans la structure hétérogène (Photo V-5, V-7).

Dans cette zone le relief comporte un mélange de rupture par clivage et de rupture intergranulaire.

Nous avons remarqué de nombreuses fissures secondaires pour chaque type de structure. La présence d'inclusions sur les surfaces est rarement observée.

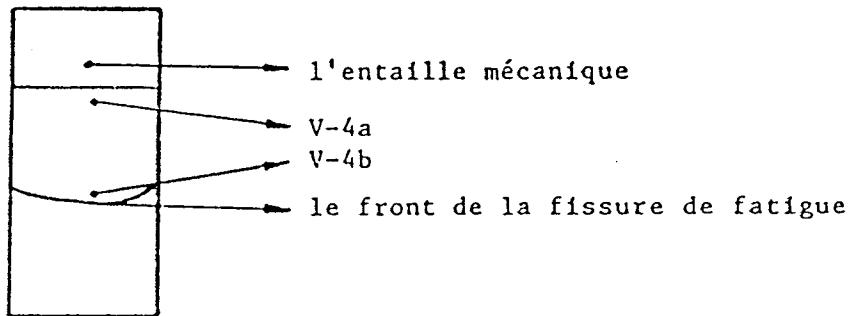


Fig. V-18 : Prises de vues des photos



a) Gr. 3000

b) Gr. 1000

Photo V-4a,b :

Faciès de rupture de fatigue dans la Z.A.T. du produit E7018 ; 6 passes examinés au M.E.B.

Positionnement de l'entaille : structure à grains fins.

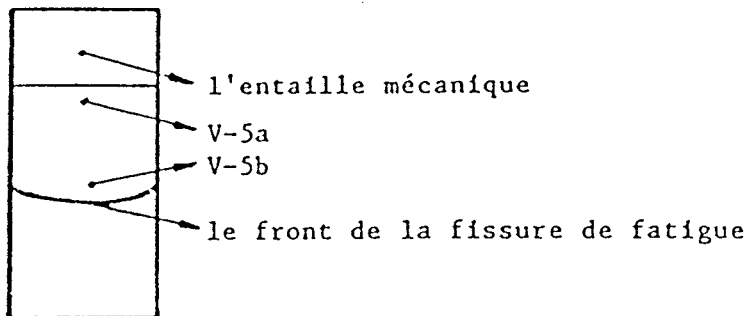
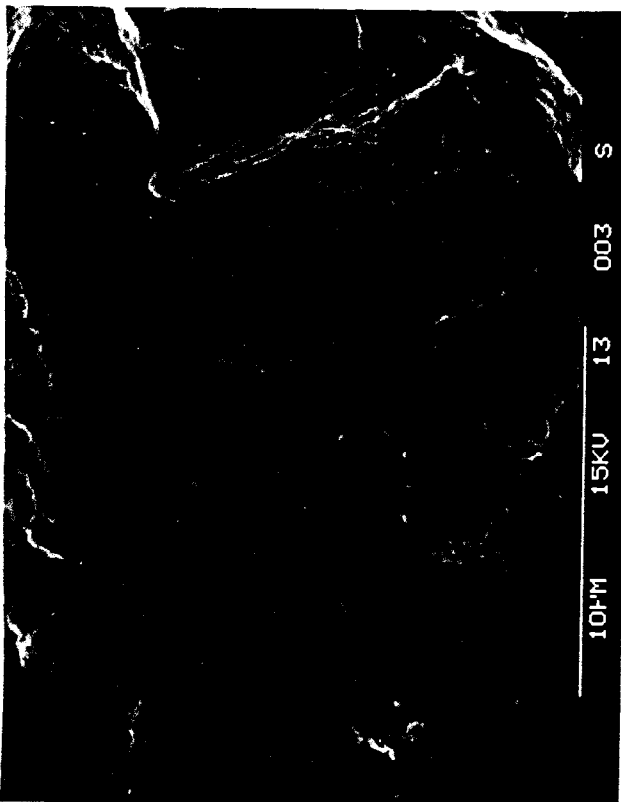


Fig. V-19 : Prises de vues des photos



a)



b) Gr. 2000

Photo V-5a,b :

Faciès de rupture de fatigue dans la Z.A.T. du produit E71T8-K6 ; 5 passes examinés au M.E.B.
Positionnement de l'entaille : structure hétérogène.

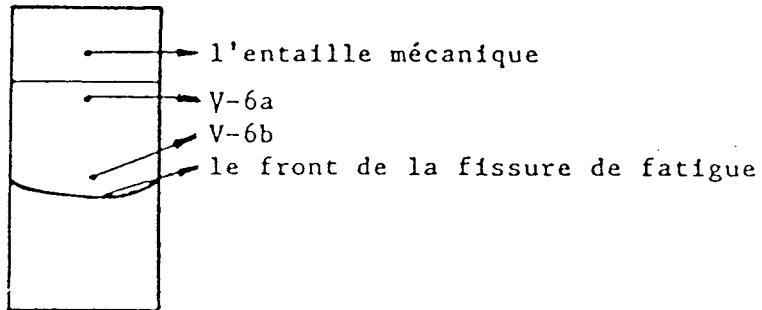
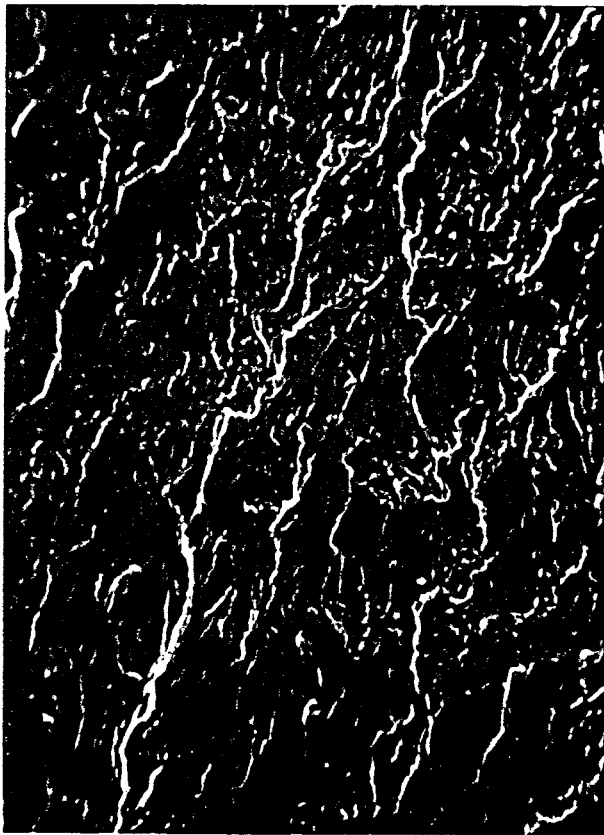


Fig. V-20 : Prises de vues des photos



a) Gr. 1000

b) Gr. 5000

Photo V-6a,b : Faciès de rupture de fatigue dans la Z.A.T. du produit E70T7 ; 4 passes examinés au M.E.B.
Positionnement de l'entaille : structure à grains fins.

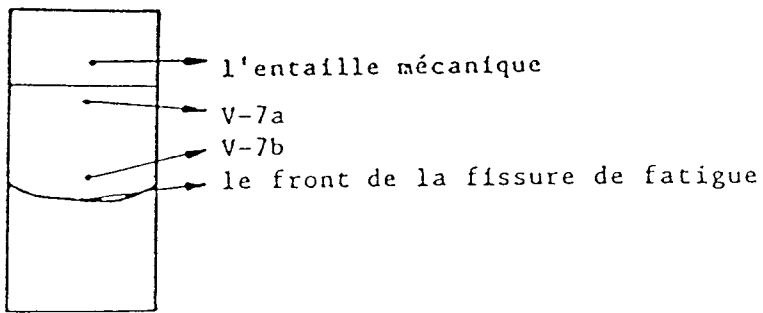
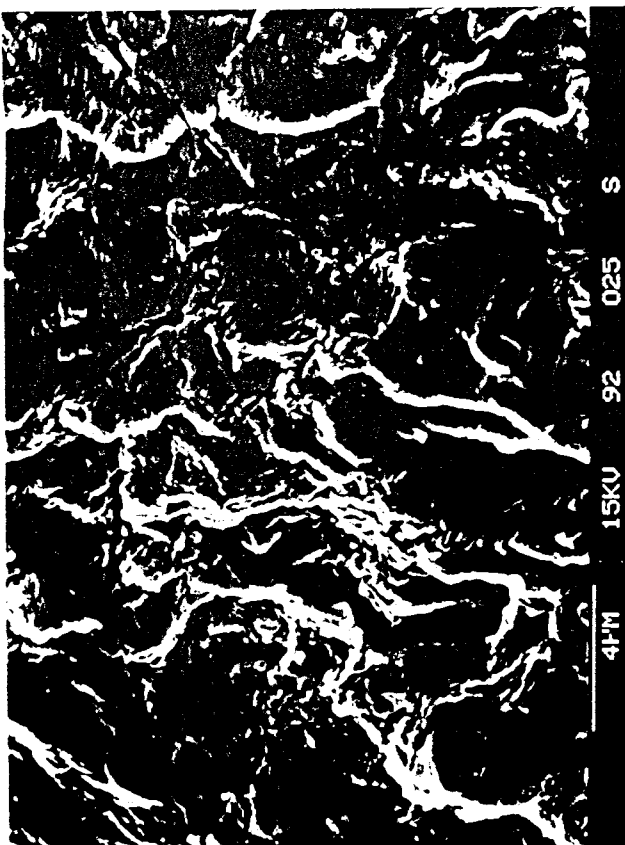
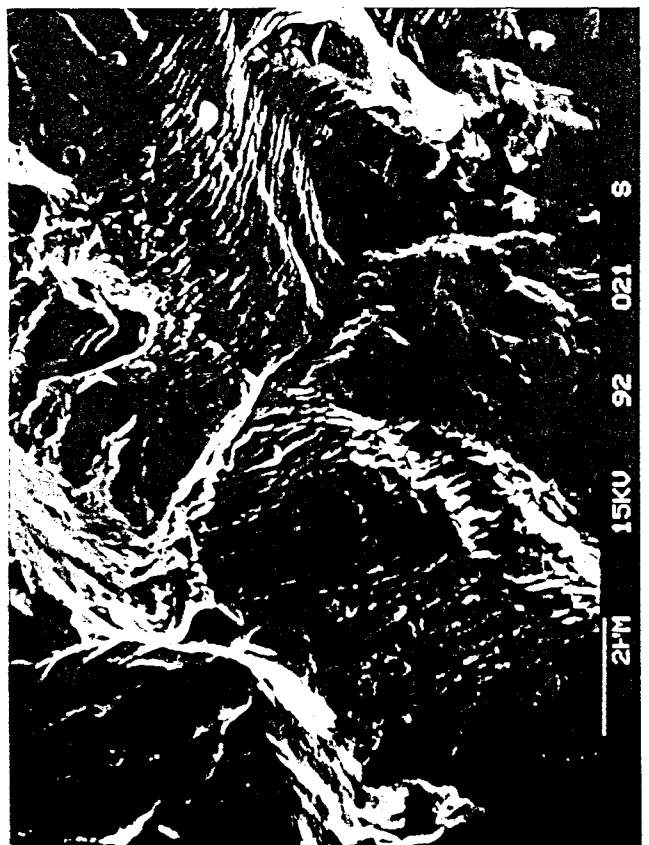


Fig. V-21 : Prises de vues des photos



a)



b)

Photo V-7a,b :
Faciès de rupture de fatigue dans la Z.A.T. du produit E70T7 ; 4 passes examinés au M.E.B.
Positionnement de l'entaille : structure hétérogène.

V-11 CONCLUSION

Il est difficile d'évaluer l'influence soit des paramètres métallurgiques (structure) soit des paramètres mécaniques (limite d'élasticité) sur le comportement en fissuration d'un ensemble soudé.

Le cas de la Z.A.T. est spécifique, puisqu'il comporte des difficultés à surmonter telles que:

- l'hétérogénéité de microstructure en longueur et en largeur,
- la présence d'un champ de contraintes résiduelles induit par l'opération de soudage.

Néanmoins, nous avons constaté, qu'au fur et à mesure que l'on s'approche de la ligne de fusion la résistance à la propagation de la fissure augmente.

Du point de vue structural, la Z.A.T. réalisée en 6 passes composée de ferrite-carbure (produit E7018) présente le meilleur comportement en fissuration par fatigue et par la suite, dans l'ordre décroissant:

- la Z.A.T. composée d'un mélange de ferrite polygonale, et en lattes (produits E71T8-K6, E70T7),
- et la Z.A.T. à grains fins (produits E7018 et E70T7).

Dans la relation qui existe entre les paramètres de la loi de Paris m et C nous avons trouvé les constantes a et b .

$$m = a \cdot \ln C + b$$

$$a = -4$$

$$b = -64$$

Les couples de points ($m; \ln C$) sont représentés sur la figure V-17.

CONCLUSION GENERALE

Le travail, consacré à l'étude des relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques de la Z.A.T. des joints soudés réalisés en multipasse, met en évidence l'importance de la microstructure et leurs conséquences sur la ténacité de celle-ci exprimée par:

- l'énergie de résilience,
- le COD,
- le comportement en fatigue (fissuration par fatigue).

Du point de vue métallurgique nous avons remarqué que la structure de la Z.A.T. réalisée en multipasse pour une épaisseur et une composition chimique du métal de base donnés dépend de:

- la température de montée et le temps de séjour; celle - ci étant proportionnelle à l'énergie de soudage
- du nombre de passes avec lesquelles le joint est réalisé,
- de la façon de déposer les passes.

Les Z.A.T. réalisées en multipasse n'ont pas une structure comparable à celles réalisées en une seule passe. On constate une nette influence du nombre de passes sur l'évolution structurale. Chaque passe exécutée régénère la structure en rapprochant celle-ci à l'état d'équilibre (ferrite-perlite).

Le pourcentage de cette structure que nous avons déterminé par la méthode quantitative sur une largeur de 15mm, est proportionnel au nombre de passes.

- 90 % - 6 passes (E7018)
- 60 % - 5 passes (E71T8-K6)
- 54 % - 4 passes (E70T7)

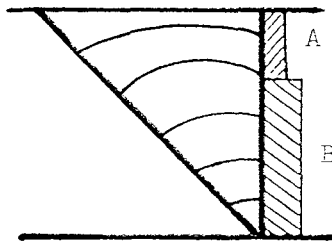
La zone à gros grains, la plus importante, accompagne uniquement les deux dernières passes. Sa dimension est faible vis à vis des autres zones.

Le résumé des observations métallographiques est schématisé sur la figure 1 a,b,c.

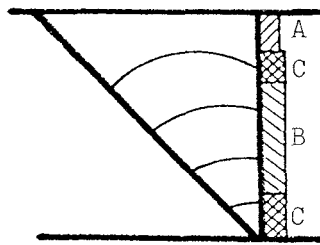
E7018
6 passes

E71T8-K6
5 passes

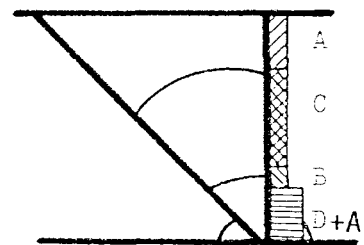
E70T7
4 passes



a)



b)



c)

A - zone à gros grains
B - ferrite-perlite à grains affinés
C - mélange de structure (ferrite polyg., en lattes)
D - bainite inférieure, martensite

Figure 1a,b,c: Proportion de différents micro-constituants dans les trois Z.A.T.

Dans le cas particulier, (produit E70T7), où la 4-ème passe (la dernière) est déposée, contrairement aux autres procédés, en dessus de la 1-ère, avec faible énergie de soudage (10 kJ/cm), on a observé une structure très dense de bainite-martensite (Photo:II-21) de dureté élevée (370 HV) et aussi à une structure de ferrite au contour du grain très irrégulier (Photo:II-26).

La proportion de cette structure qui accompagne uniquement ce procédé est représenté sur la figure 1c.

L'influence du niobium, élément dispersoïde, se reflète par:

- le retard de formation de ferrite intergranulaire et en conséquence,

- la formation de la bainite supérieure qui germine directement à partir du joint austénitique,

- la formation du carbure de niobium; celui-ci étant observé uniquement dans la Z.A.T. du joint du produit E70T7 (4 passes).

Propriétés mécaniques de la Z.A.T.

*** Résilience**

Les résultats nous amène à attribuer la ténacité la plus élevée à 20°C, exprimée par l'énergie de résilience, à la structure composée de ferrite polygonale et en lattes (produit E71T8-K6; 5 passes).

La ténacité est également élevée dans la structure composée de ferrite - carbure dont la taille du grain ferritique varie entre 3 à 5 μm et la taille du carbure Fe_3C entre 0,2 et 0,6 μm (produit E7018 ; 6 passes).

La diminution de l'énergie de résilience observée dans les trois Z.A.T. correspond avec la structure de ferrite - perlite où la perlite est sous forme lamellaire. La taille du grain ferritique est comprise entre 8 et 10 μm .

A -20°C la ténacité la plus élevée correspond à la structure de ferrite (3 à 5 μm) - carbure (0,2 à 0,6 μm) produit E7018.

Elle décroît dans :

- la structure de ferrite (8 à 10 μm) - perlite lamellaire
- la structure de ferrite polygonale
- la structure ferrite-perlite affinée.

*** COD**

En ce qui concerne l'influence de la structure sur la courbe COD-da, nous avons remarqué que la résistance à l'amorçage et propagation d'une fissure exprimé par la pente $d\delta/d(da)$ augmente progressivement avec:

- la diminution de la taille du grain ferritique (produits E70T7, E7018),
- la diminution de la quantité de perlite lamellaire au profit de la perlite globulaire de taille 0,2 à 0,6 μm (produit E7018),
- l'apparition de la ferrite polygonale et en lattes (produit E71T8-K6).

La pente $d\delta/d(da)$ évolue dans le même sens que l'énergie de résilience.

* Fatigue

L'étude des propriétés de la Z.A.T. en fatigue (fissuration) nous conduit aux résultats suivants:

- au même niveau de DK ($25\text{MPa(m)}^{1/2}$) la vitesse de fissuration est inférieure dans la structure composée de ferrite carbure (produit E7018).

Elle augmente dans la structure de ferrite polygonale et en faible quantité de ferrite en lattes (produit E71T8-K6) et ensuite

- dans la structure ferritique à grains fins (produits E70T7, E7018),

- cette différence de vitesse s'amenuise vers le DK élevé.

Au fur et à mesure qu'on s'approche de la ligne de fusion la vitesse de fissuration diminue; à $DK=25\text{MPa(m)}^{1/2}$ elle varie de $3 \cdot 10^{-5}$ à $7 \cdot 10^{-6}$ (mm/c).

Nous avons vérifié l'existence de la relation linéaire entre les paramètres m et C de la loi de Paris; celle-ci étant sous forme:

$$m = a \cdot \ln C + b$$

$$a = -4$$

$$b = -64$$

Les couples de points (m; $\ln C$) se situent sur la droite représentée sur la figure V-17.

Afin de poursuivre la recherche en ce sens, il serait utile de réaliser des essais de COD et de résilience à plus basse température pour répondre aux exigences dictées souvent par les conditions de service imposées aux structures soudées.

Parallèlement il serait intéressant d'approfondir l'étude métallurgique et plus particulièrement voir l'évolution structurale après exécution de chaque passe. Ceci dans le but de comprendre le mécanisme de formation de micro-constituants néfastes à la ténacité de la Z.A.T. (gros précipités sur les joints de grains austénitiques ou bainite supérieure).

Dans l'intérêt de relier la valeur critique du COD à la valeur du défaut admissible, il serait intéressant d'effectuer des essais sur la Z.A.T. contenant des défauts réels dûs au soudage.

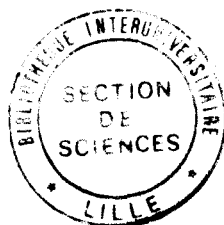
La mesure de ténacité des Z.A.T. sur le joint soudé réel conduit à une grande dispersion des résultats, dûe essentiellement à l'étroitesse de cette zone et au fort gradient microstructural.

C'est pour cette raison, qu'il serait nécessaire d'utiliser la technique de simulation de la Z.A.T., permettant de reproduire sur un volume de matière suffisant des structures métallurgiques identiques à celles qu'on rencontrerait sur des assemblages soudés réels.



REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- V-1 **MASOUNAVE J., BAILON J.-P., DICKSON I.** "Les lois de fissuration par fatigue" dans "La fatigue des matériaux et des structures" C.Bathias, J.-P. Bailon 1980 Maloine S.A. Editeur
- V-2 **PARIS P., ERDOGAN F.** Trans. ASME pp.528-534, décembre 1963
- V-3 **MADDOX S.J.** "Assessing the significance of flaws in welds subject to fatigue" Welding Journal, p.401-s sept.1974
- V-4 **LAWRENCE F.V. MUNSE W.H.** "Fatigue crack propagation in butt welds containing joint penetration defect". Welding Research Supplement, May 1973, pp.221-232
- V-5 **DOWSE K.R., RICHARDS C.E.** "Fatigue crack propagation through weld heat affected zones". Metallurgical Transaction Vol.2, Febr. 1971, s.599-603
- V-6 **RABBE MM., CADIOU, AMZALLAG, DUNAND-ROUX** "Etude des caractéristiques de fatigue de joints soudés en aciers à haute résistance", Edit. Métaux, 1976
- V-7 **BRAID J.E.M., KNOTT J.F.** "Fatigue crack propagation in the vicinity of weld-deposits in high strength structural steels", Proceedings of the 5th Intern. Conference on fracture, Canne, France, p.2061, 1981
- V-8 **LIEURADE H.P.** "Mécanique matériaux et électricité" p.102, Avril-Mai 1977
- V-9 **POMVARY P., TOT L., NAD D.,** cité dans "Zmeczniowe peknie metali" S.KOCANDA, Warszawa 1985, pp 241-284
- V-10 **LIEURADE H.P.,** "Application de la mécanique de la rupture à la fatigue des structures soudées" 2e partie, Revue de Métallurgie pp 797, oct.1983
- V-11 **YOKOBORI T., KAWADA T., HATA** "The effects of ferrite grain size on the stage II fatigue crack propagation in plain carbon steel". Vol.9, n°2, 1973, pp. 35-64
- V-12 **THOMPSON A.W.** "Fatigue crack propagation in austenitic stainless steels. Engineering fracture mechanics", vol.7 n°1, 1975, pp 61-67
- V-13 **THOMPSON A.W., BUCCI J.** Met. Trans., Vol 4, pp 1173-1175, 1973
- V-14 **TROOP J.F., MILLER G.A.,** ASTM STP, 467, pp 154-168, 1970
- V-15 **HOEPFNER** ASTM STP, pp 415-486, 1967.
- V-16 **GURNEY T.R.** "An analysis of some fatigue crack propagation data of steels subjected to pulsating tension loading", Welding Research International vol.9, n°4, pp 45-58



- V-17 **LIEURADE H.P.** Thèse d'Etat Metz 1978
- V-18 **LIEURADE H.P., TRUCHON M., MAILLARD-SALIN C.** "Fissuration par fatigue d'assemblages soudés en acier HLE", IABSE Colloquium Lausanne 1982
- V-19 **MAC CARINEY et IRVING** "Propriétés en fatigue de tôles selon le travers court" cité dans Soudage et Techniques Connexes, sept-oct 1979.
- V-20 **BAILON J.P., MASOUNAVE J, BATHIAS J.P** Scripta Mét. 11, pp 1101, 1977.
- V-21 **ASTM Task Group E-24.04.01**, "Tentative method of test for constant-load-amplitude fatigue crack growth rates above 10^{-8} m/cycle", march 29, 1977.
- V-22 **KOBAYASHI K., NARUMOTO A. FUNAKOSHI T. et HIRAI Y.** "Propagation des fissures de fatigue sous l'effet de contraintes selon le travers-court, pour aciers de construction à diverses teneurs en soufre". Soudage et Techniques Connexes, mars-avril 1978.
- V-23 **BENOIT D., LIEURADE H.P., TRUCHON M.**, "Comportement en fatigue à programme de différents types de joints soudés bout à bout en acier E 355" Revue de métallurgie, août-sept 1978.
- V-24 **LIEURADE H.P.**, "La résistance à la fatigue des assemblages soudés" Société Française de Métallurgie, Journées de Printemps, Paris 4 et 5 juin 1985.

