

N° d'ordre :

1998

50376  
1998  
430-2  
EXCLU  
DU  
PRÊT

**THESE**

présentée à

**L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE**

pour obtenir le titre de

**DOCTEUR EN MECANIQUE**

par

**Olivier CLEIZERGUES**

---

**COMPRÉHENSION ET MODELISATION  
DU COMPORTEMENT A LA RUPTURE  
D'ACIERS POUR TUBES  
LORS DE L'ESSAI BATTELLE**

**Volume 2 : Figures et annexes**

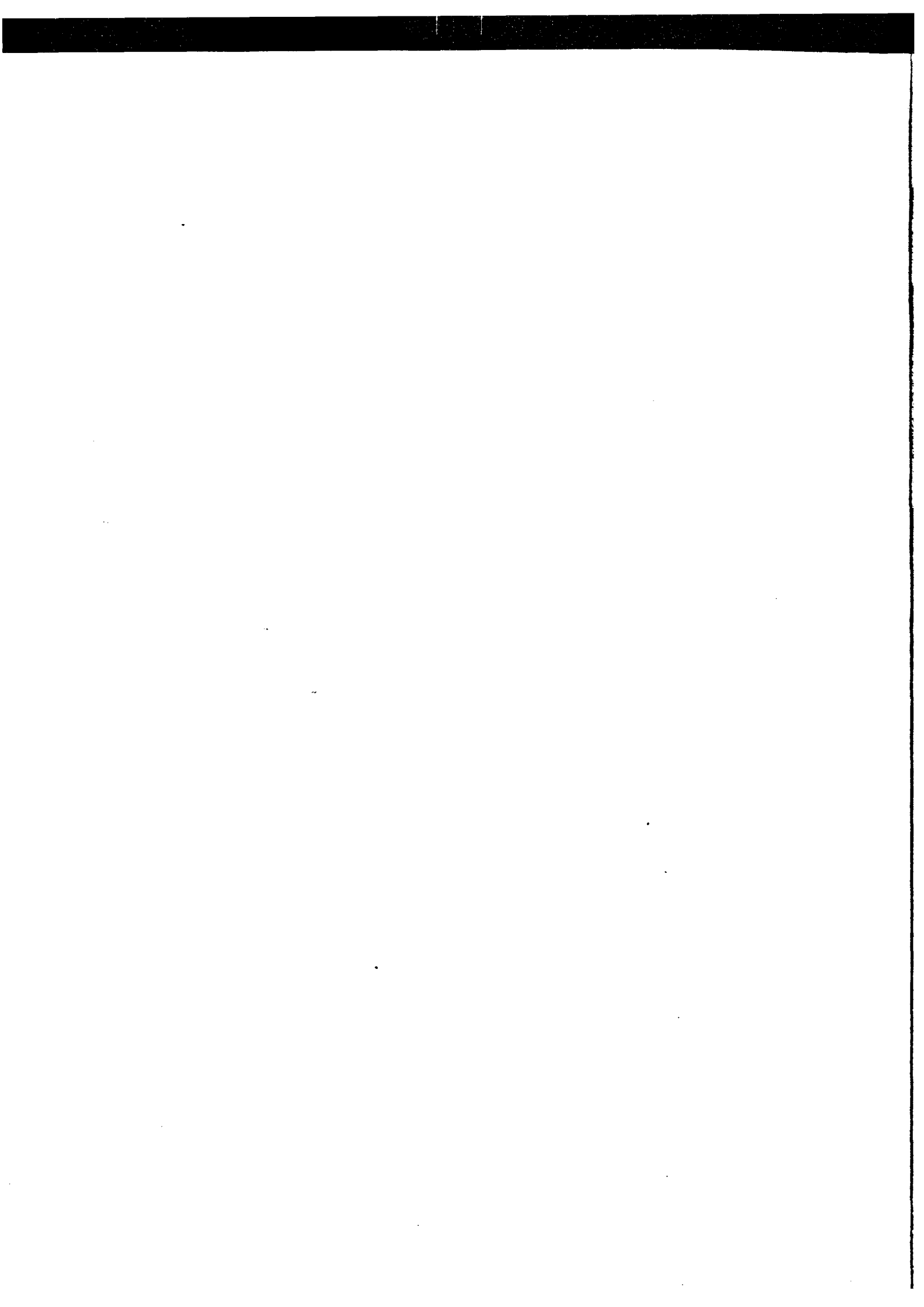
---

**A soutenir le 24 mars 1998 devant la commission d'examen**

**Rapporteurs : Monsieur D. FRANCOIS, Professeur, E. C. P.  
Monsieur J. HOUDIN, Professeur, UVHC**

**Examineurs : Madame S. DEGALLAIX, Professeur EC LILLE, Directeur de thèse  
Monsieur J. Y. DAUPHIN, Maître de conférences, EC LILLE  
Monsieur M. DI FANT, SOLLAC Florange  
Monsieur J. P. JANSEN, EUROPIPE-France  
Monsieur G. MESMACQUE, Professeur, Université Lille I  
Monsieur C. PERDRIX, CRDM SOLLAC Dunkerque**

**Ecole Centrale de Lille  
Laboratoire de Mécanique de Lille  
URA CNRS 1441**



the 200 0278

50376  
1998  
430-2

N° d'ordre :

1998

**THESE**  
présentée à

*Exclu du Prix*

**L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE**

pour obtenir le titre de

**DOCTEUR EN MECANIQUE**

par

**Olivier CLEIZERGUES**



---

**COMPRÉHENSION ET MODELISATION  
DU COMPORTEMENT A LA RUPTURE  
D'ACIERS POUR TUBES  
LORS DE L'ESSAI BATTELLE**

**Volume 2 : Figures et annexes**

---

**A soutenir le 24 mars 1998 devant la commission d'examen**

**Rapporteurs : Monsieur D. FRANCOIS, Professeur, E.C.P.  
Monsieur J. HOUDIN, Professeur, UVHC**

**Examineurs : Madame S. DEGALLAIX, Professeur EC LILLE, Directeur de thèse  
Monsieur J.Y. DAUPHIN, Maître de conférences, EC LILLE  
Monsieur M. DI FANT, SOLLAC Florange  
Monsieur J.P. JANSEN, EUROPIPE-France  
Monsieur G. MESMACQUE, Professeur, Université Lille I  
Monsieur C. PERDRIX, CRDM SOLLAC Dunkerque**

**Ecole Centrale de Lille  
Laboratoire de Mécanique de Lille  
URA CNRS 1441**



# SOMMAIRE DU VOLUME 2

## FIGURES DU CHAPITRE I

## FIGURES DU CHAPITRE II

## FIGURES DU CHAPITRE III

### ANNEXE A1 FISSURATION BRUTALE D'UNE CONDUITE : MOYENS D'ETUDE EXPERIMENTALE ET CRITERE D'ARRET DE FISSURE

1. Contexte .....	A1-1
2. Description d'une installation d'essai d'éclatement de tubes. ....	A1-1
3. Instrumentation et conduite de l'essai .....	A1-2
4. Exemple de résultat d'essai.....	A1-3
5. Application à l'établissement d'un premier type de critères d'arrêt de fissure.....	A1-4
6. Evolution de la pression dans le tube.....	A1-4
7. Application à l'établissement d'un second type de critères d'arrêt de fissure.....	A1-6
8. Références bibliographiques de l'annexe A1.....	A1-7

### ANNEXE A2 : MESURE DE CRISTALLINITE SUR TIRAGE PHOTOGRAPHIQUE

1. Objet .....	A2-1
2. Méthode utilisée .....	A2-1
3. Estimation de la précision de mesure .....	A2-1

### ANNEXE A3 : INFLUENCE DE LA METHODE DE RÉDUCTION D'ÉPAISSEUR SUR LES RÉSULTATS DES ESSAIS BDWTT

1. Introduction .....	A3-1
2. Résultats expérimentaux .....	A3-1
2.1. Courbes de transition.....	A3-1
2.2. Faciès de rupture.....	A3-2
2.3. Comparaison des deux modes de fraisage .....	A3-2
3. Influence de la texture du matériau .....	A3-3
3.1. Instrumentation utilisée.....	A3-3

3.2. Essais réalisés .....	A3-3
3.3. Interprétation des résultats .....	A3-4
3.3.1 Diffractogrammes.....	A3-4
3.3.2 Coefficients de texture :.....	A3-4
3.3.2 Conséquences sur les résultats d'essais BDWTT.....	A3-6
Références bibliographiques.....	A3-7

#### **ANNEXE A4 : PRINCIPE SIMPLIFIÉ DE LA DIFFRACTION X**

1. Relation de Bragg.....	A4-1
2. Le diffractomètre à poudre.....	A4-3
3. Application à l'évaluation d'une texture.....	A4-3
Références bibliographiques.....	A4-4

#### **ANNEXE A5 : INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR D'ÉPROUVETTE SUR LES RESULTATS DES ESSAIS BDWTT**

1. Courbes de transition.....	A5-1
2. Influence de l'épaisseur d'éprouvette sur la température de transition.....	A5-2
3. Influence de l'épaisseur d'éprouvette sur l'énergie de rupture .....	A5-3
Références bibliographiques.....	A5-4

#### **ANNEXE A6 : CALCUL DE LA RELATION ENERGIE/CRISTALLINITE POUR LES DEUX COMPORTEMENTS DE TRANSITION**

Introduction.....	A6-1
1. Comportement de transition du premier type .....	A6-1
1.1. Evolution de l'énergie de propagation de la fissure ductile en fonction de sa longueur.....	A6-1
1.2. Forme de la relation Energie/Cristallinité.....	A6-2
2. Application à un comportement de transition du second type.....	A6-2
2.1. Evolution de l'énergie de propagation de la fissure ductile en fonction de sa longueur.....	A6-2
2.2. Allure de la relation Energie/Cristallinité .....	A6-3

#### **ANNEXE A7 : EVALUATION DE LA TAILLE DE LA ZONE PLASTIQUE PAR ESSAIS DE DURETE**

1. Principe .....	A7-1
2. Etalonnage expérimental de la relation dureté/déformation.....	A7-1
3. Calcul de la relation dureté-déformation.....	A7-2

4. Mesures de dureté autour de l'entaille.....	A7-2
5. Calcul des déformations équivalentes.....	A7-3
6. Conclusion.....	A7-4

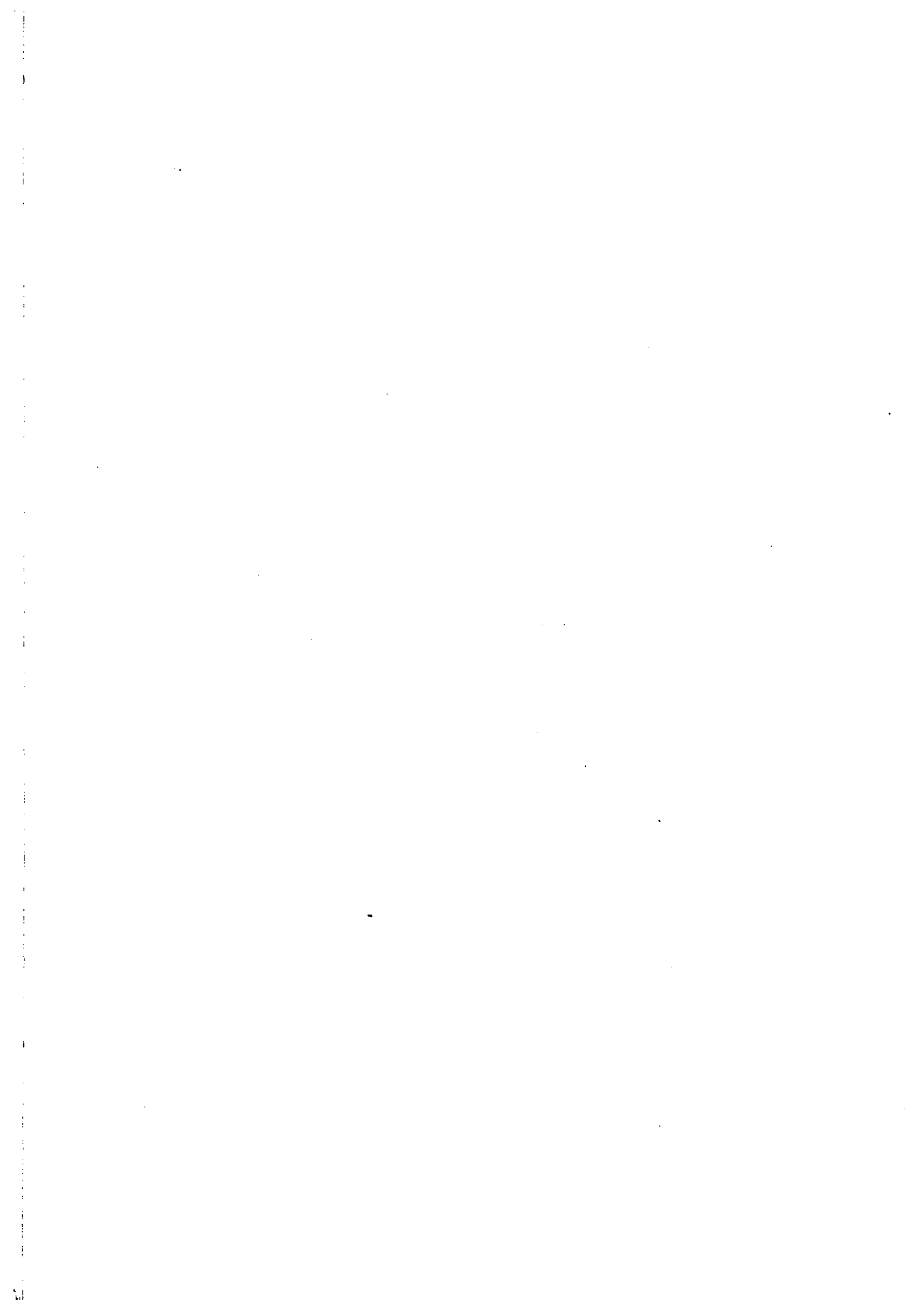
## **ANNEXE A8 : MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS DE L'ENTAILLAGE D'UNE ÉPROUVETTE BDWTT**

1. Introduction.....	A8-1
1. Présentation du modèle utilisé.....	A8-1
1.1. Choix du type de modélisation.....	A8-1
1.2. Conditions aux limites et taille de la zone modélisée.....	A8-2
1.3. Modélisation du contact couteau-éprouvette.....	A8-3
1.4. Maillage utilisé.....	A8-4
2. Calage et validation du modèle.....	A8-4
2.1. Principe.....	A8-4
2.2. Evolution des résultats avec l'épaisseur d'éprouvette.....	A8-5
2.3. Relevé des profils de l'éprouvette.....	A8-5
2.4. Effort d'entailage.....	A8-5
3. Résultats.....	A8-6
4. Conclusions.....	A8-7
Bibliographie.....	A8-7

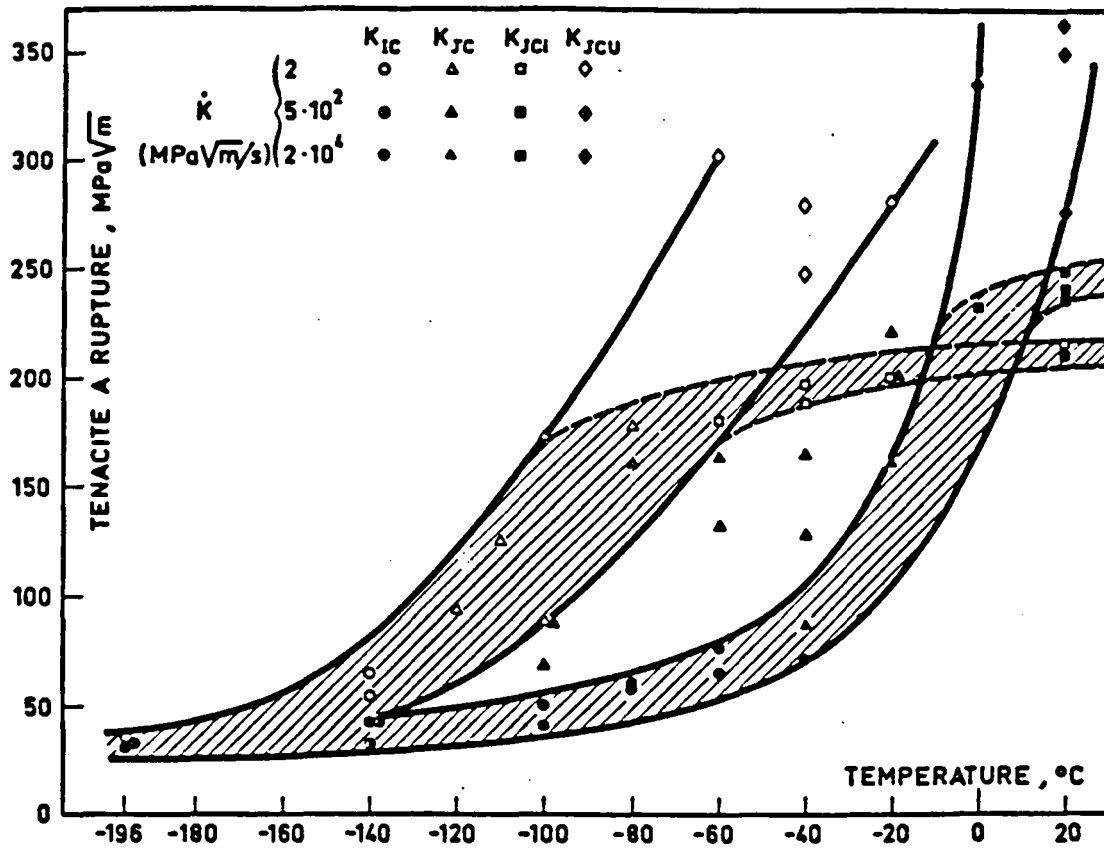




**FIGURES DU CHAPITRE I**



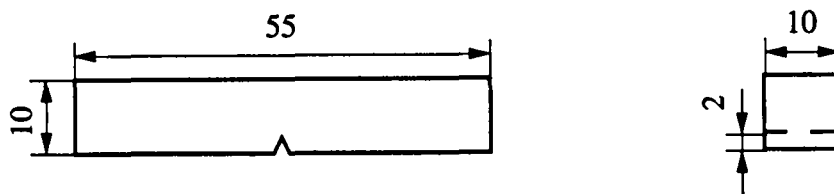
**Figure I-1 :** Evolution de la ténacité d'un acier 16MND5 en fonction de la température et de la vitesse de sollicitation. [HEN84]



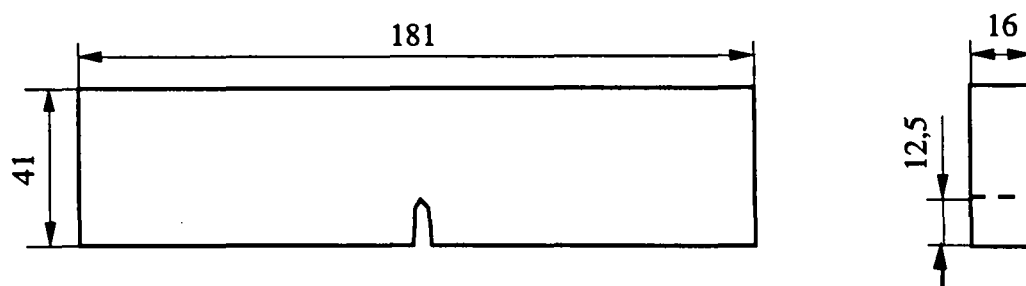
- avec :
- $K_{Ic}$  Facteur d'intensité de contrainte critique en mode I
  - $K_{Jc}$  Facteur d'intensité de contrainte critique équivalent calculé à partir de la valeur de l'intégrale J de Rice
  - $K_{Jci}$  Valeur de  $K_{Jc}$  pour l'initiation de fissure
  - $K_{Jcu}$  Valeur ultime de  $K_{Jc}$

**Figure I-2 : Types d'éprouvettes utilisés pour les essais Charpy, DTT, Pellini et BDWTT. [AST95]**

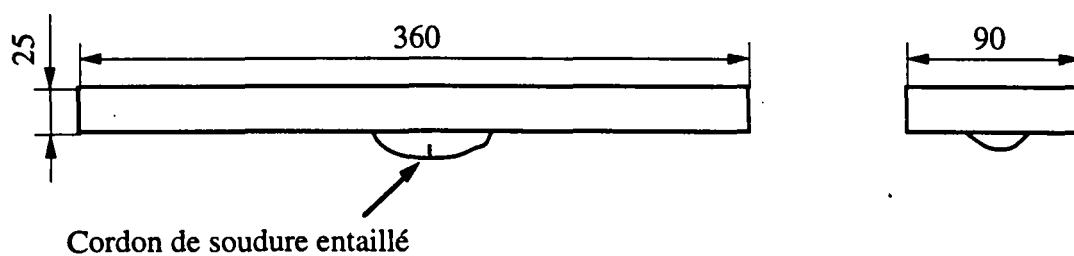
*Eprouvette Charpy*



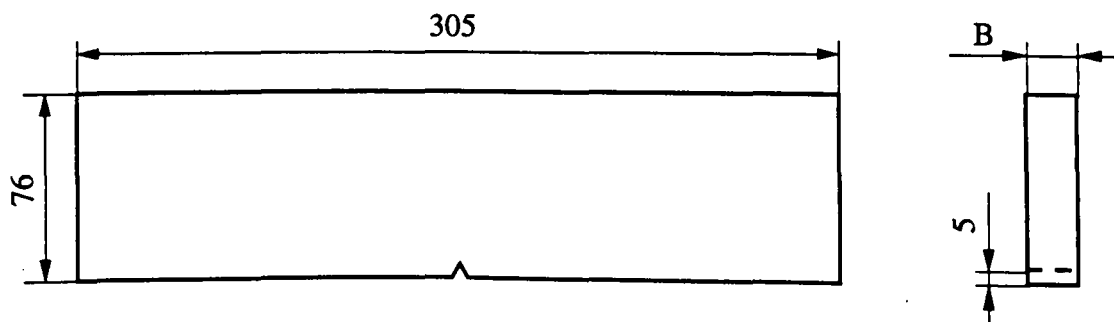
*Eprouvette DTT*



*Eprouvette Pellini*

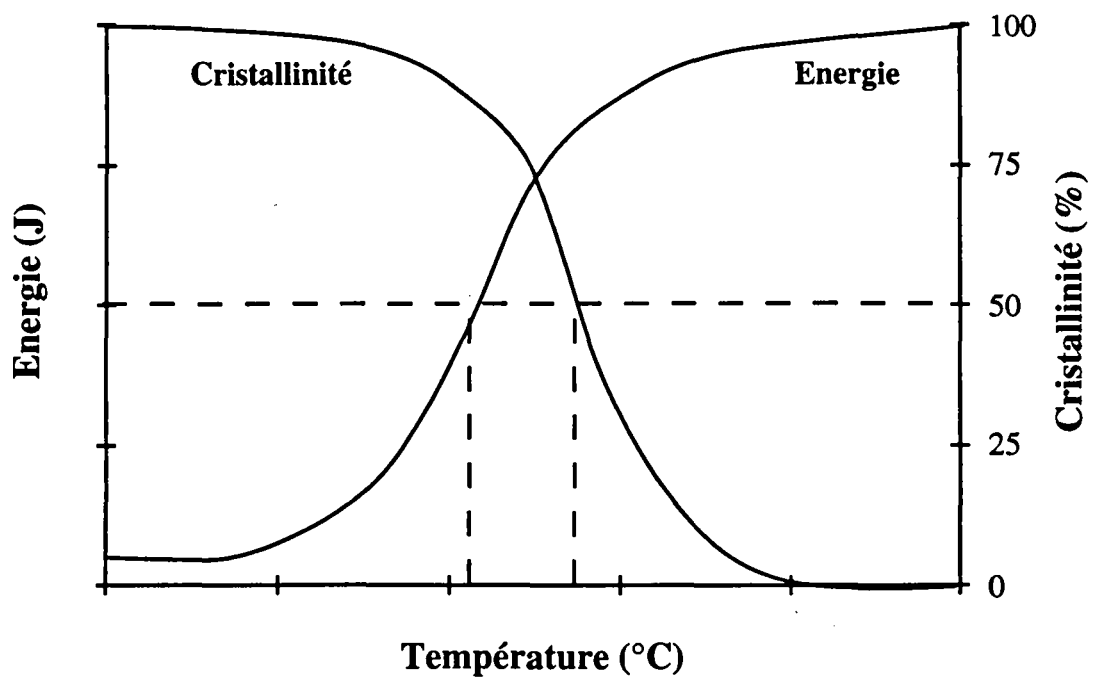


*Eprouvette BDWTT*

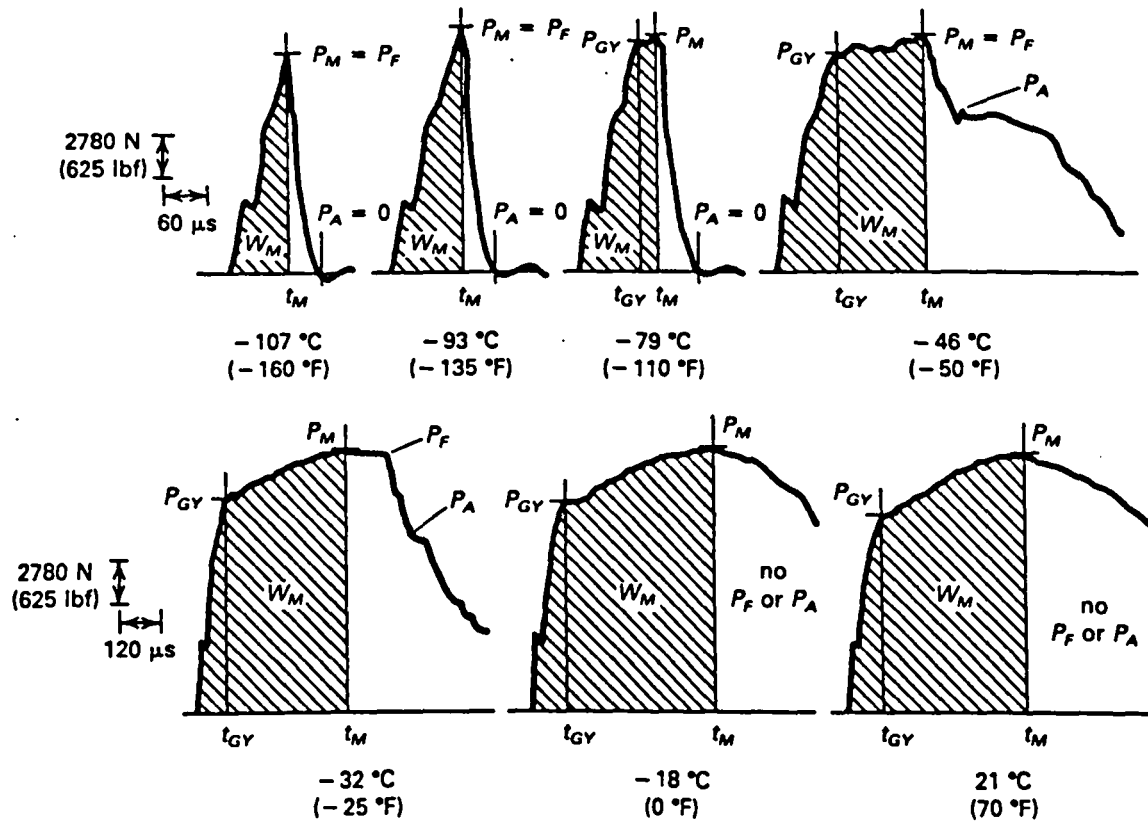


(B est l'épaisseur de la tôle testée)

**Figure I-3 :** Courbes de transition schématiques : évolutions de l'énergie de rupture et de la cristallinité en fonction de la température [FRA96].  
Les températures de transition sont définies à la moitié de l'énergie de plateau et à 50% de cristallinité.

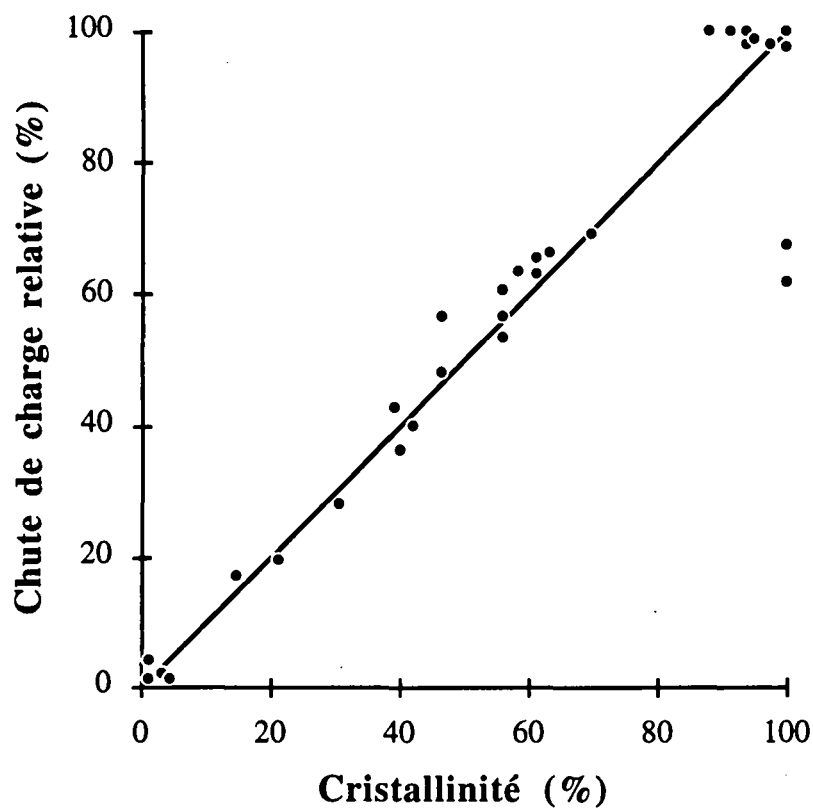


**Figure I-4 : Courbes effort en fonction du temps pour un acier, lors d'un essai Charpy [SER85]**



- avec :
- $P_M$  effort maximum
  - $P_{GY}$  effort lors du début de la plastification du ligament
  - $P_F$  effort à l'amorçage de la rupture fragile
  - $P_A$  effort à l'arrêt de la rupture fragile
  - $t_M$  instant de l'effort maximal
  - $t_{GY}$  instant du début de la plastification du ligament
  - $W_M$  énergie absorbée jusqu'à l'instant de l'effort maximal

**Figure I-5 :** Relation entre la chute de charge relative  $\delta$  et la cristallinité lors d'un essai Charpy V. [FRA96].

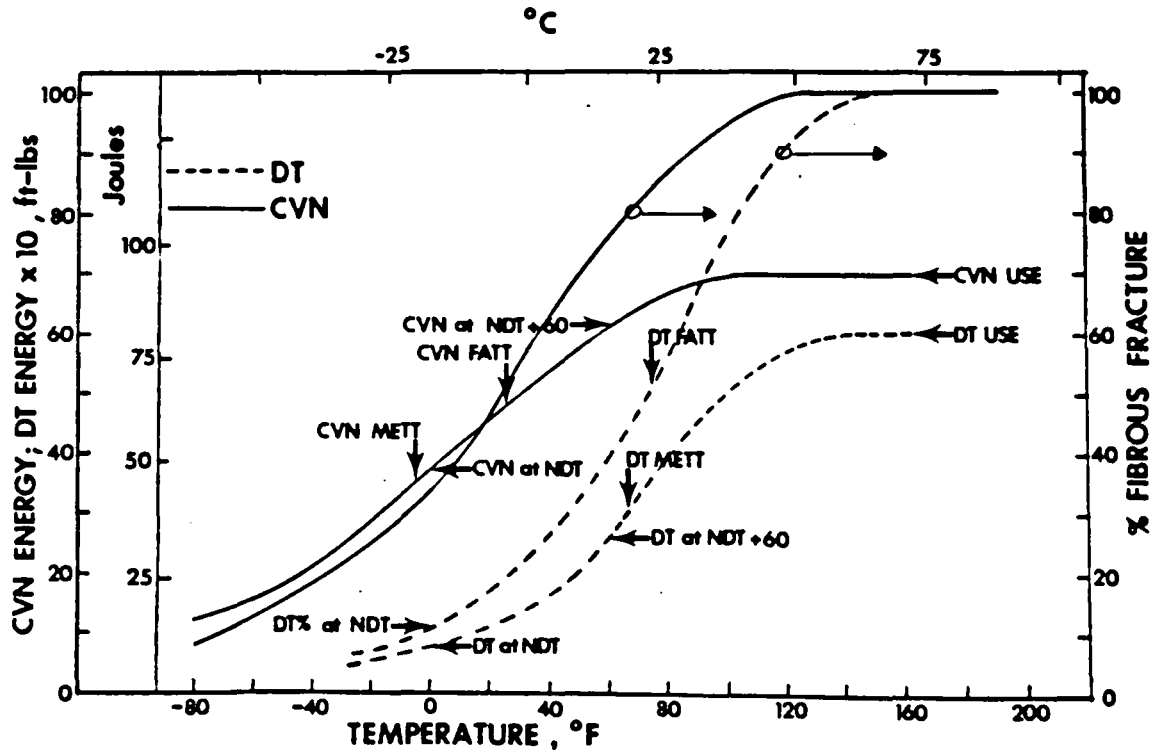


$$\delta = \frac{P_F - P_A}{P_F} \quad (\text{I-2})$$

avec les notations de la figure I-4 :

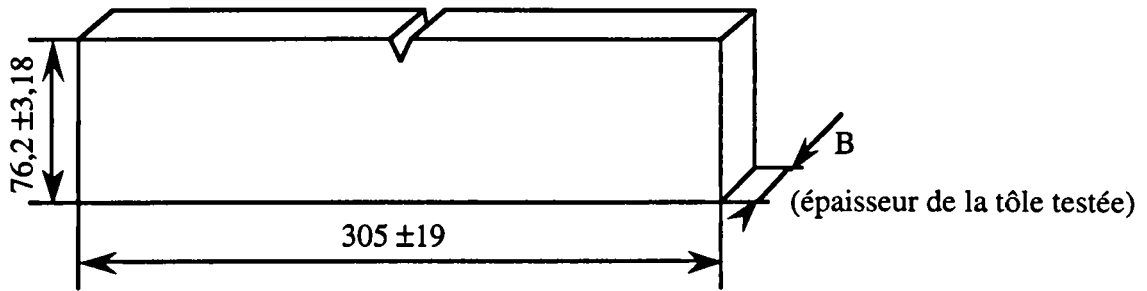
- $\delta$  chute de charge relative,
- $P_F$  effort à l'amorçage de la rupture fragile,
- $P_A$  effort à l'arrêt de la rupture fragile.

Figure I-6 : Pour un acier A533B, comparaison entre l'énergie de rupture et le taux de rupture ductile sur le faciès de rupture d'éprouvettes Charpy V et DTT, [WIL78].

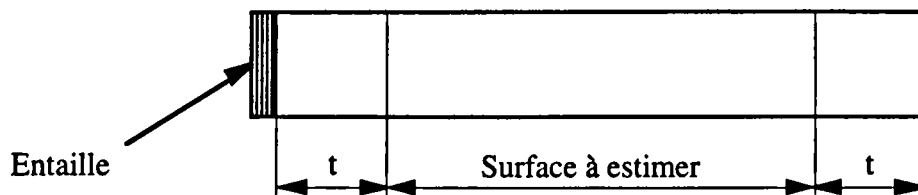




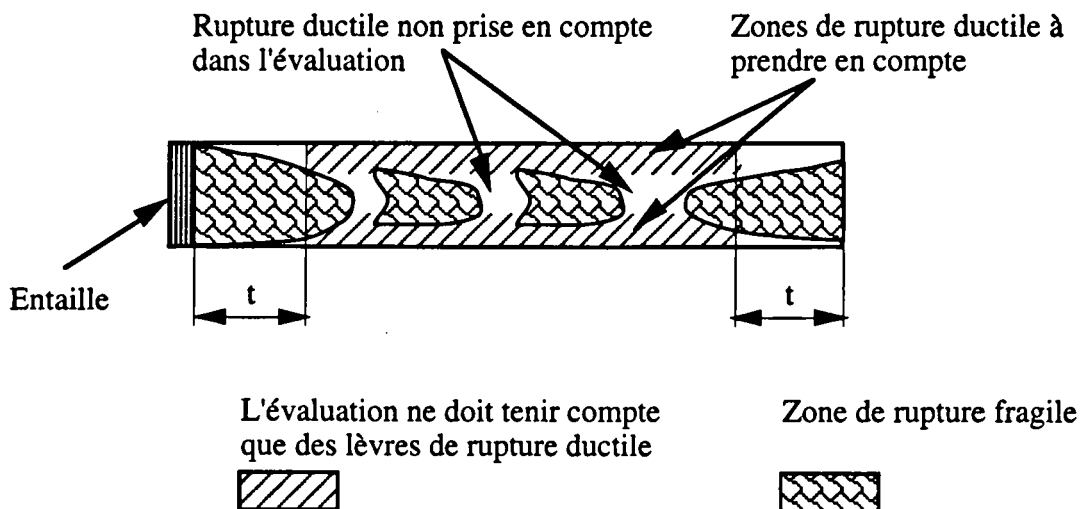
**Figure I-7 :** Dimensions des éprouvettes BDWTT, [API78].



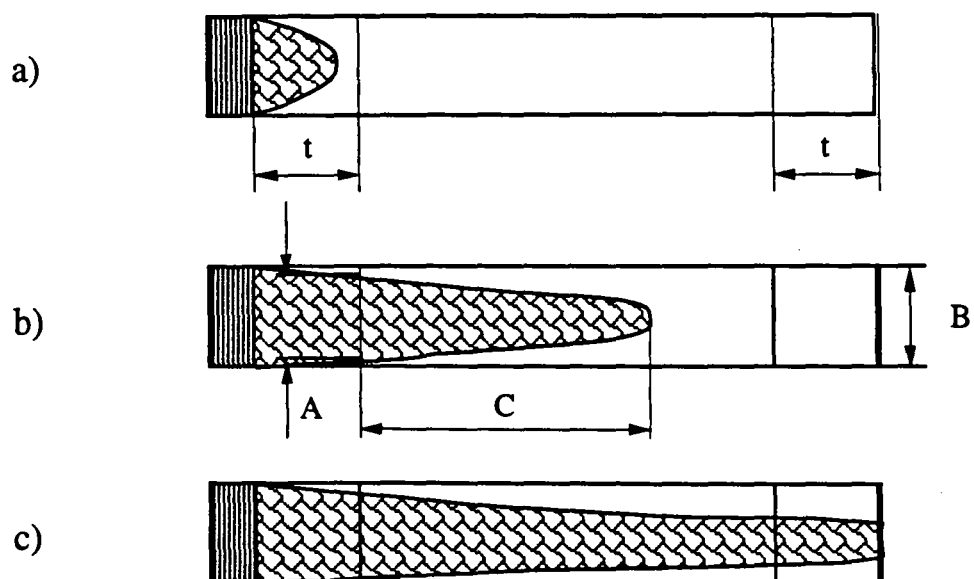
**Figure I-8 :** Surface à prendre en compte pour déterminer la cristallinité sur le faciès d'une éprouvette BDWTT rompue, [API78].

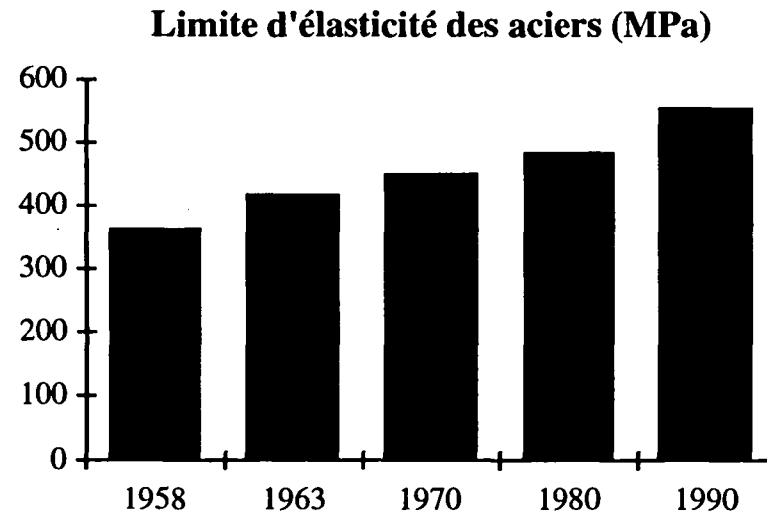
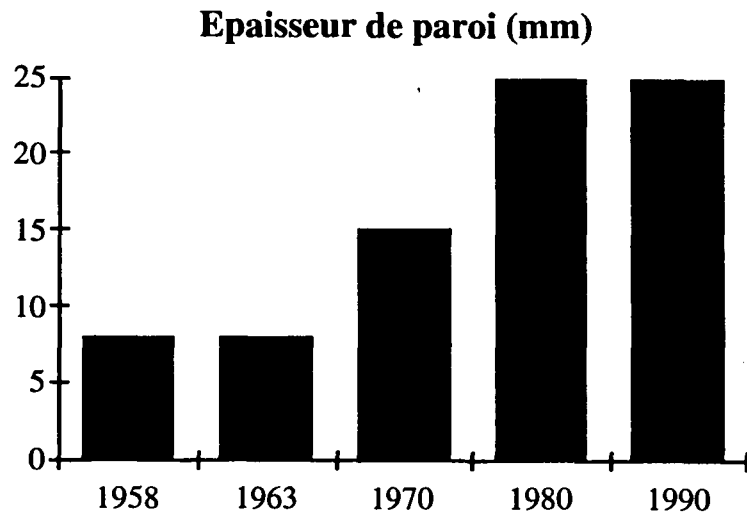
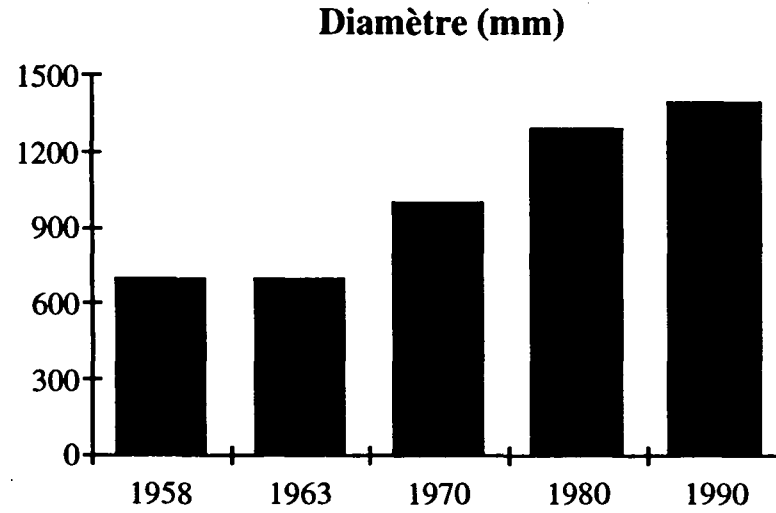
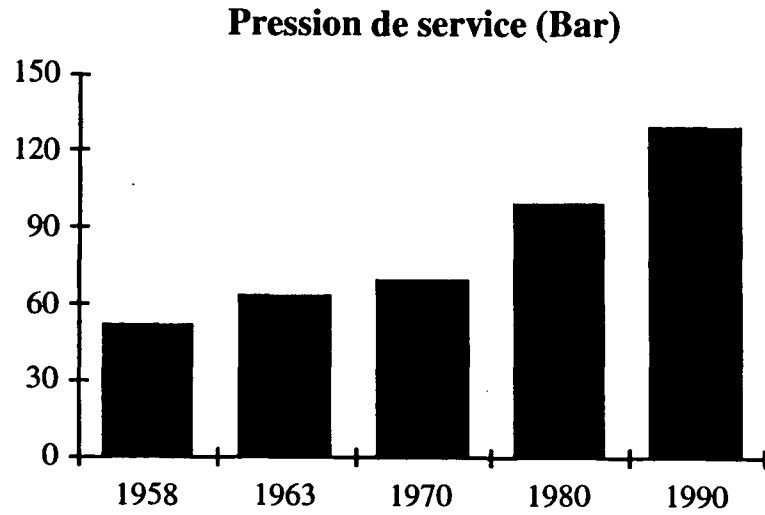


**Figure I-9 :** Evaluation de la cristallinité d'un faciès de rupture présentant une alternance de ruptures fragiles et ductiles, [API78].



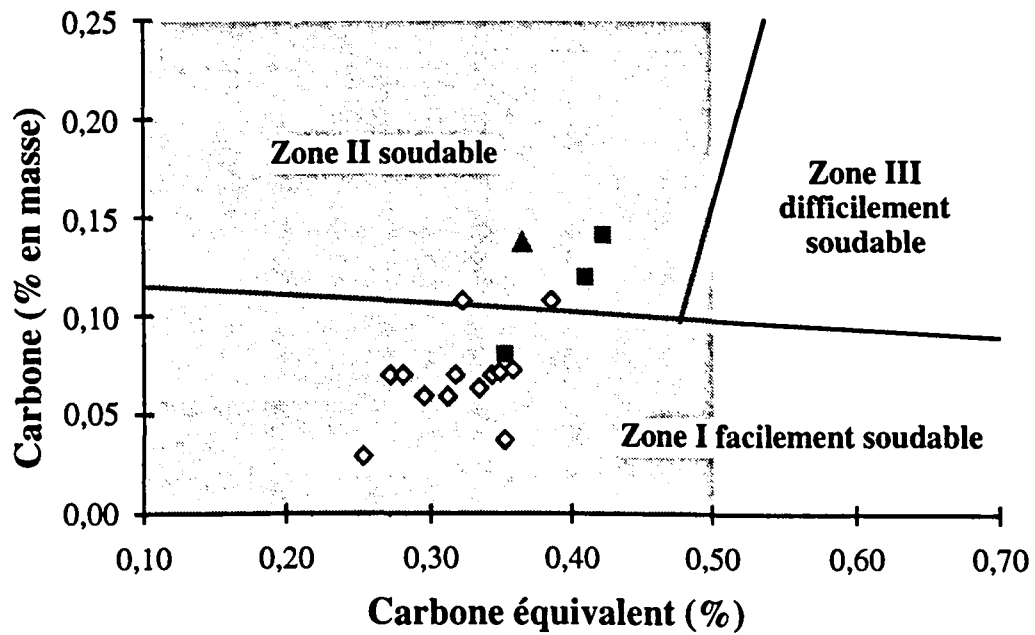
**Figure I-10 : Types de faciès usuels pour une éprouvette BDWTT, [API78].**





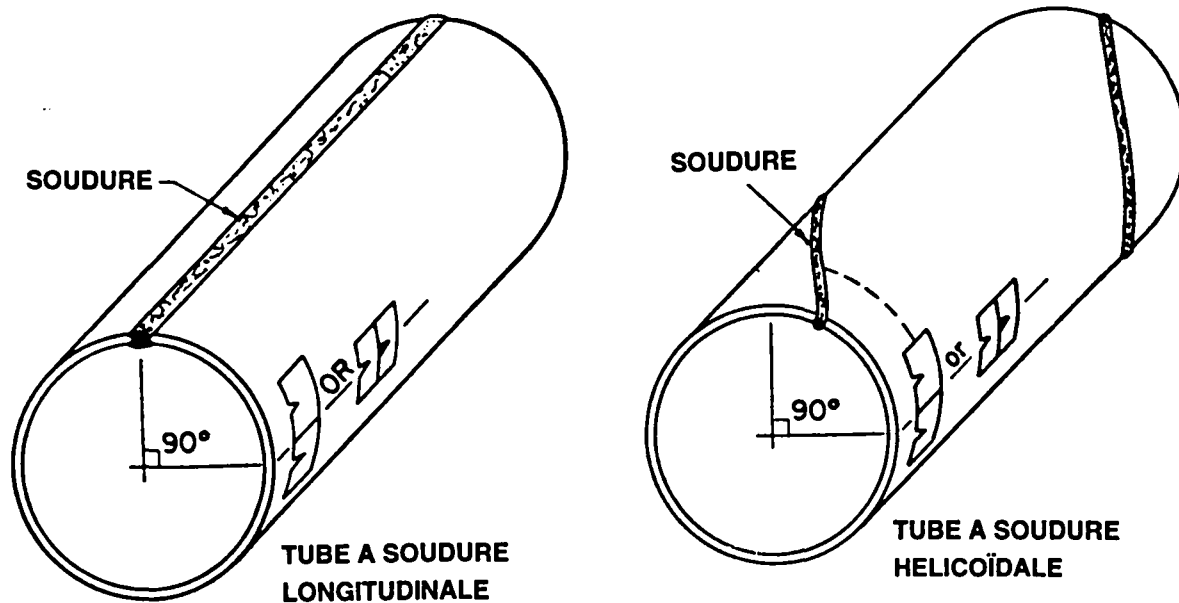
*Figure I-11 : Evolution des caractéristiques des gazoducs depuis 1958, [GRA87].*

**Figure I-12 : Soudabilité en fonction des taux de carbone et de carbone équivalent :**  
**Diagramme de Graville et résultats expérimentaux [KIR95]**  
 La zone ombrée correspond aux compositions qui satisfont à l'API 5L

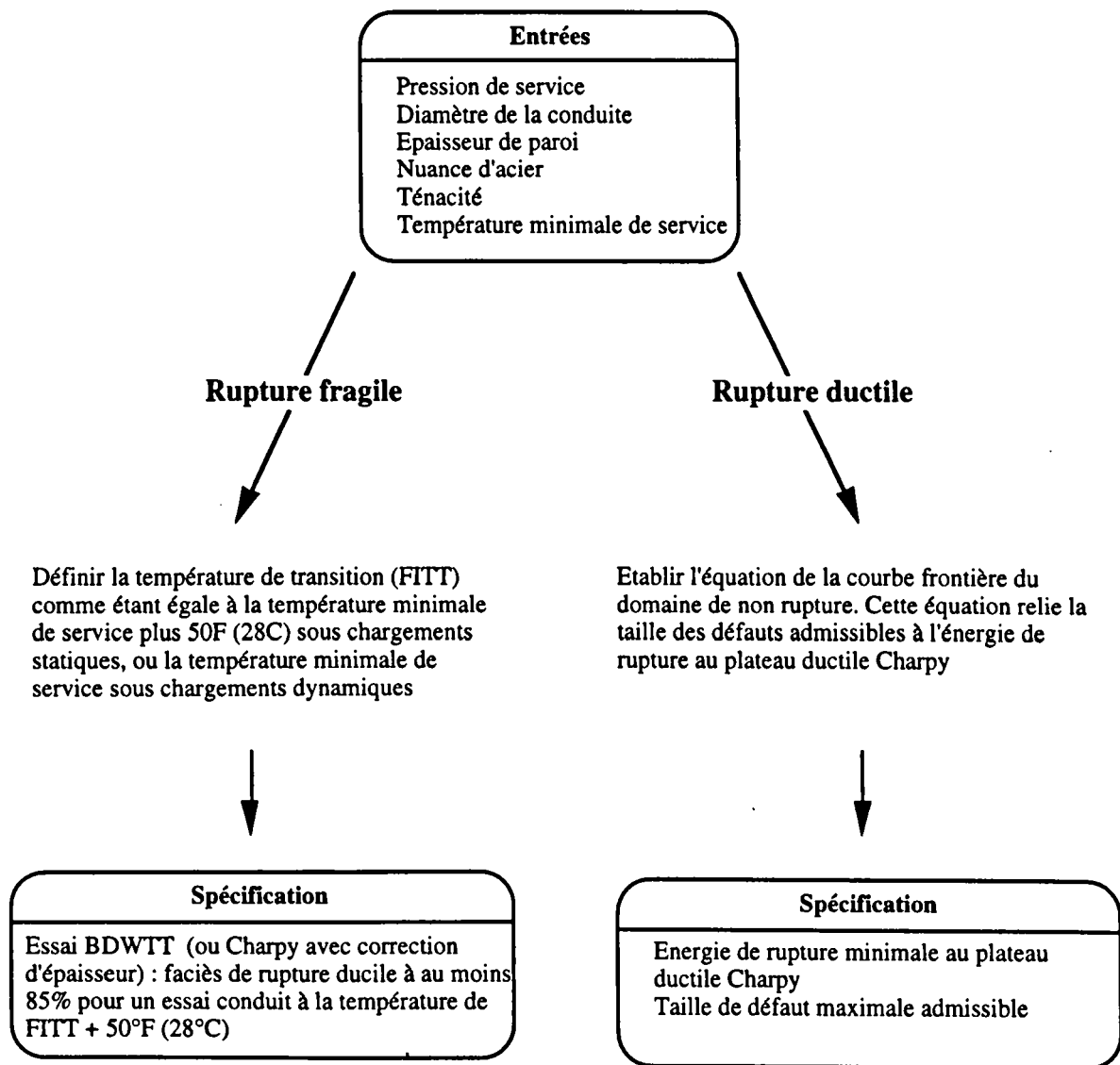


- ◇ Aucun défaut constaté
- Rupture lors d'essais de validation
- ▲ Rupture en service

**Figure I-13:** *Position de prélèvement des éprouvettes BDWTT [API90].*

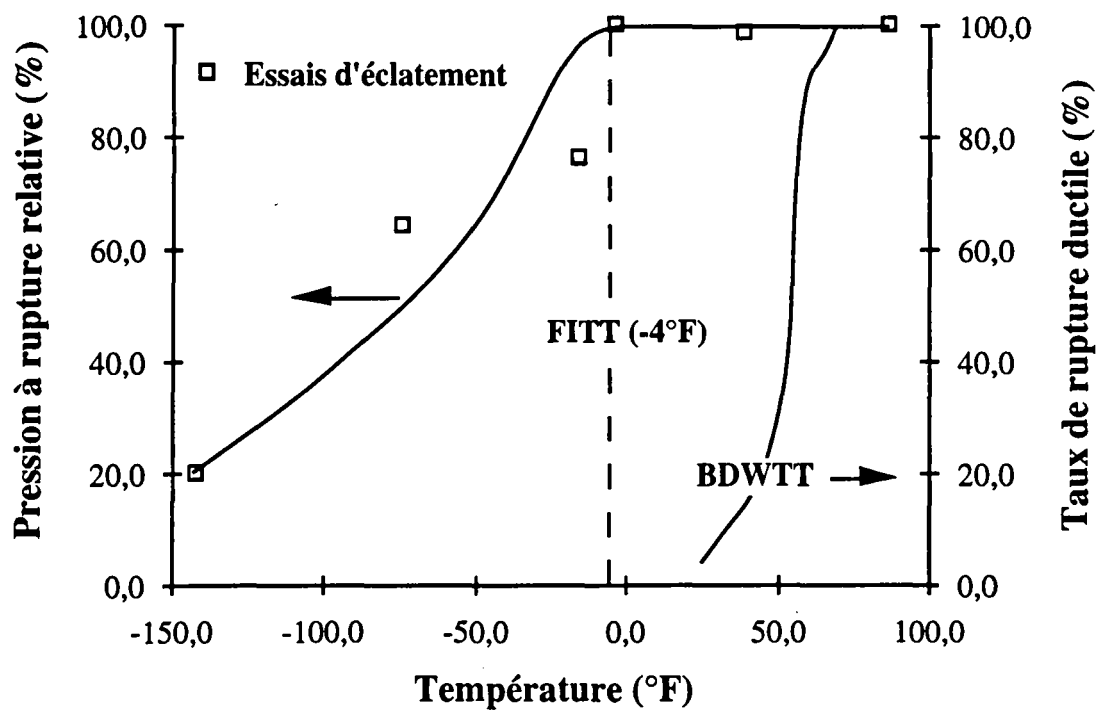


**Figure I-14 : Méthodologie d'un plan de contrôle de l'amorçage de rupture lors de la conception d'un gazoduc, [EIB93-1].**



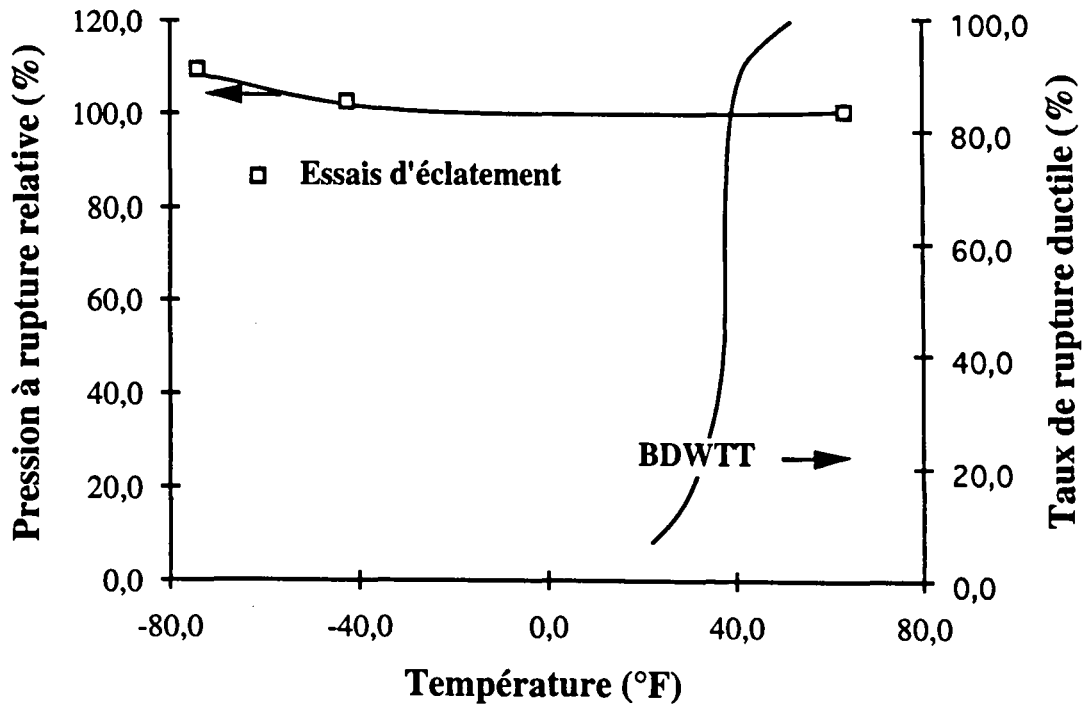
**Figure I-15 :** Evolution, en fonction de la température, de la pression à rupture d'un tube présentant un défaut traversant; comparaison avec la courbe de transition du même acier mesurée par essais BDWTT, [EIB93-1].

Acier X52, tube de diamètre 30" (762 mm) et d'épaisseur de paroi 0,375" (9,52 mm).



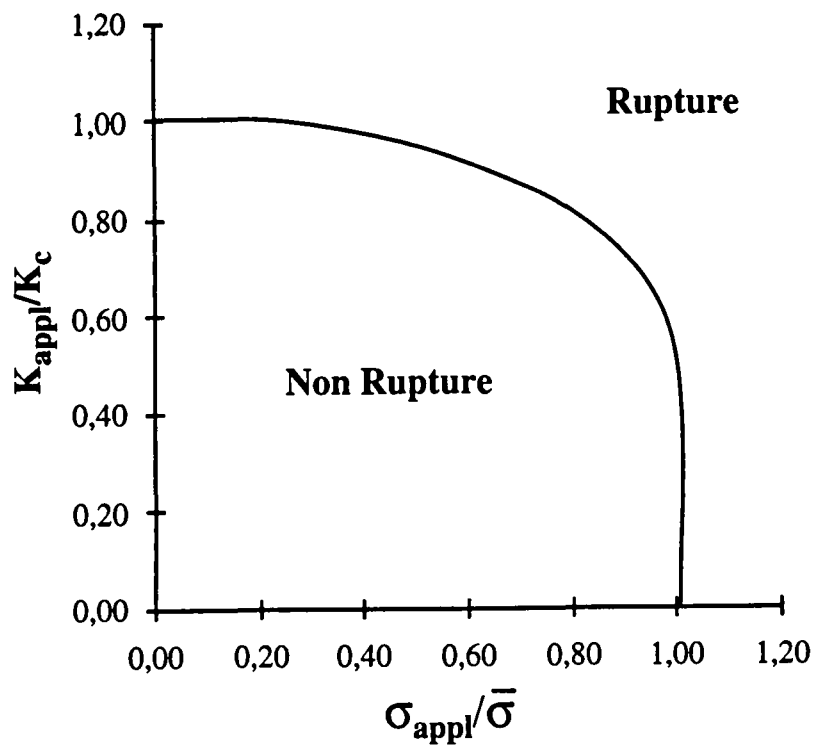
**Figure I-16 :** Evolution, en fonction de la température, de la pression à rupture d'un tube présentant un défaut non traversant; comparaison avec la courbe de transition du même acier mesurée par essais BDWTT, [EIB93-1].

Acier X60, tube de diamètre 30" (762 mm) et d'épaisseur de paroi 0,360" (9,14 mm).

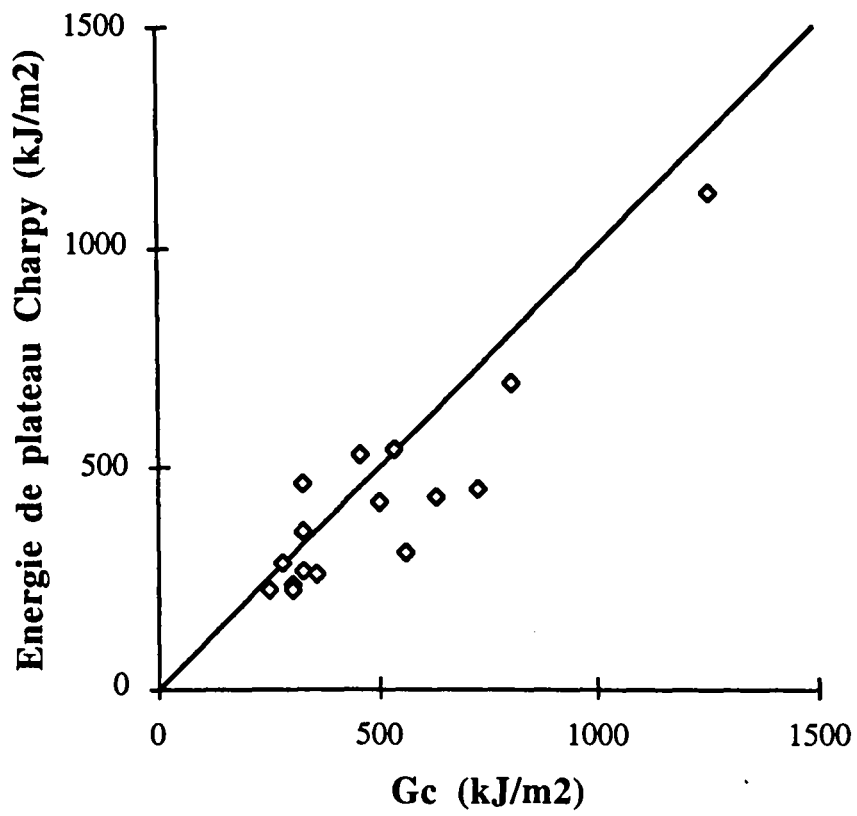




**Figure I-17** : Critère de rupture proposé par le code de construction britannique PD 6493, [BSI91].

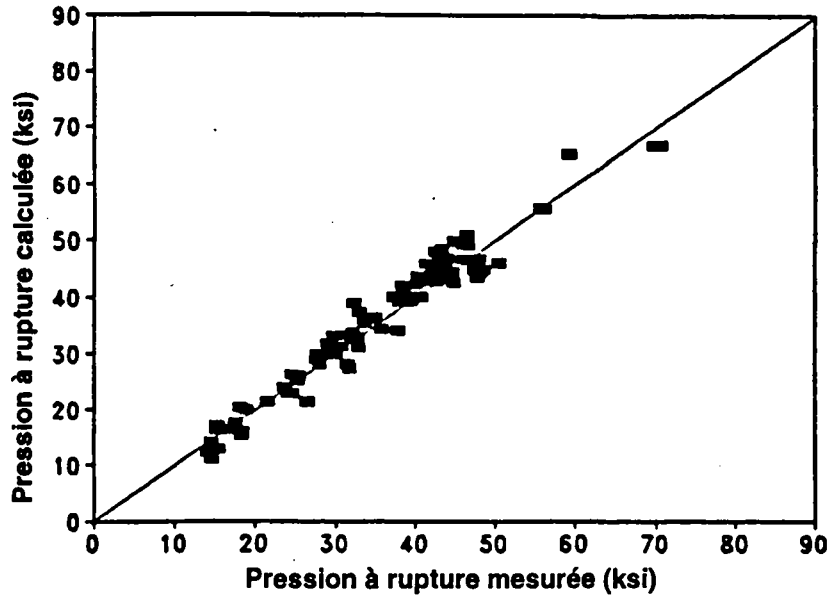


**Figure I-18 :** Relation entre l'énergie au plateau ductile Charpy et le taux de restitution d'énergie critique,  $G_c$ .



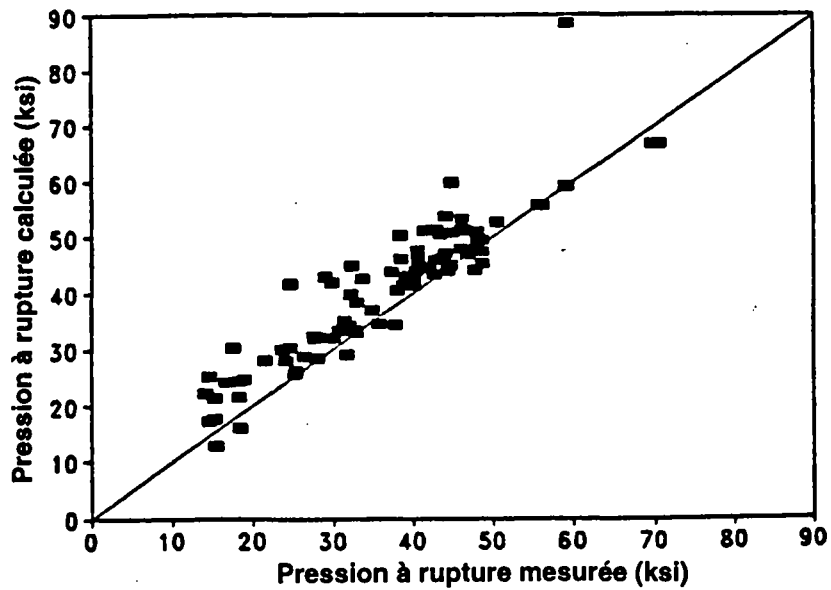
**Figure I-19 :** Vérification de la prédiction de la pression d'éclatement de tubes, résultats obtenus à partir de la formule (I-12) [EIB93-1]

(1 ksi = 6,895 MPa)

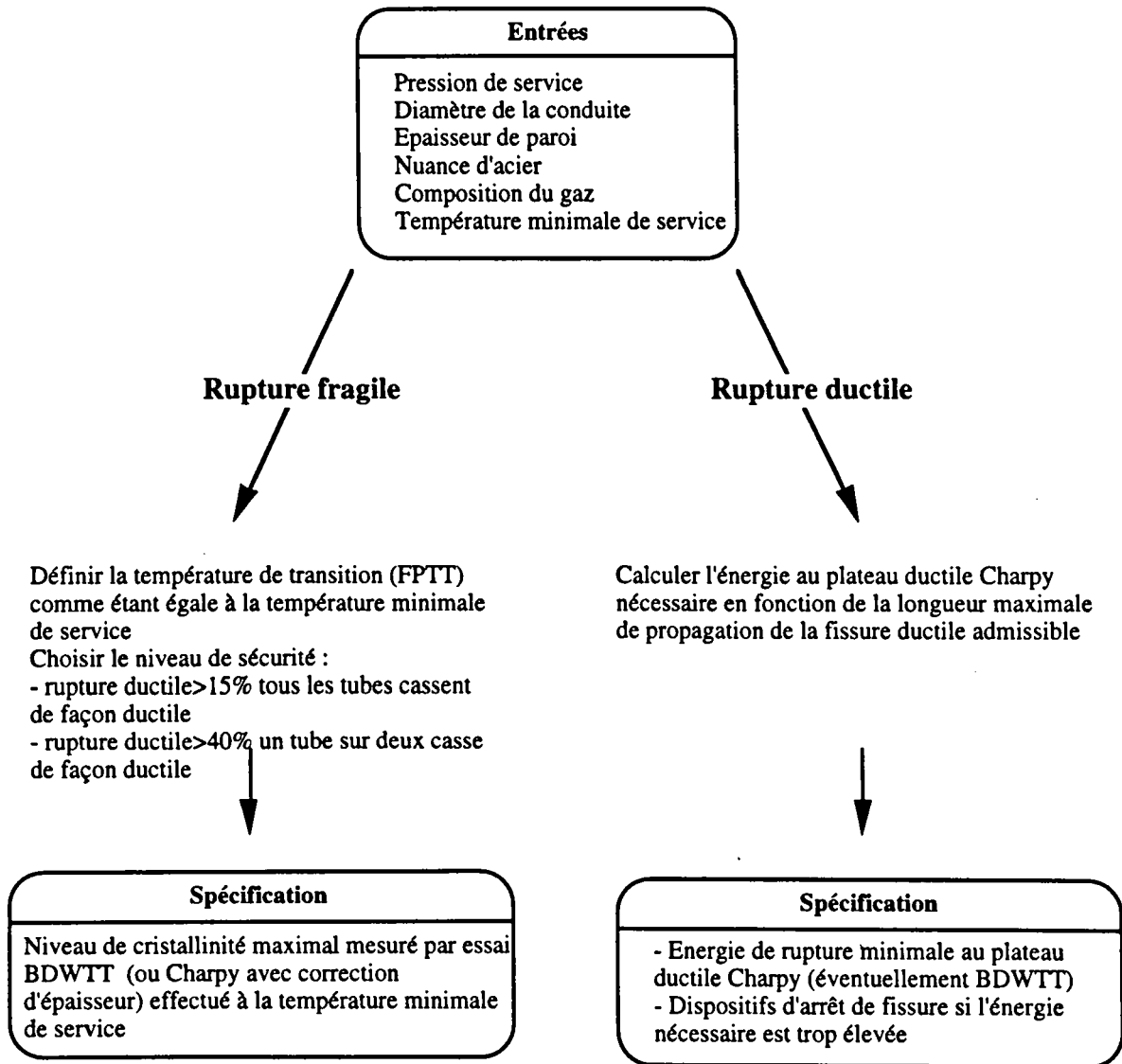


**Figure I-20 :** Vérification de la prédiction de la pression d'éclatement de tubes, résultats obtenus à partir de la seule condition d'écoulement plastique ( $M_T \cdot \sigma_h = \bar{\sigma}$ ) [EIB93-1]

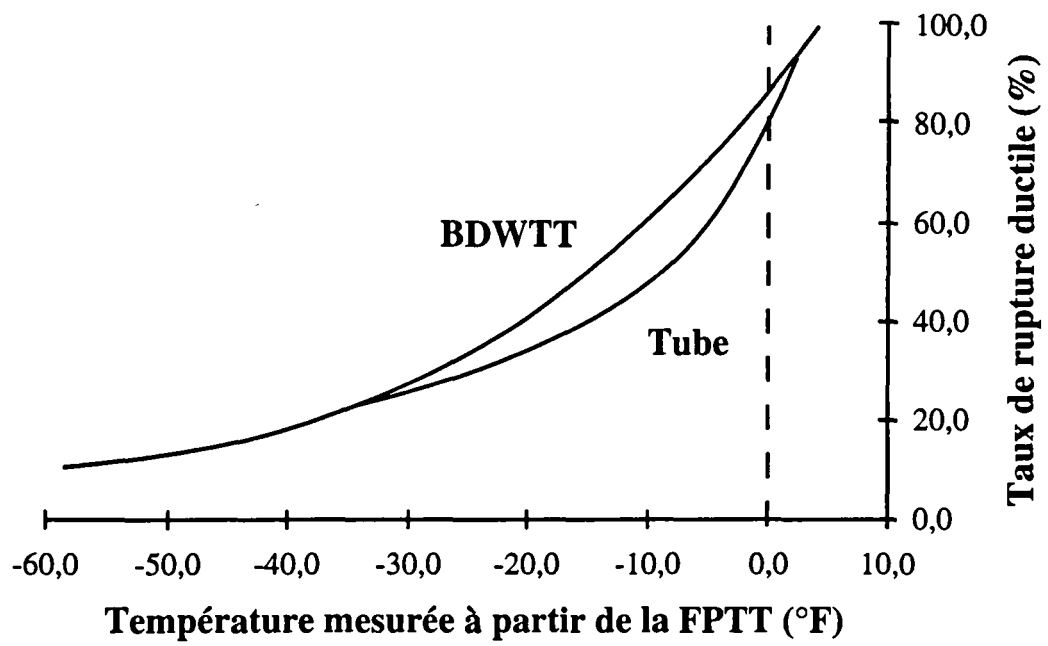
(1 ksi = 6,895 MPa)

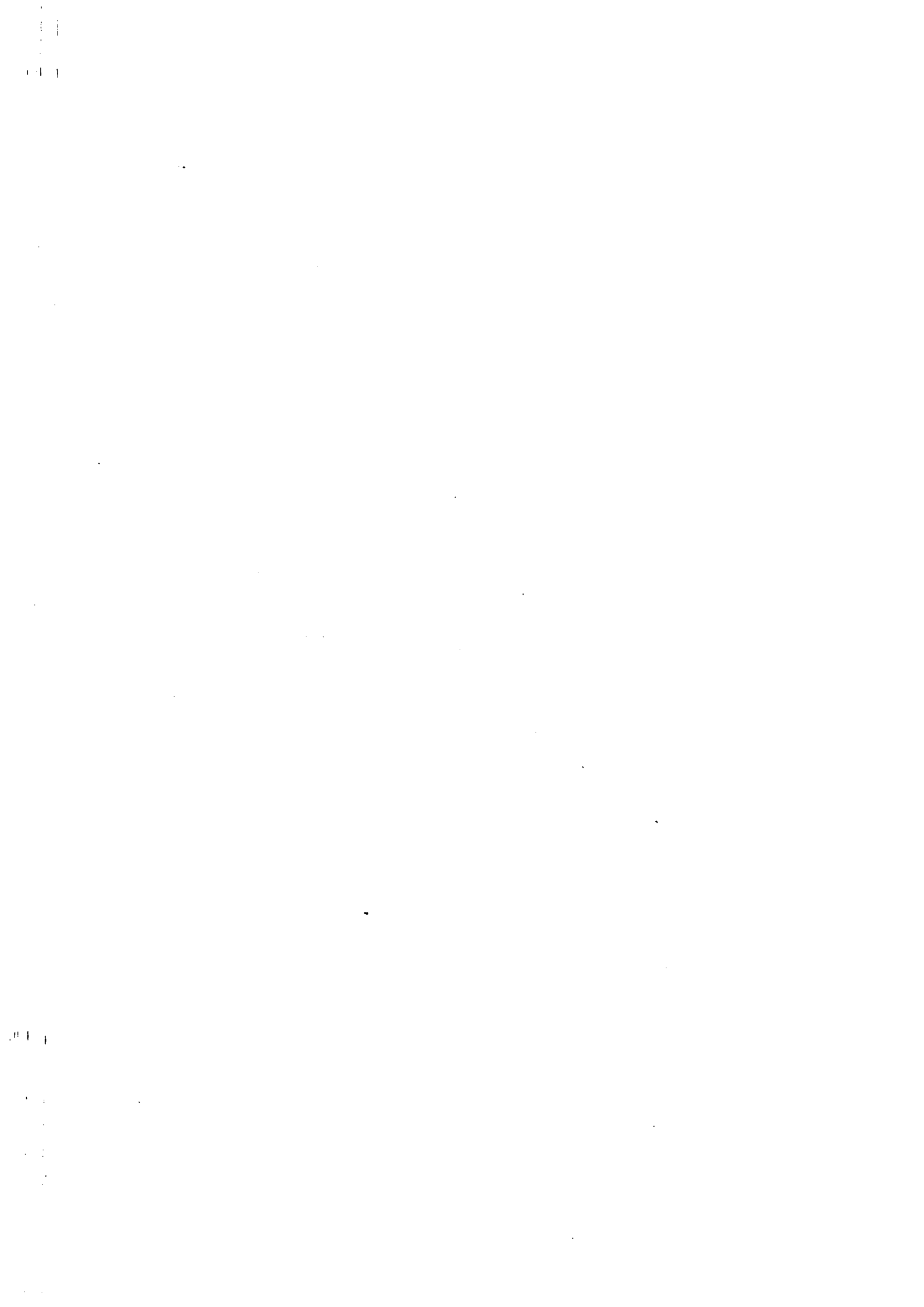


**Figure I-21 : Méthodologie de contrôle de la propagation de rupture lors de la conception d'un gazoduc. [EIB93-2]**



**Figure I-22 :** Comparaison entre le taux de rupture ductile mesuré sur tube et celui mesuré sur éprouvette BDWTT [EIB93-2].



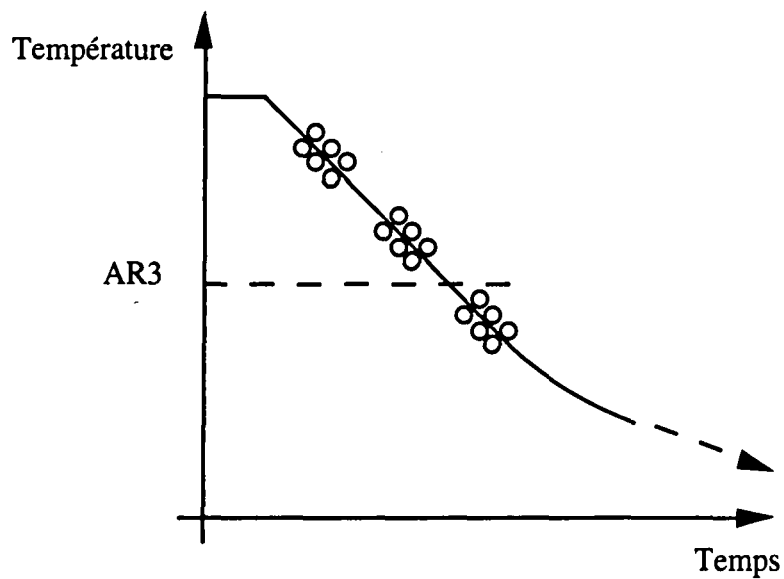


**FIGURES DU CHAPITRE II**

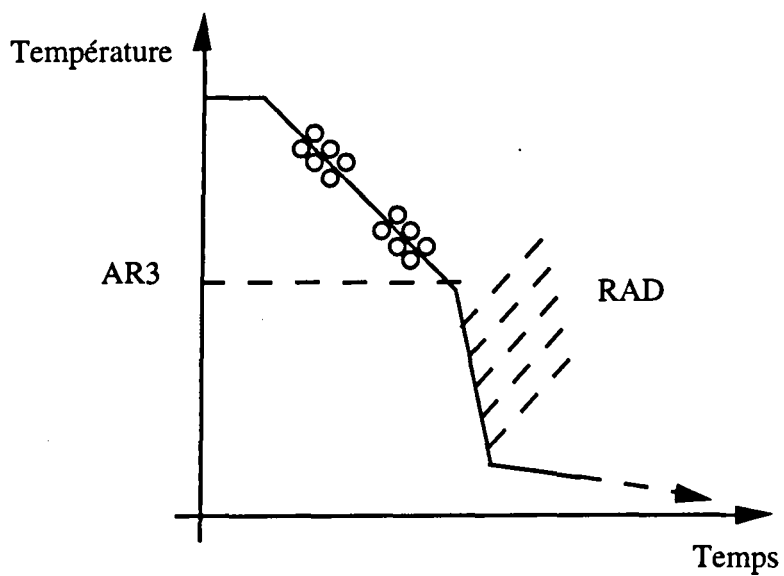




**Figure II-1 :** *Conditions de laminage de l'acier A.*

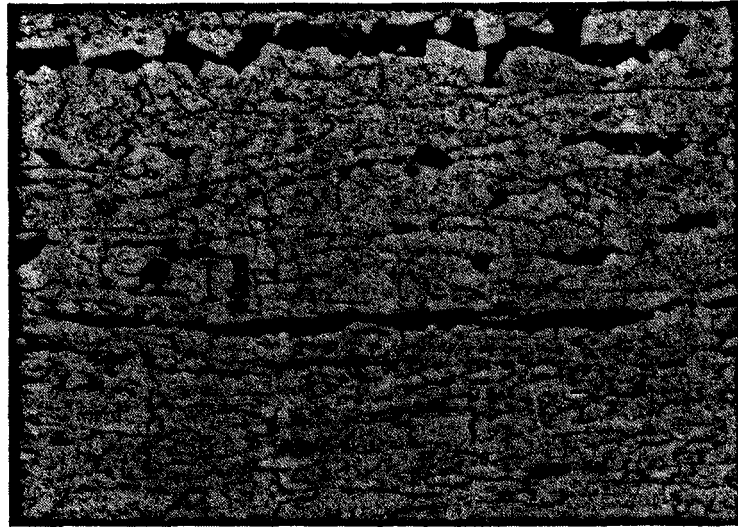


**Figure II-2 :** *Conditions de laminage de l'acier B.*



**Figure II-3 :** Evolution de la microstructure dans l'épaisseur de la tôle pour l'acier A  
(sens long, attaque nital)

Peau



îlot de  
gros grains

10  $\mu\text{m}$

ferrite écrouie

1/4 épaisseur



10  $\mu\text{m}$

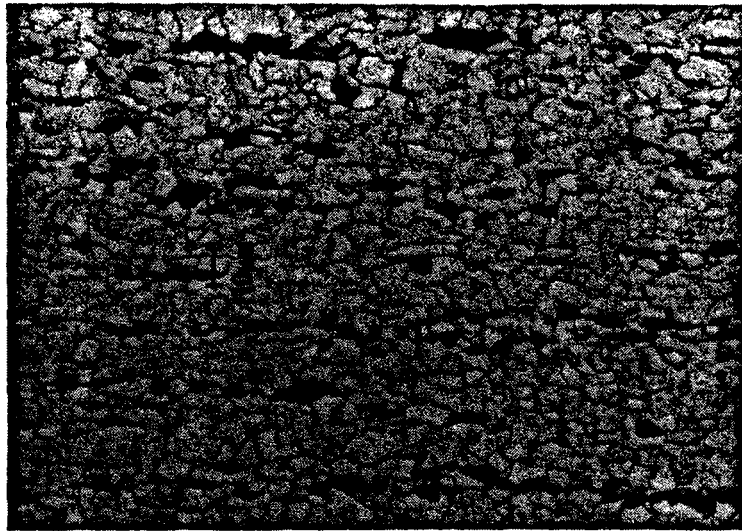
Cœur



10  $\mu\text{m}$

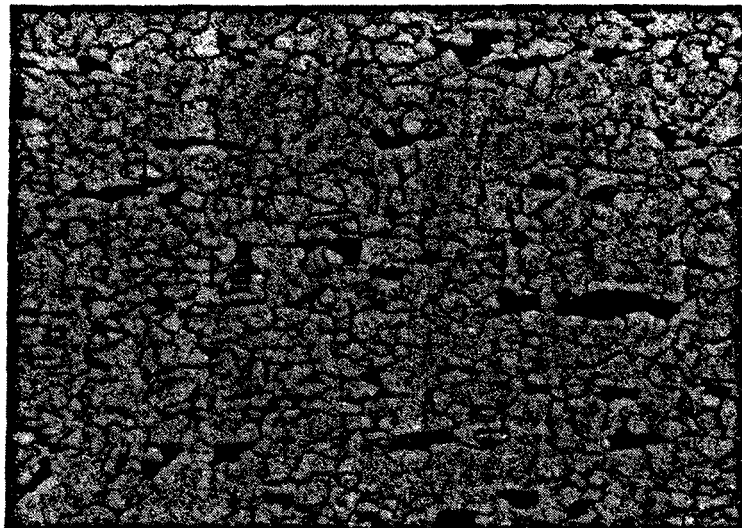
**Figure II-4 :** *Microstructure en sens travers pour l'acier A (attaque nital)*

1/4 épaisseur



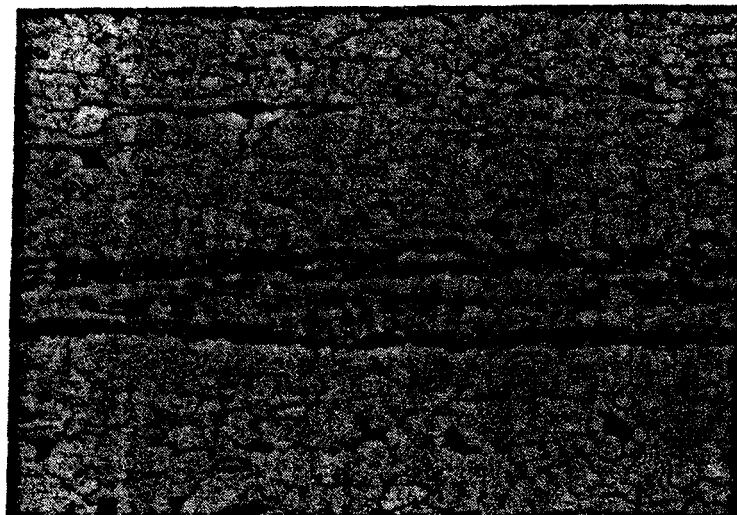
10  $\mu\text{m}$

Cœur



10  $\mu\text{m}$

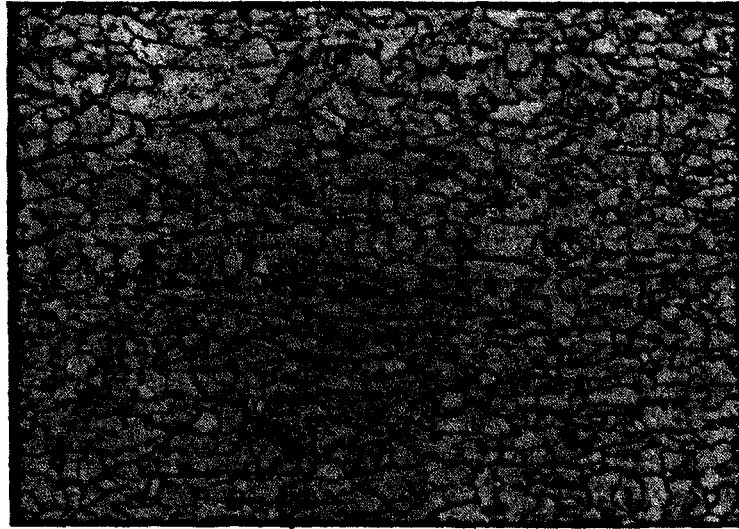
**Figure II-5 :** *Veine de structures de trempe à cœur (acier A, sens long, attaque nital)*



10  $\mu\text{m}$

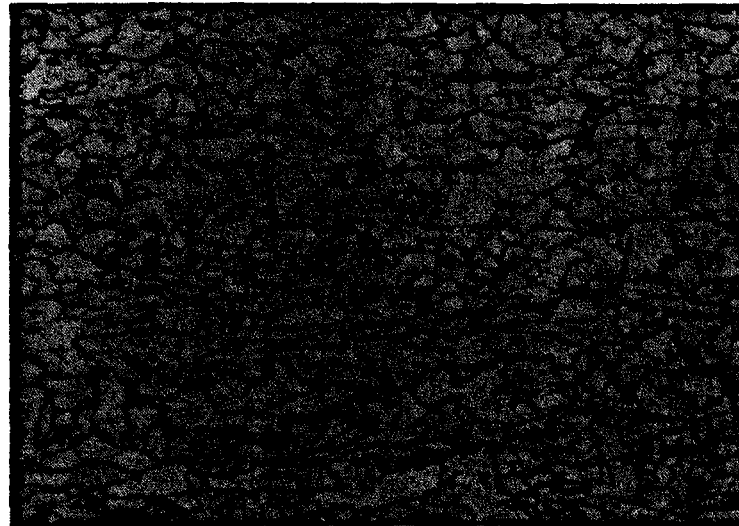
**Figure II-6 :** *Evolution de la microstructure dans l'épaisseur de la tôle pour l'acier B (sens long, attaque nital)*

Peau



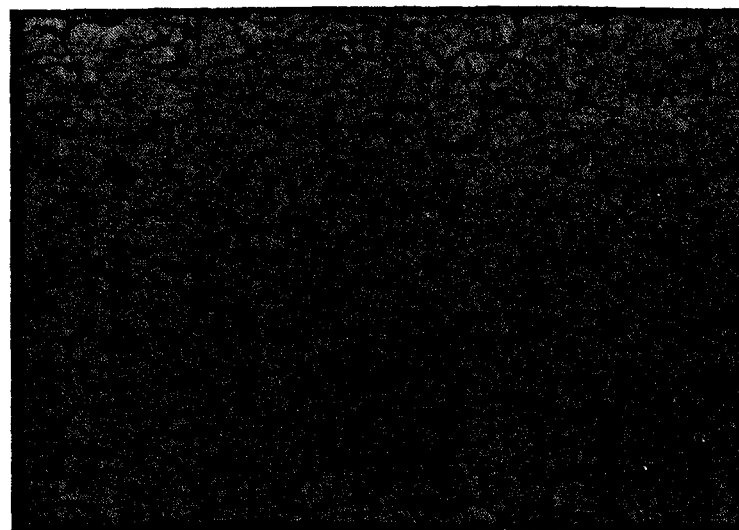
10 μm

1/4 épaisseur



10 μm

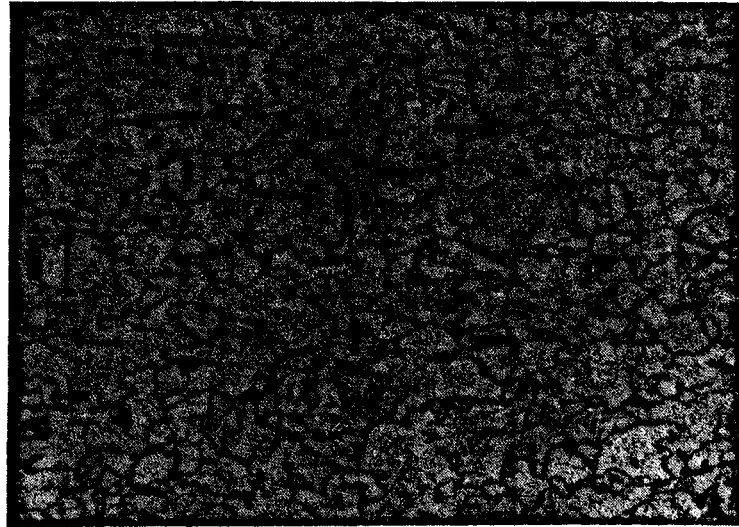
Cœur



10 μm

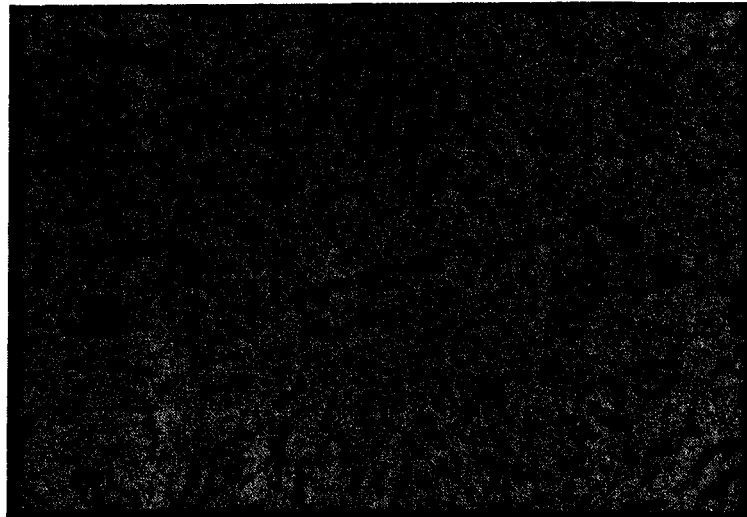
**Figure II-7 :** *Microstructure en sens travers à cœur pour l'acier B (attaque nital)*

1/4 épaisseur

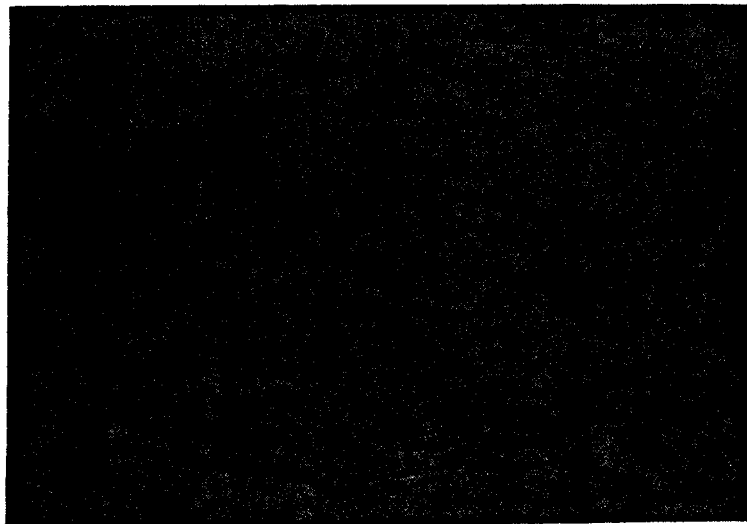


10  $\mu\text{m}$

**Figure II-8 :** *Répartition des carbures intergranulaires (acier B, cœur de tôle, attaque nital)*

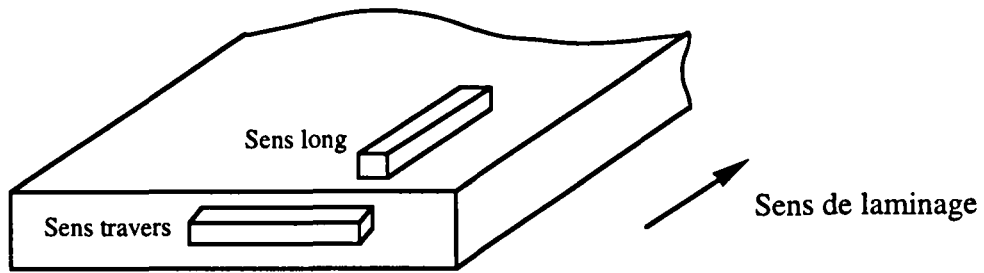


10  $\mu\text{m}$

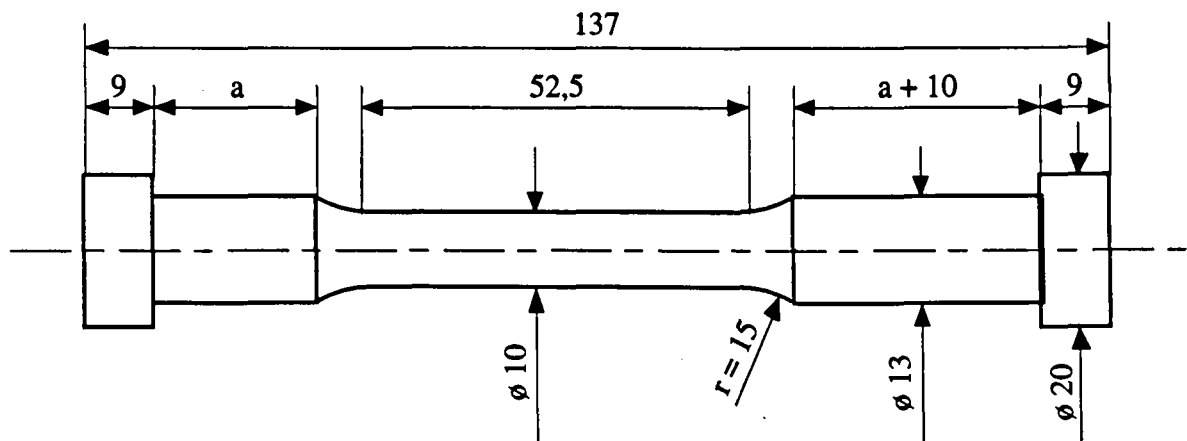


10  $\mu\text{m}$

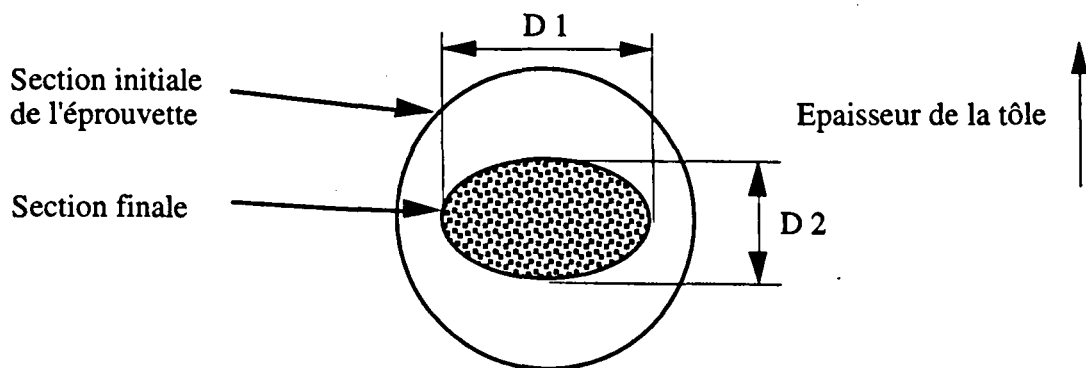
**Figure II-9 :** *Sens de prélèvement des éprouvettes de traction*



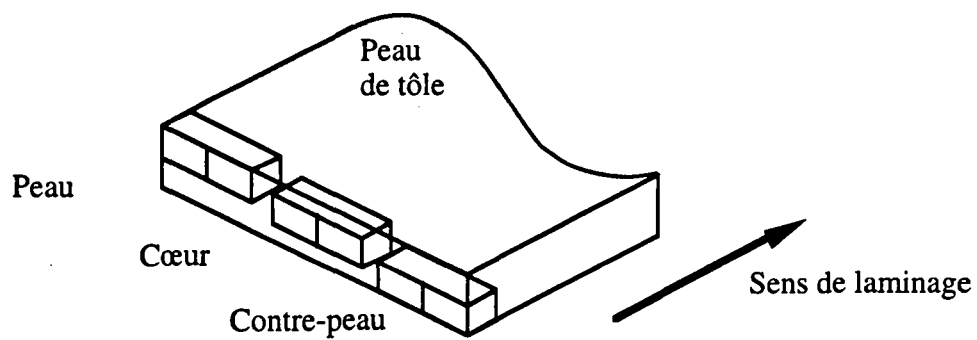
**Figure II-10 :** *Géométrie des éprouvettes de traction utilisées.*



**Figure II-11 :** *Mesure de l'anisotropie du faciès de rupture.*

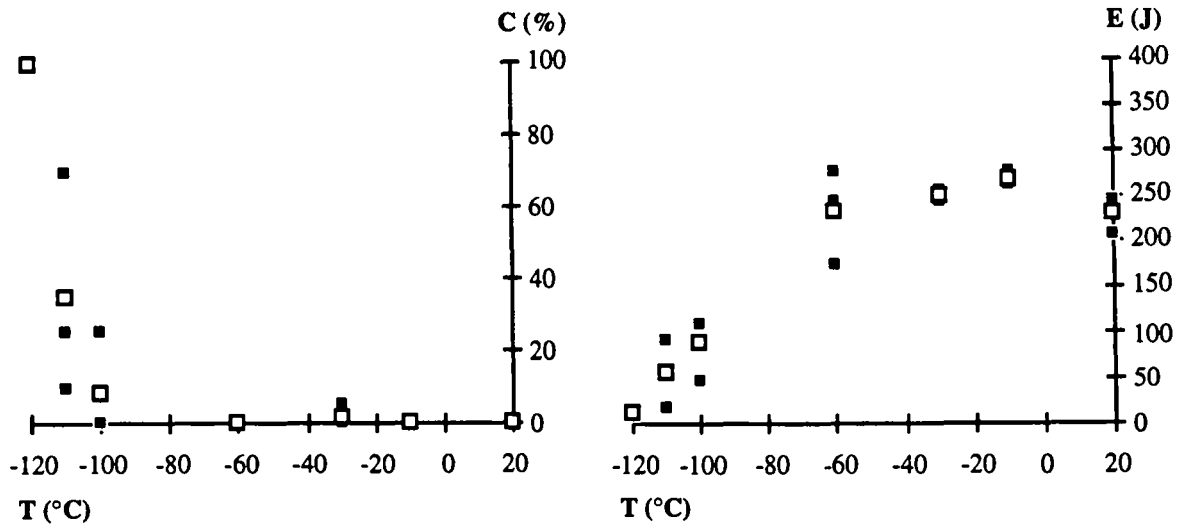


**Figure II-12 :** *Position des éprouvettes Charpy dans l'épaisseur de la tôle*

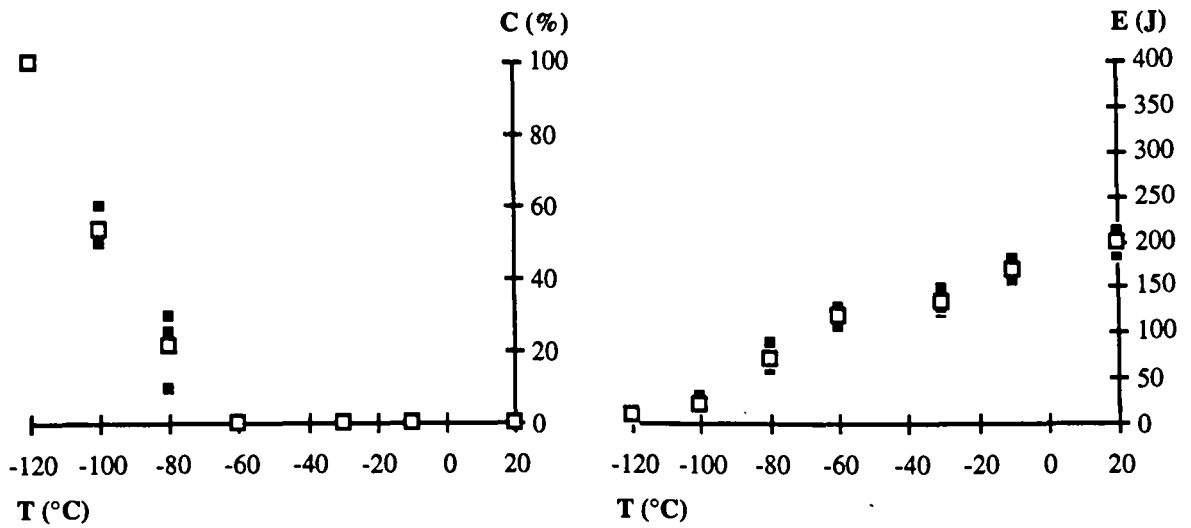


**Figure II-13 : Résultats Charpy pour l'acier A (C taux de cristallinité, E énergie de rupture)**

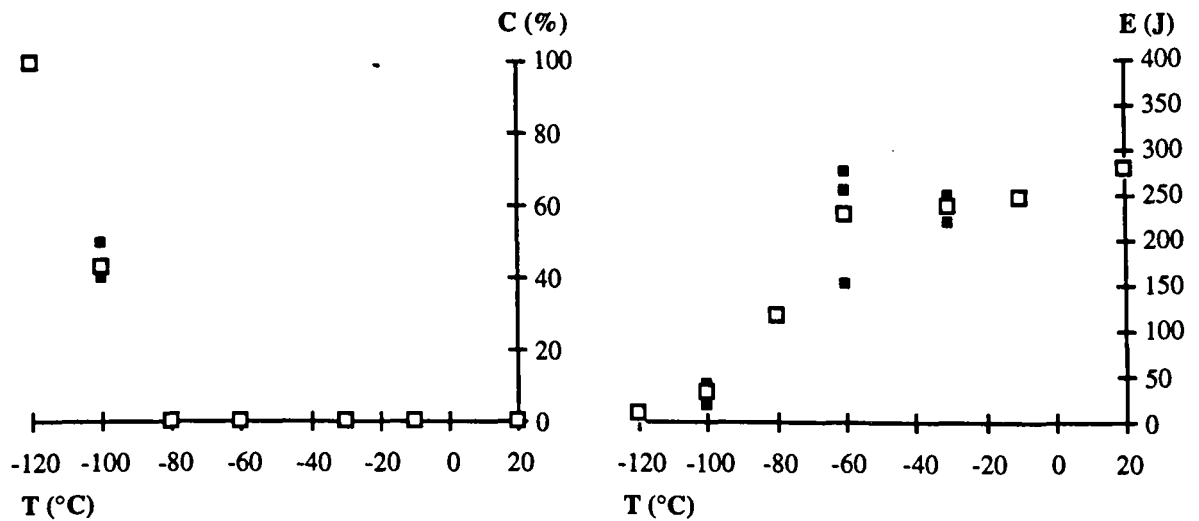
*Prélèvements en peau de tôle*



*Prélèvements à cœur de tôle*



*Prélèvements en contre-peau de tôle*



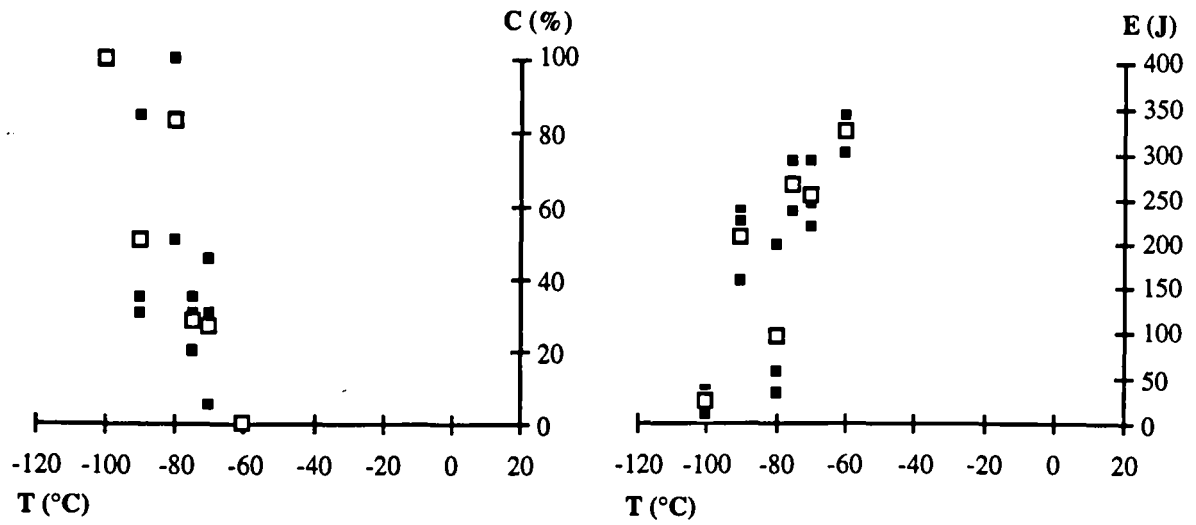
■ Points expérimentaux

□ Valeurs moyennes

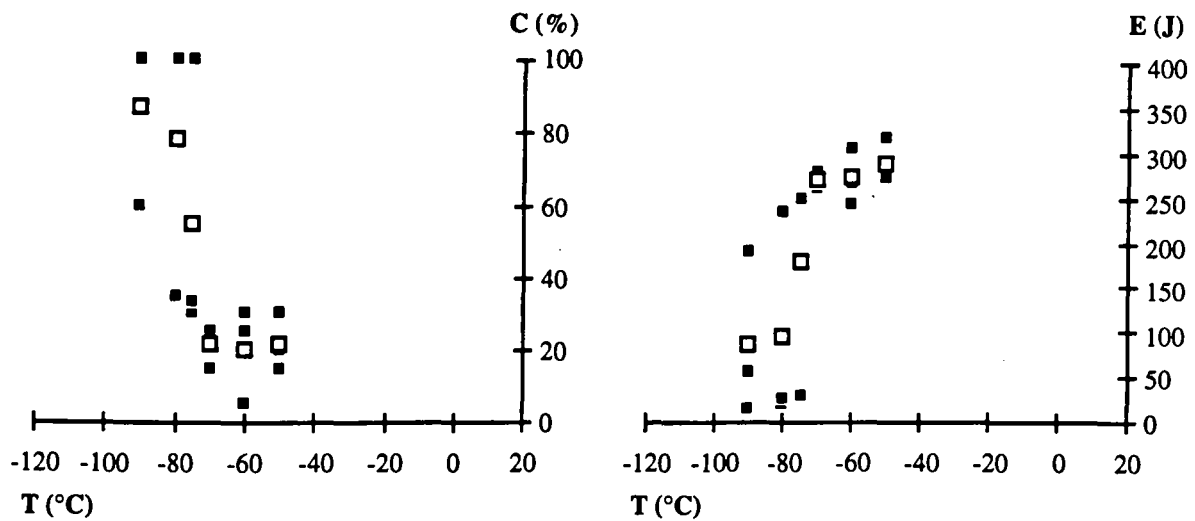


**Figure II-14 : Résultats Charpy pour l'acier B (C taux de cristallinité, E énergie de rupture)**

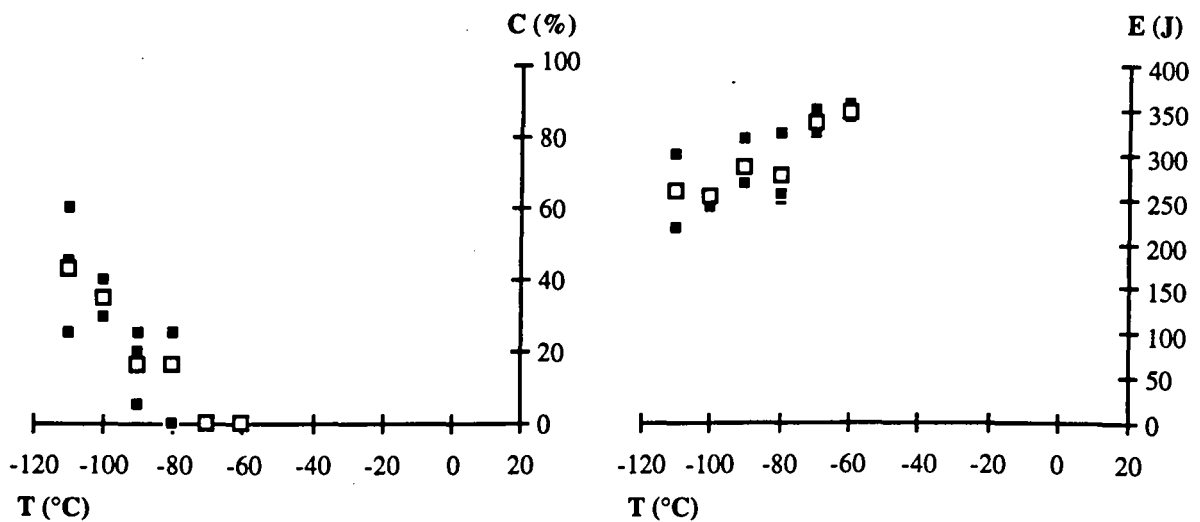
*Prélèvements en peau de tôle*



*Prélèvements à cœur de tôle*



*Prélèvements en contre-peau de tôle*



■ Points expérimentaux

□ Valeurs moyennes

Figure II-15 : Profils de dureté HV10 pour l'acier A.

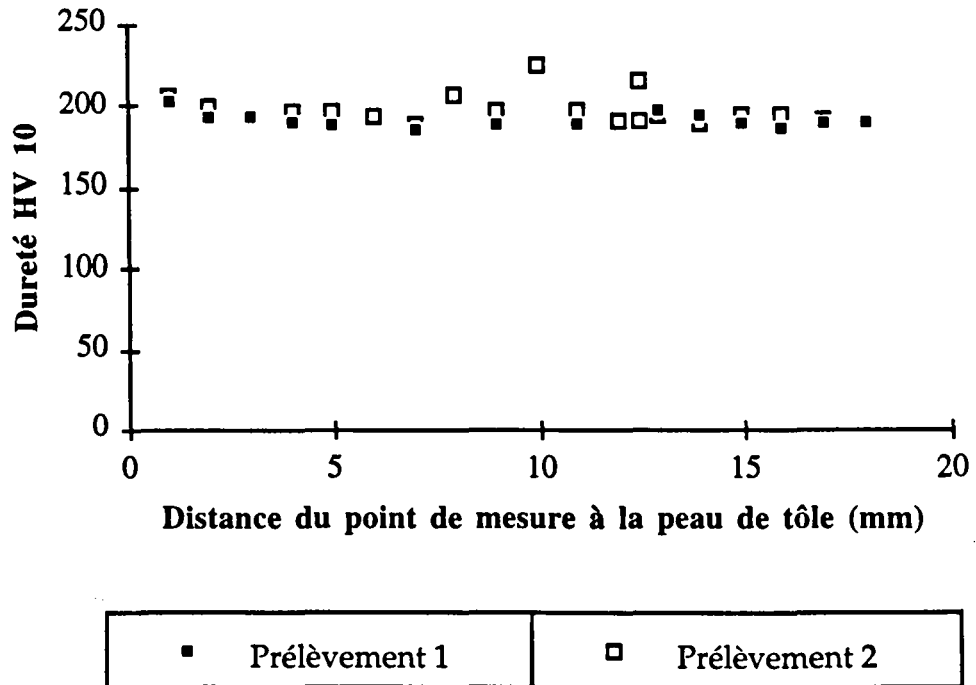
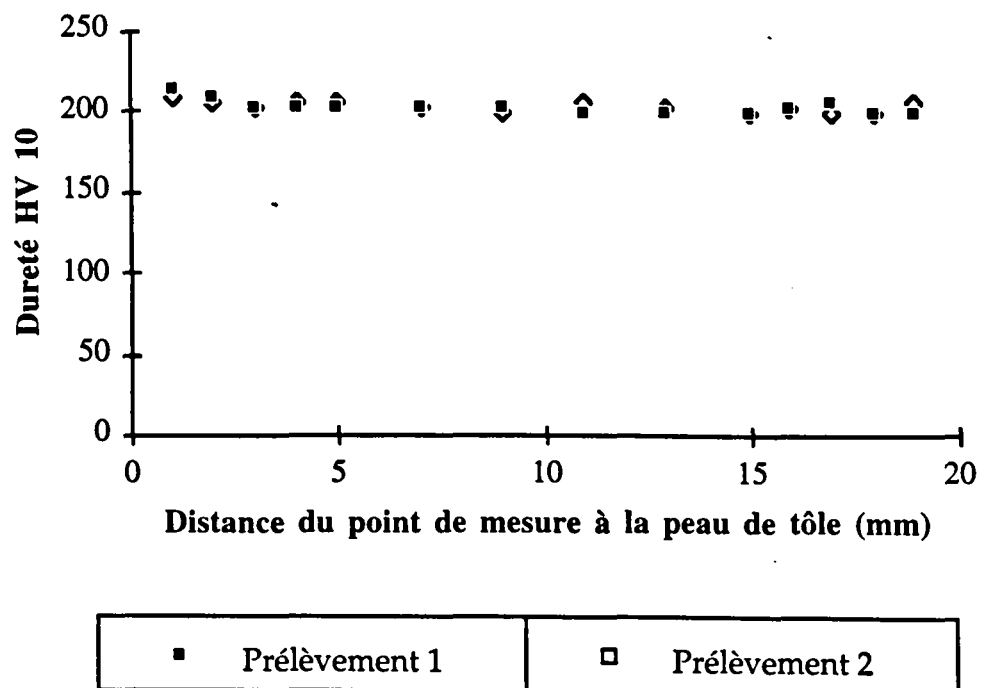
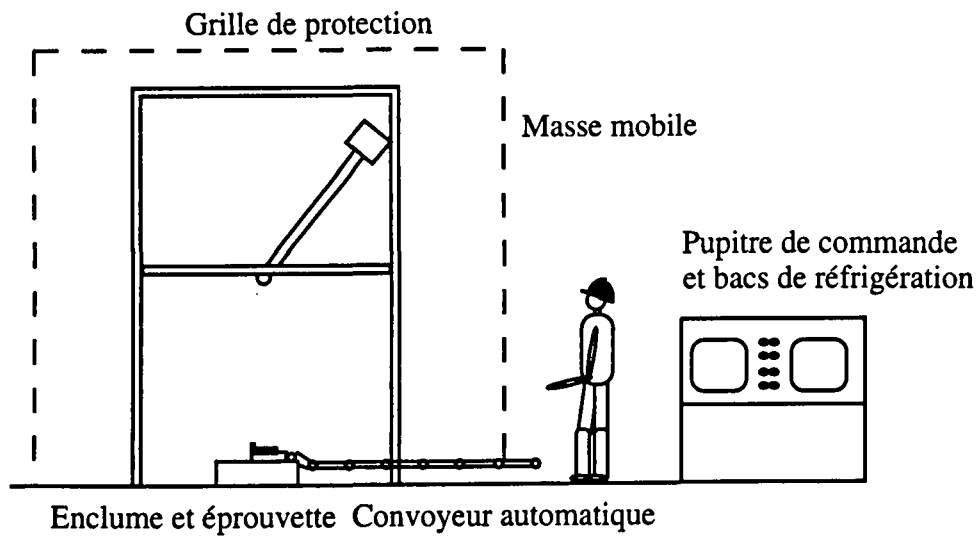


Figure II-16 : Profils de dureté HV10 pour l'acier B.

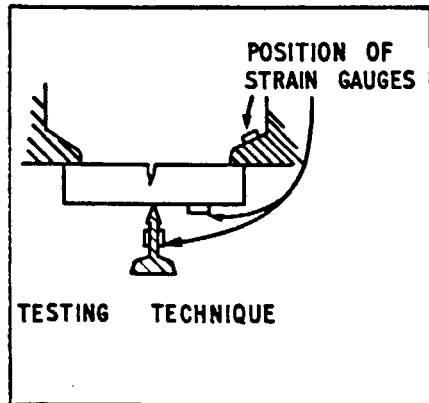


**Figure II-17 : Mouton pendule BDWTT.**

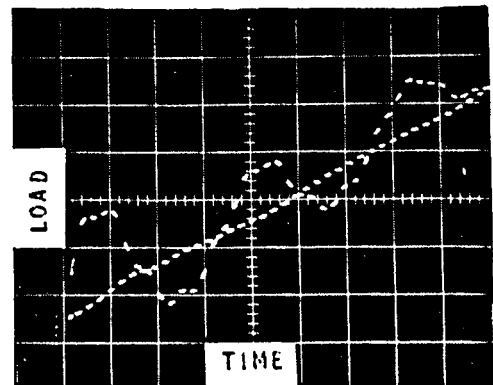


**Figure II-18 : Enregistrements force/temps au niveau du marteau, des appuis et de l'éprouvette :**

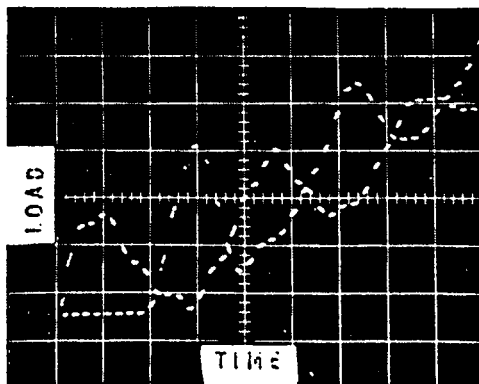
- a) position des jauges de déformation,
- b) enregistrements relatifs au marteau et à l'éprouvette,
- c) enregistrements relatifs au marteau et aux appuis,
- d) évolution schématique des trois efforts :  $L_S$  effort correspondant au moment de flexion mesuré sur l'éprouvette,  $L_T$  effort exercé sur le marteau dont  $R_T$  composante inertielle,  $L_A$  effort exercé sur les appuis dont  $R_A$  composante inertielle.



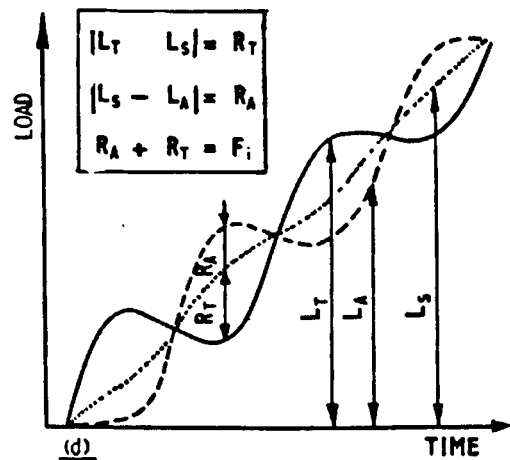
(a)



(b) TOP TUP, BOTTOM SPECIMEN,

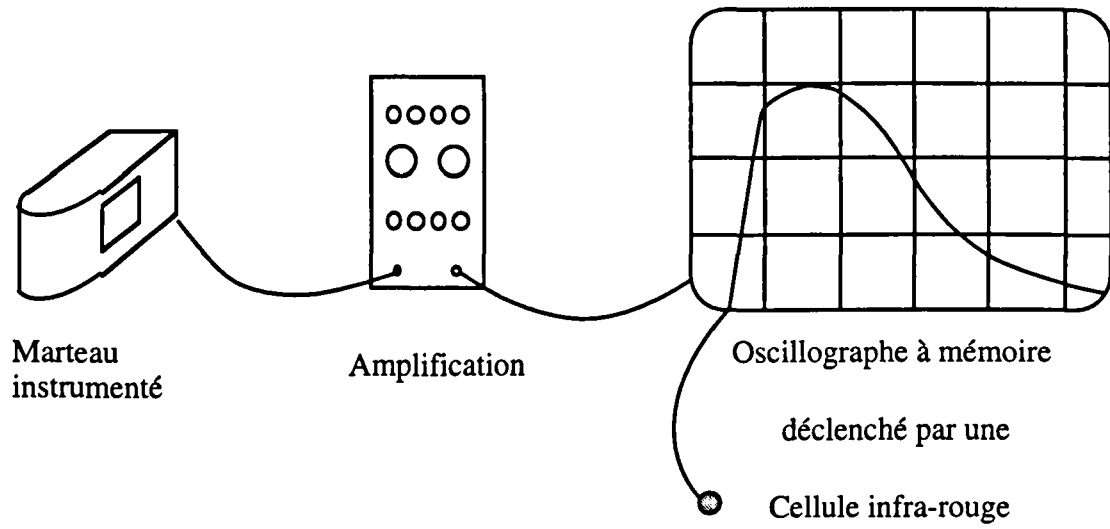


(c) TOP TUP, BOTTOM ANVIL,

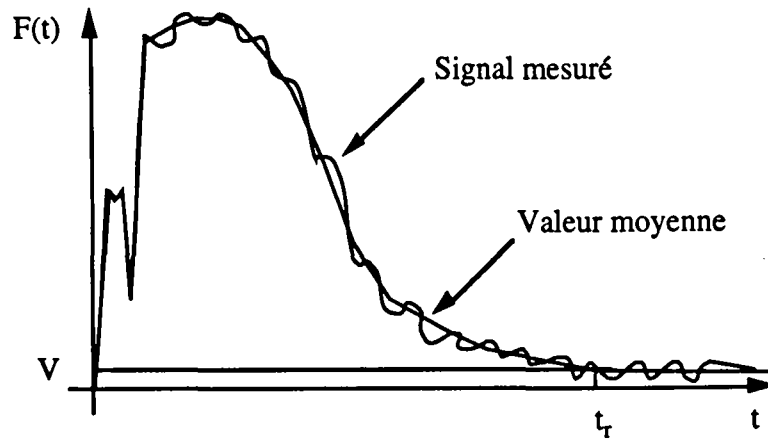


(d)

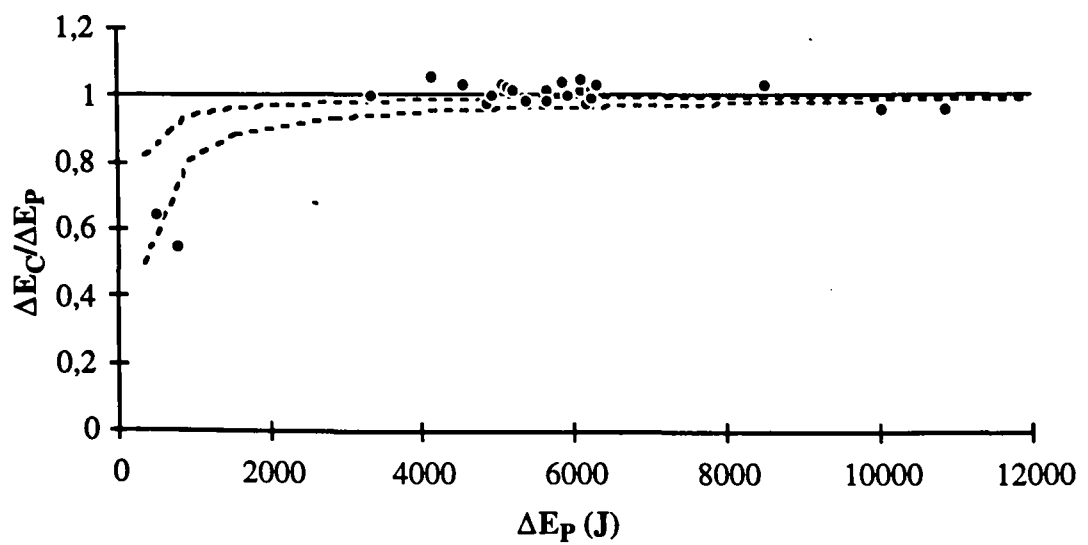
**Figure II-19 :** *Schéma de l'instrumentation de mesure de force.*



**Figure II-20 :** Erreur d'offset et détermination de l'instant de fin du choc.

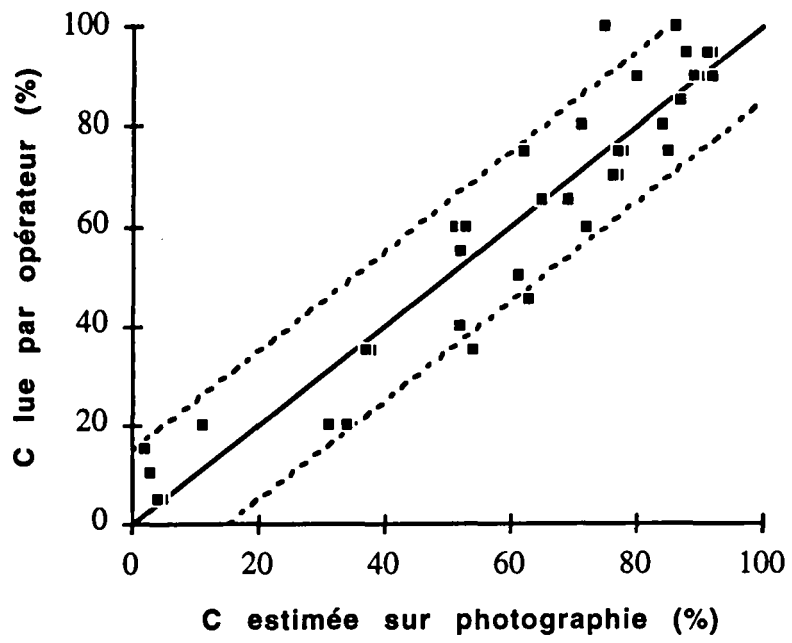


**Figure II-21 :** Evolution du rapport  $\Delta E_C/\Delta E_P$  en fonction de  $\Delta E_P$ . En pointillés, influence des frottements et de la dispersion expérimentale sur les mesures effectuées.

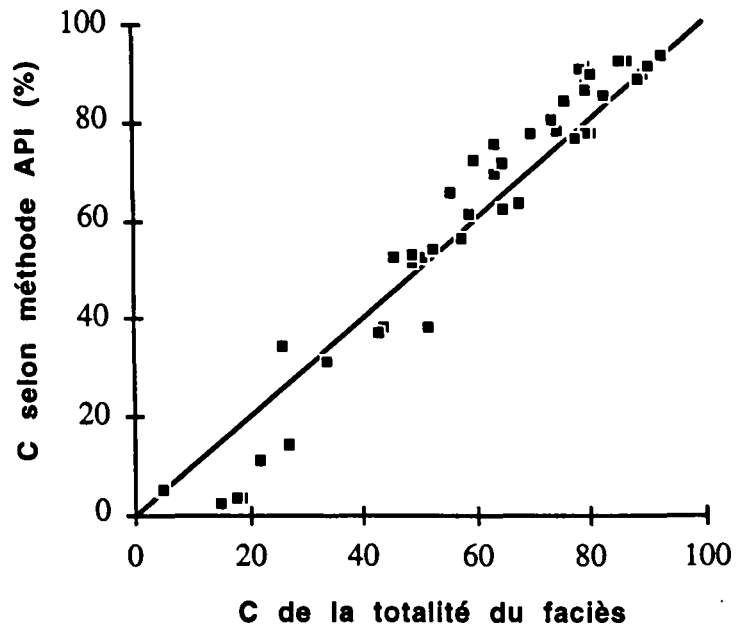


- Points expérimentaux
- Frottements et dispersion expérimentale

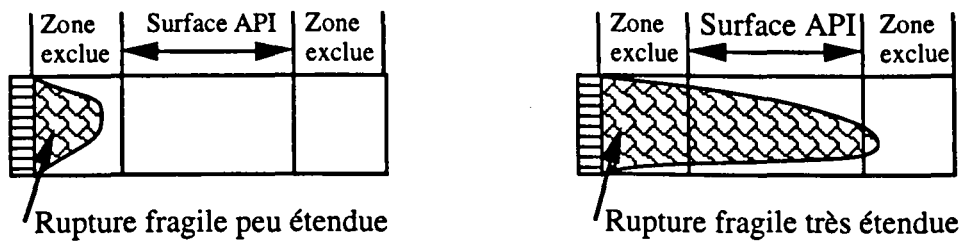
Figure II-22 : Précision de l'estimation par l'opérateur de la cristallinité  $C$  d'un faciès



**Figure II-23 : Influence de la méthode de mesure de l'API sur la cristallinité.**

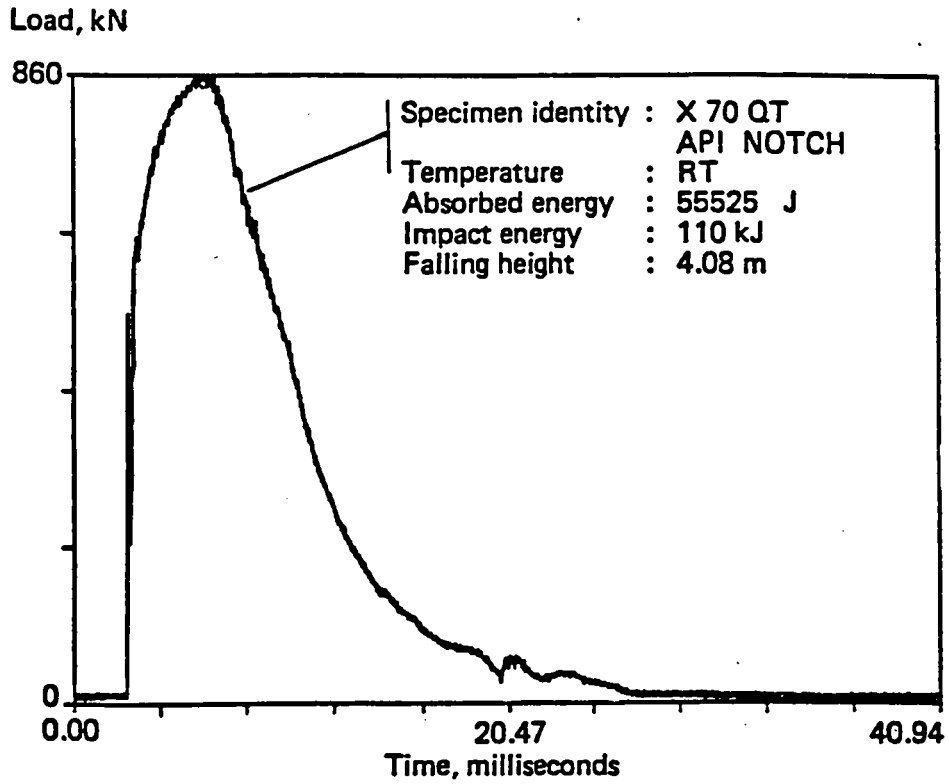


**Figure II-24 : Comparaison des surfaces mesurées pour des cristallinités extrêmes**

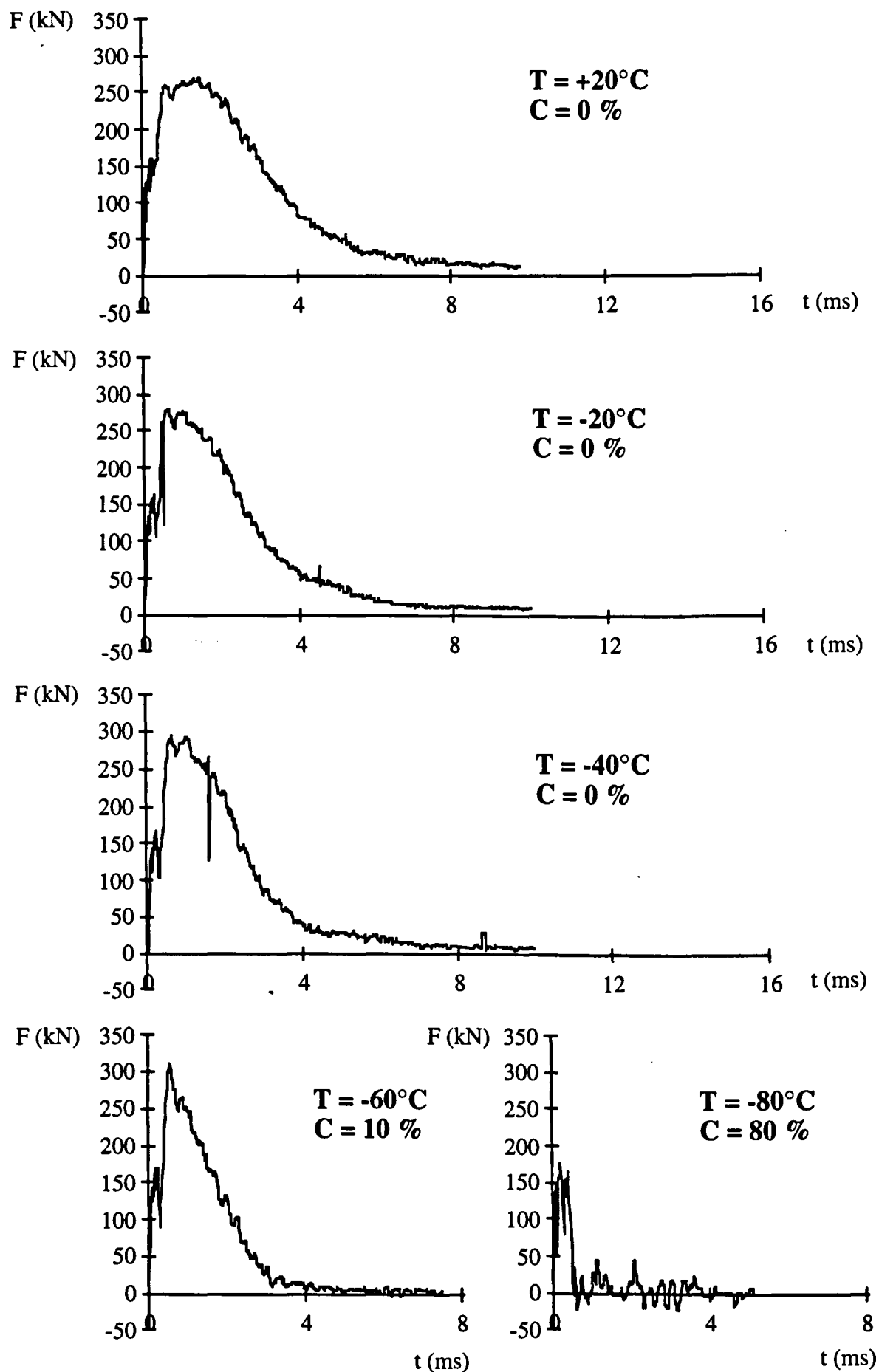




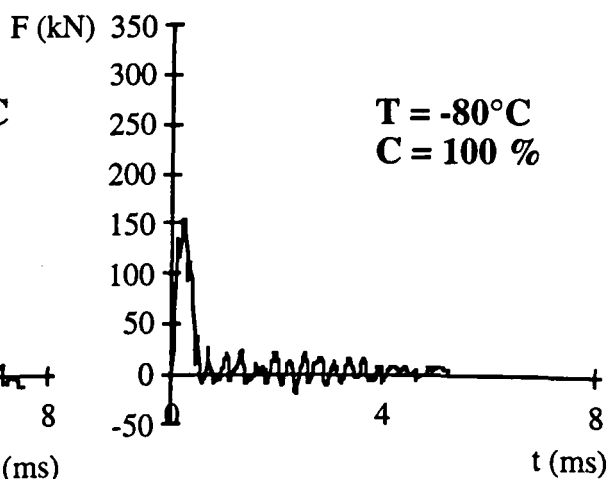
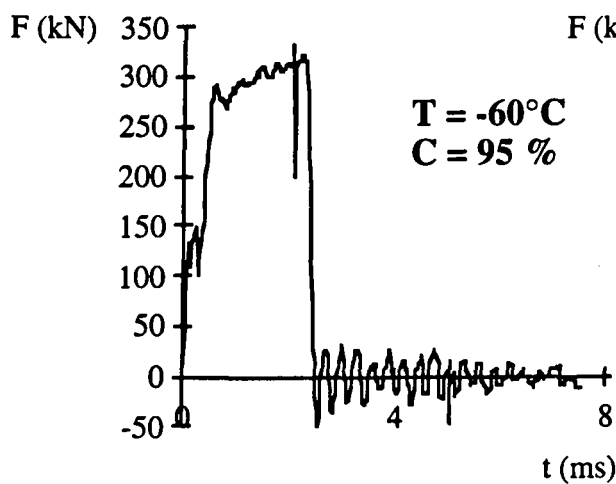
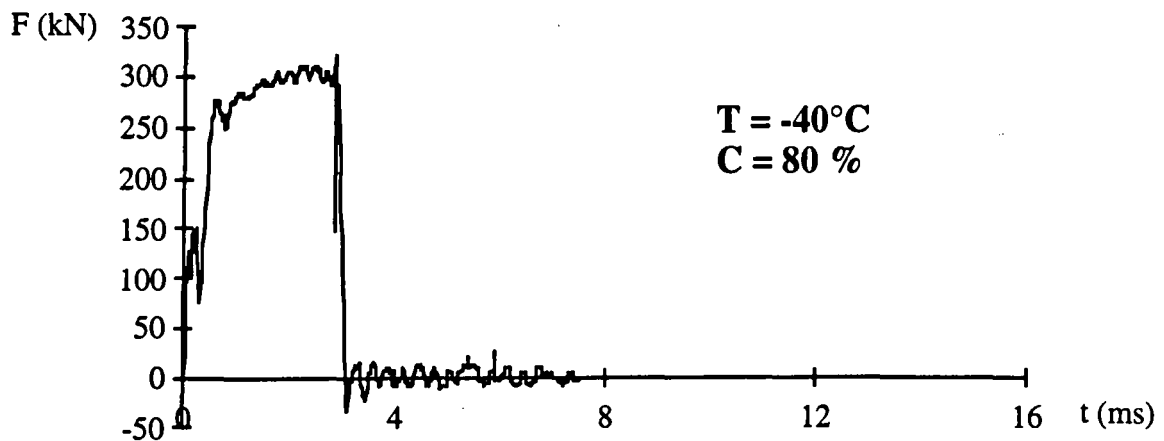
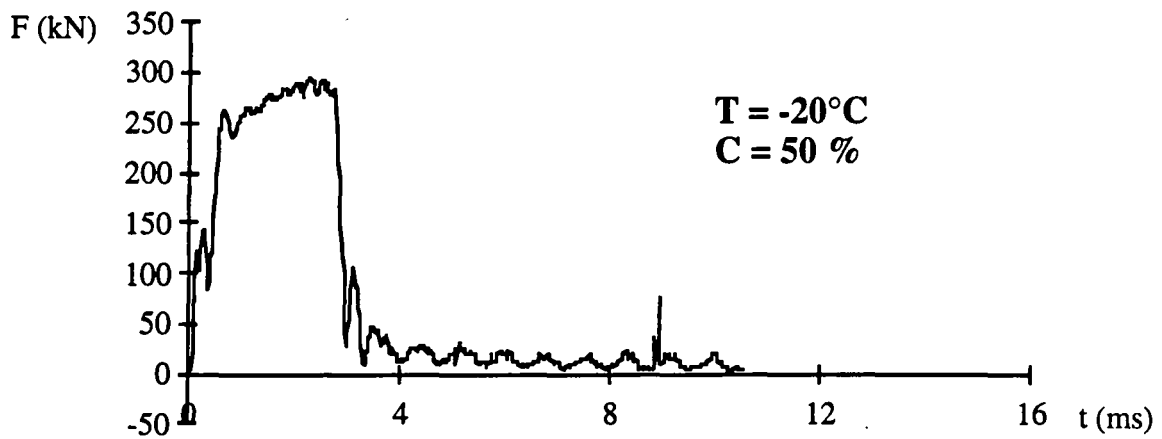
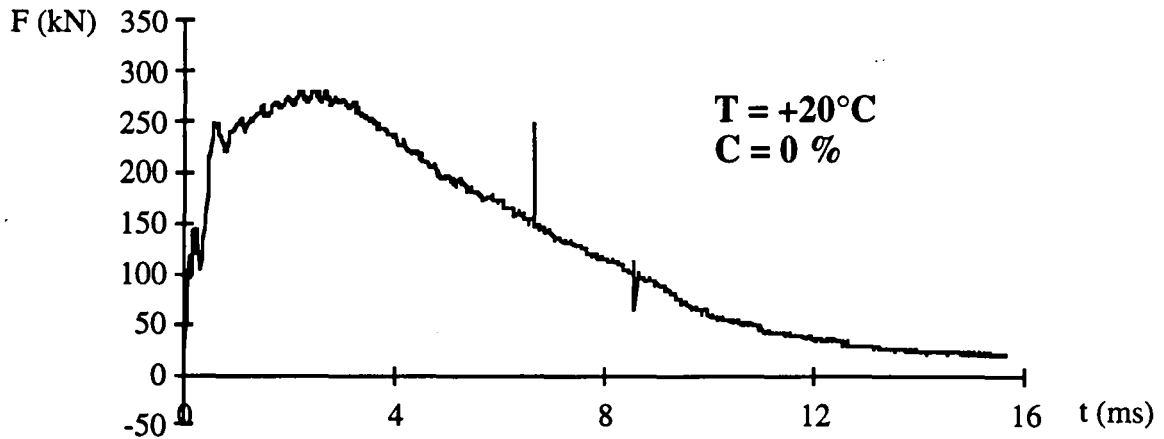
**Figure II-25 : Courbe force/temps pour une éprouvette rompue de façon ductile [JUN93]**  
(Acier X70 trempé et revenu, éprouvette aux spécifications API, essai à température ambiante, énergie de rupture 55500 J).



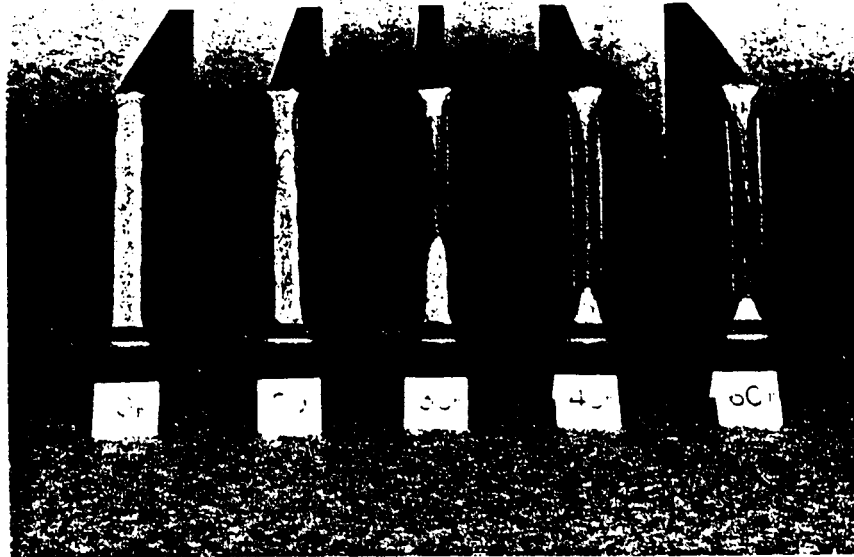
**Figure II-26 : Evolution des courbes Force/temps avec la température pour l'acier A**



**Figure II-27 : Evolution des courbes Force/temps avec la température pour l'acier B**



**Figure II-28 : Faciès de rupture usuels d'éprouvettes BDWTT [AST95]**



*Conditions et résultats d'essai pour les éprouvettes de la figure II-28 (dans l'ordre de gauche à droite)*

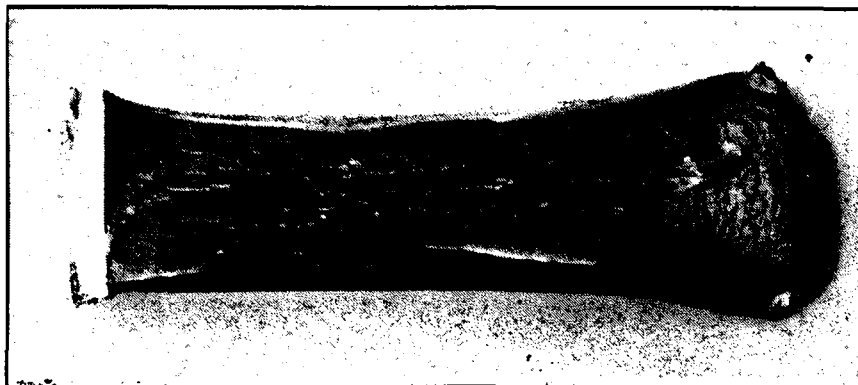
Température (°F)	0	20	30	40	60
Température (°C)	-18	-7	-1	4	16
Cristallinité (%)	92	75	18	2	0

**Figure II-29 : Faciès de rupture des éprouvettes BDWTT pour l'acier A (Cristallinité déterminée par planimétrie suivant la procédure API)**

**T = -20 °C**

**E = 9829 J**

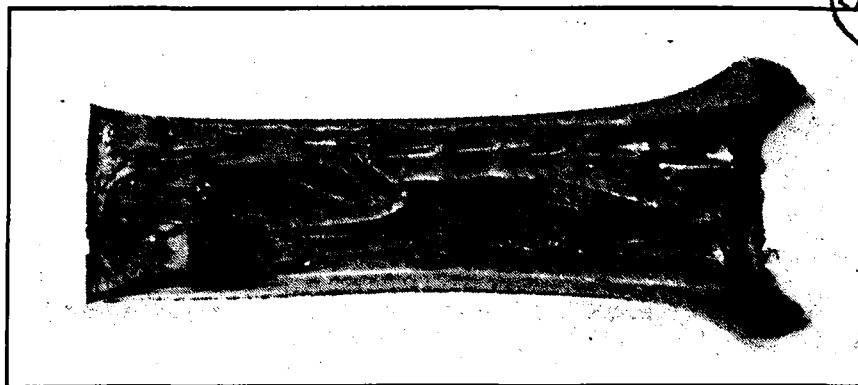
**C = 0 %**



**T = -45 °C**

**E = 6416 J**

**C = 3 %**

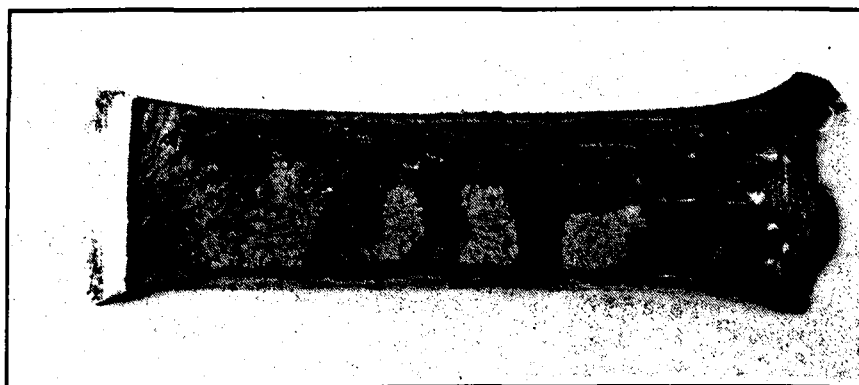


**BU**  
**LILLE**

**T = -65 °C**

**E = 3367 J**

**C = 52 %**



**T = -100 °C**

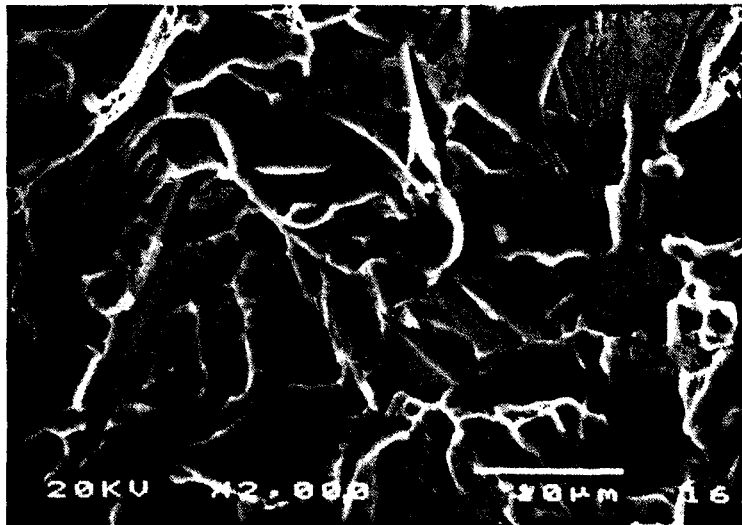
**E = 2202 J**

**C = 75 %**

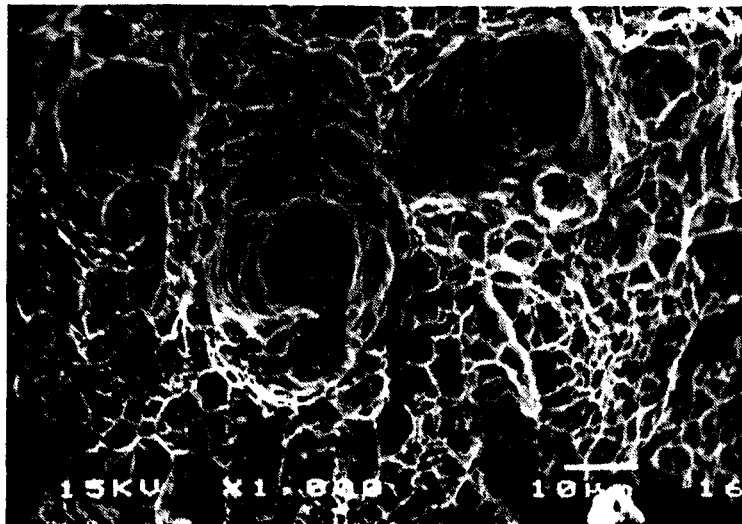


Figure II-30 : *Fractographies par microscopie électronique à balayage pour l'acier A*

Rupture fragile



Rupture ductile



Délamination

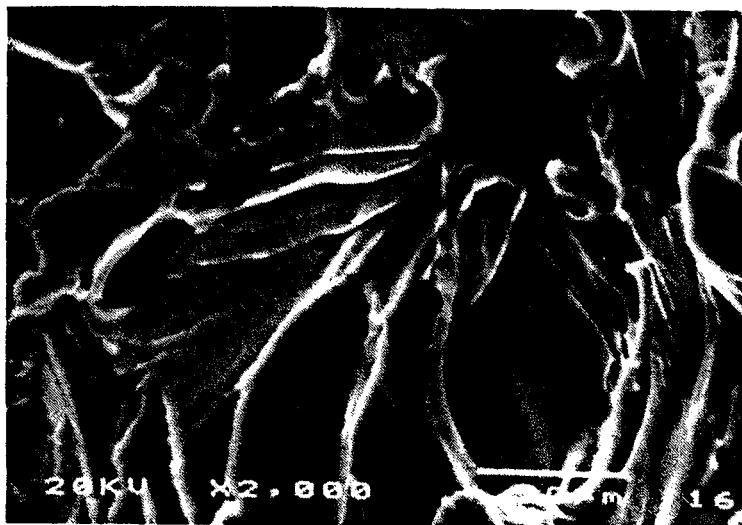
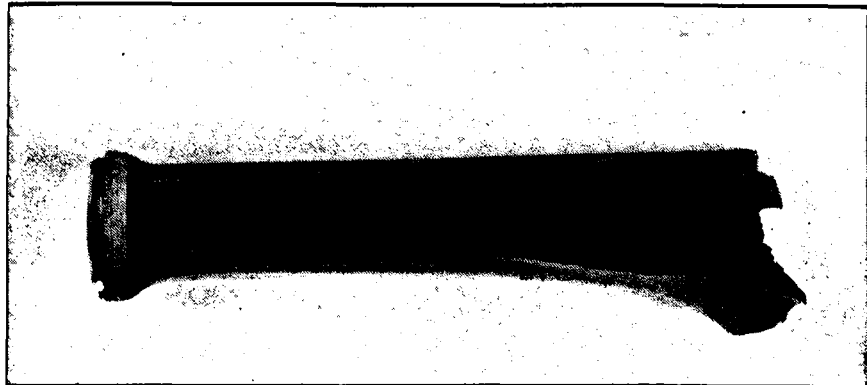


Figure II-31 : Faciès de rupture des éprouvettes BDWTT pour l'acier B (Cristallinité déterminée par planimétrie suivant la procédure API)

**T = 20 °C**

**E = 10083 J**

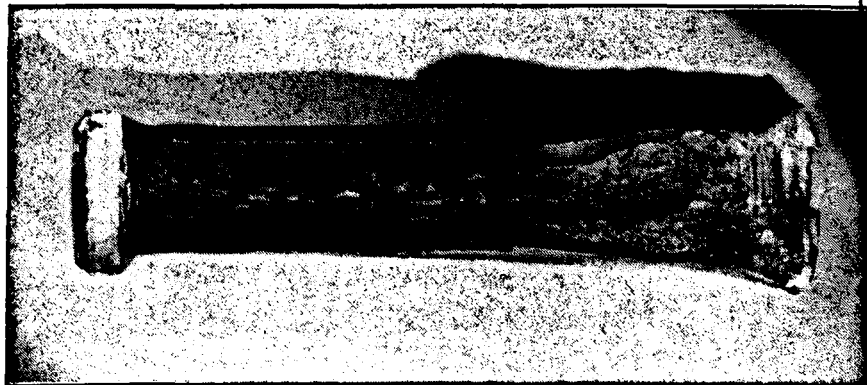
**C = 0 %**



**T = -20 °C**

**E = 6486 J**

**C = 34 %**

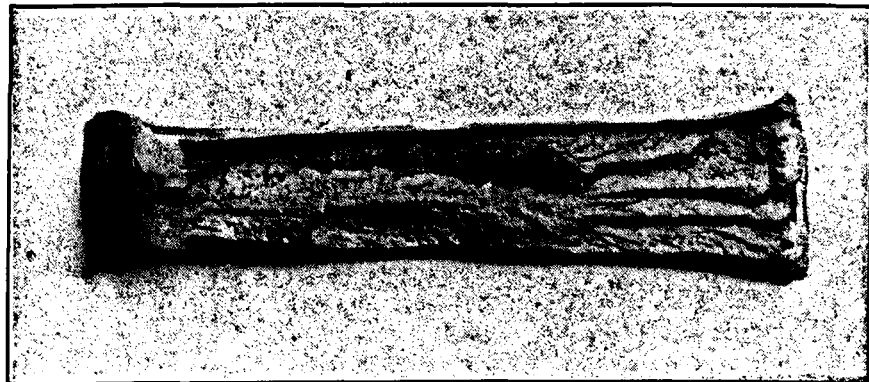


**BU  
LILLE**

**T = -40 °C**

**E = 4439 J**

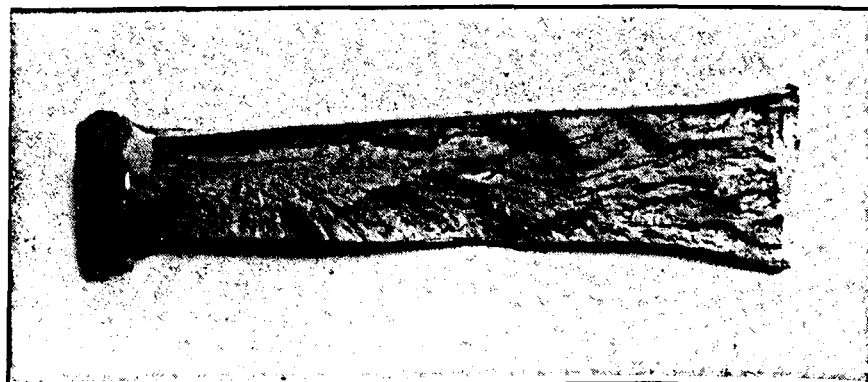
**C = 87 %**



**T = -60 °C**

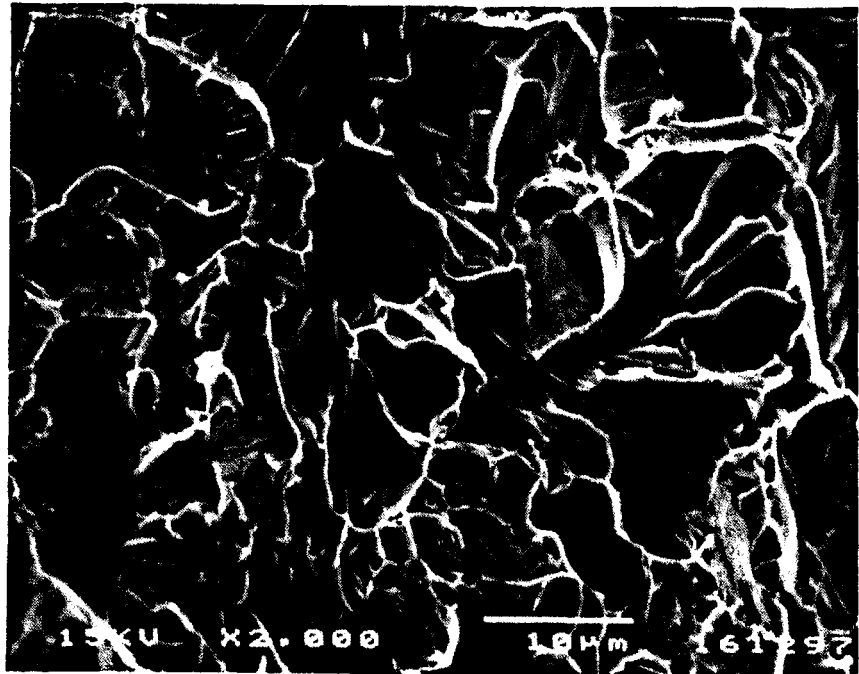
**E = 5314 J**

**C = 92 %**



**Figure II-32 : Fractographies en microscopie électronique à balayage pour l'acier B**

Rupture fragile



Rupture ductile

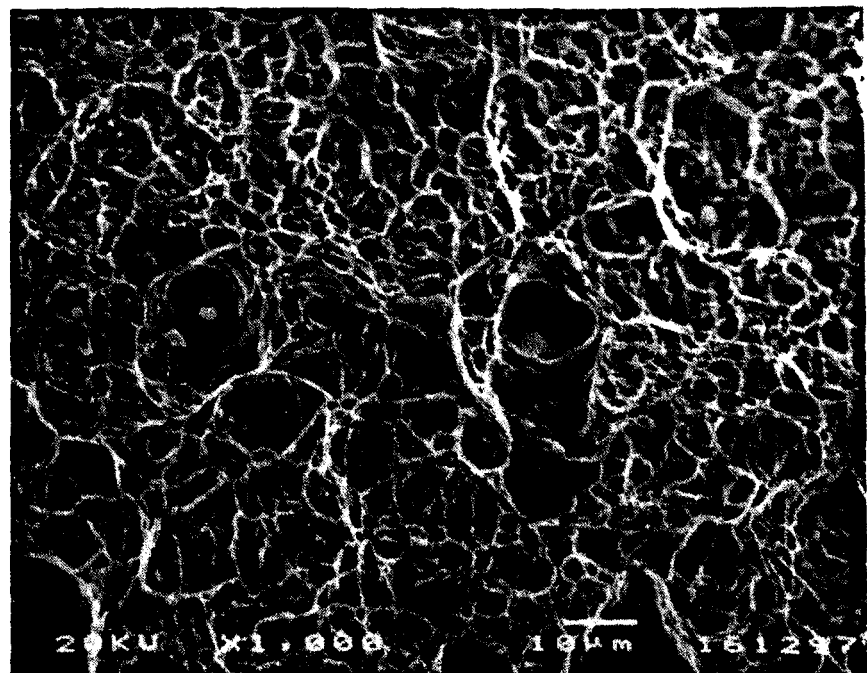




Figure II-33 : Courbes de transition pour l'acier A, éprouvettes avec fraisage simple face  
a) Cristallinité

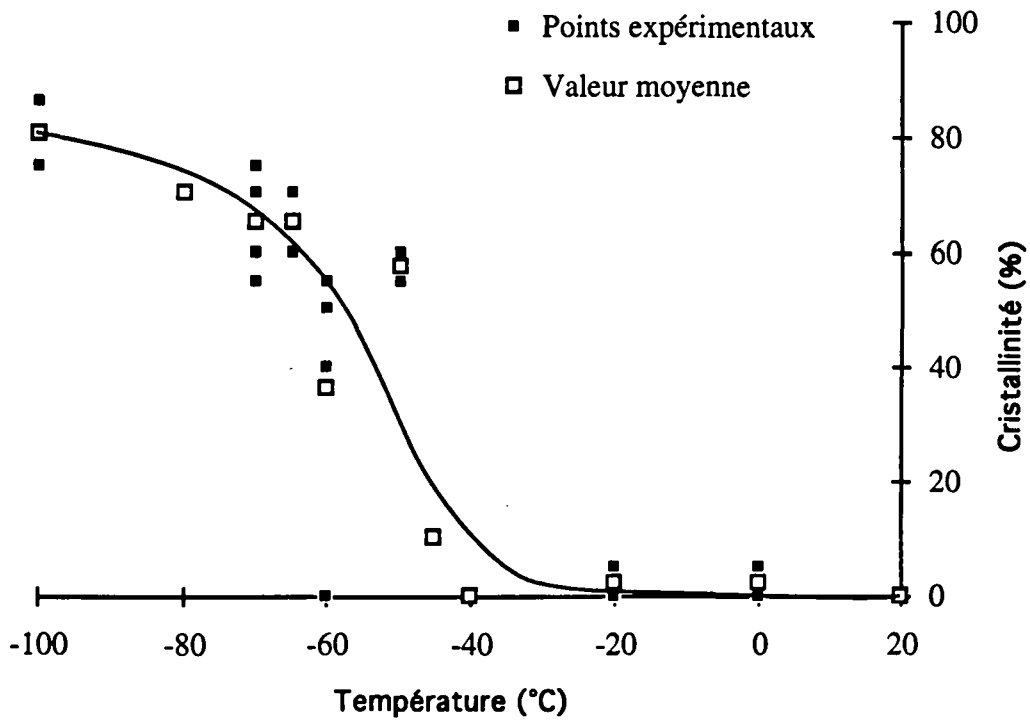
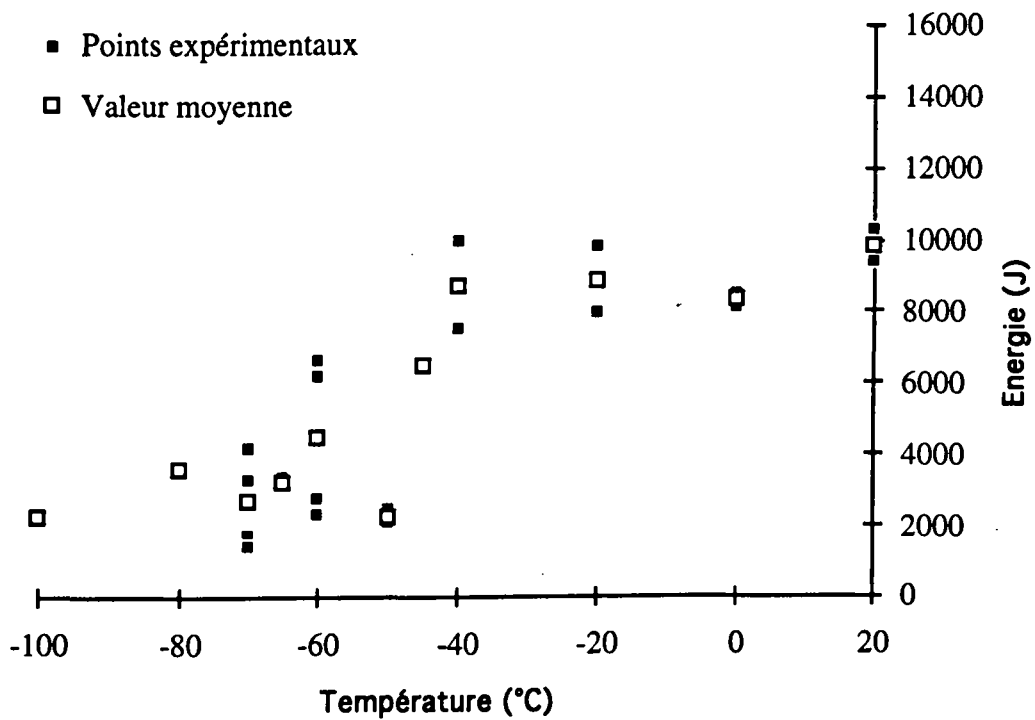
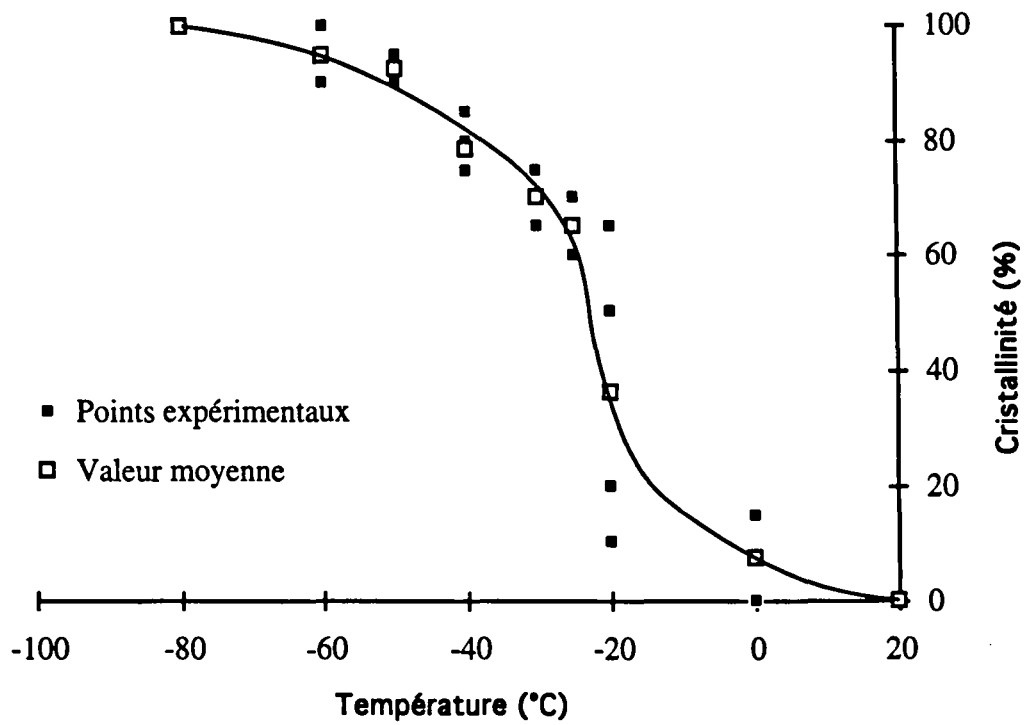


Figure II-33 : Courbes de transition pour l'acier A, éprouvettes avec fraisage simple face  
b) Energie de rupture



**Figure II-34 : Courbes de transition pour l'acier B avec éprouvettes d'épaisseur 13 mm**  
 a) Cristallinité



**Figure II-34 : Courbes de transition pour l'acier B avec éprouvettes d'épaisseur 13 mm**  
 b) Energie de rupture

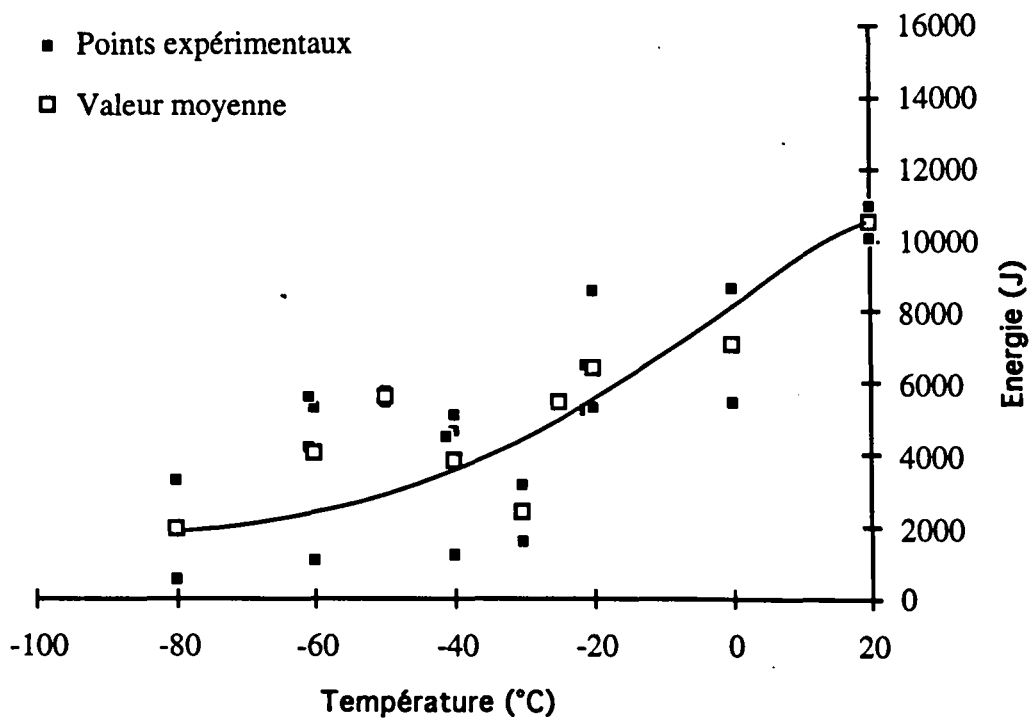


Figure II-35 : Comparaison des résultats en énergie et en cristallinité pour l'acier A.

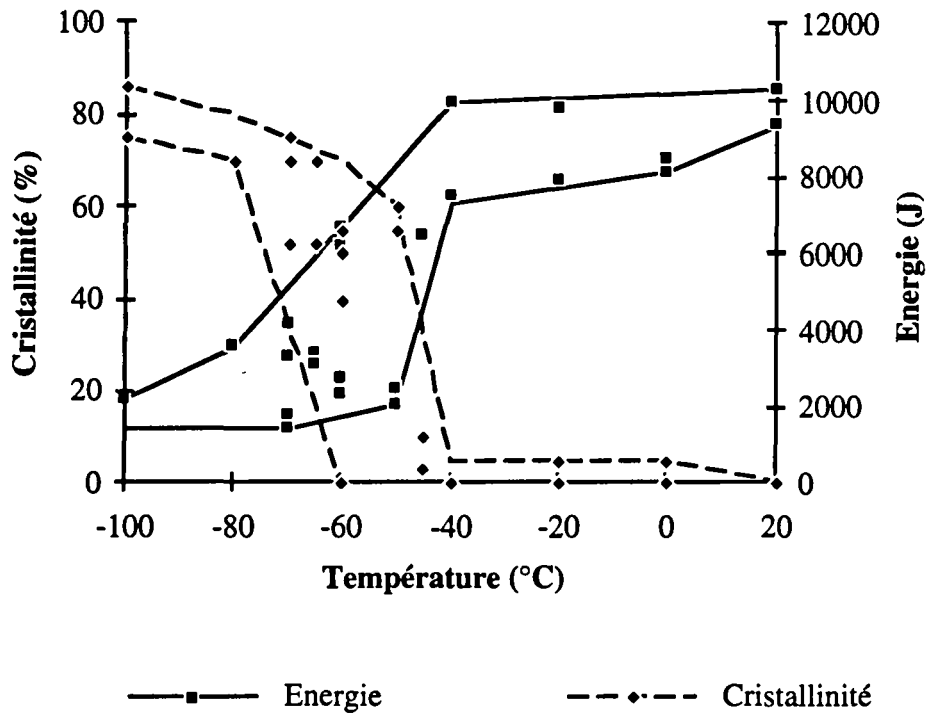
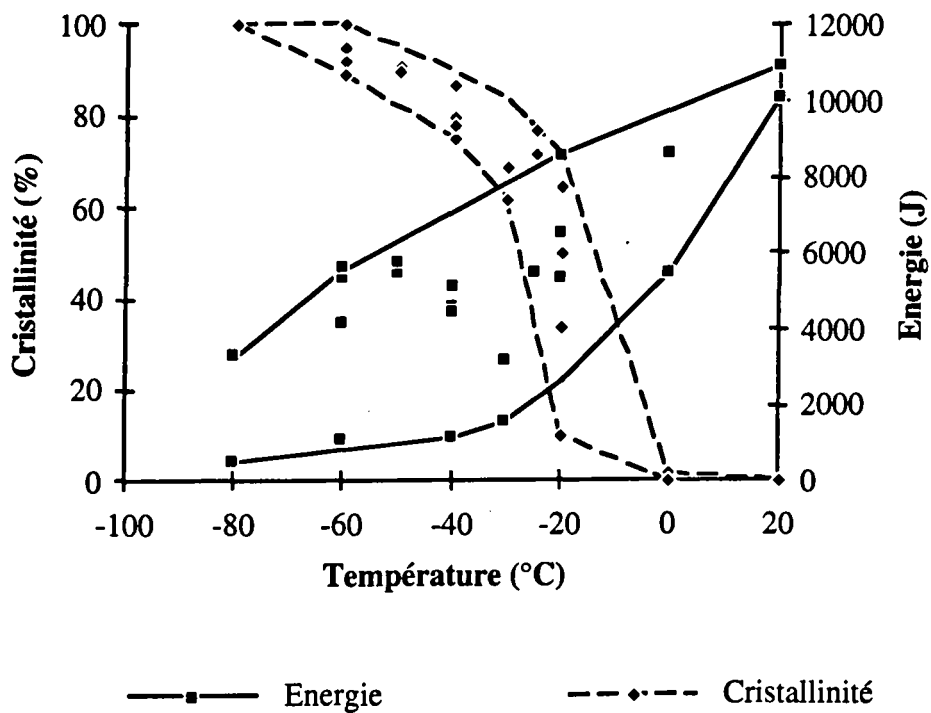
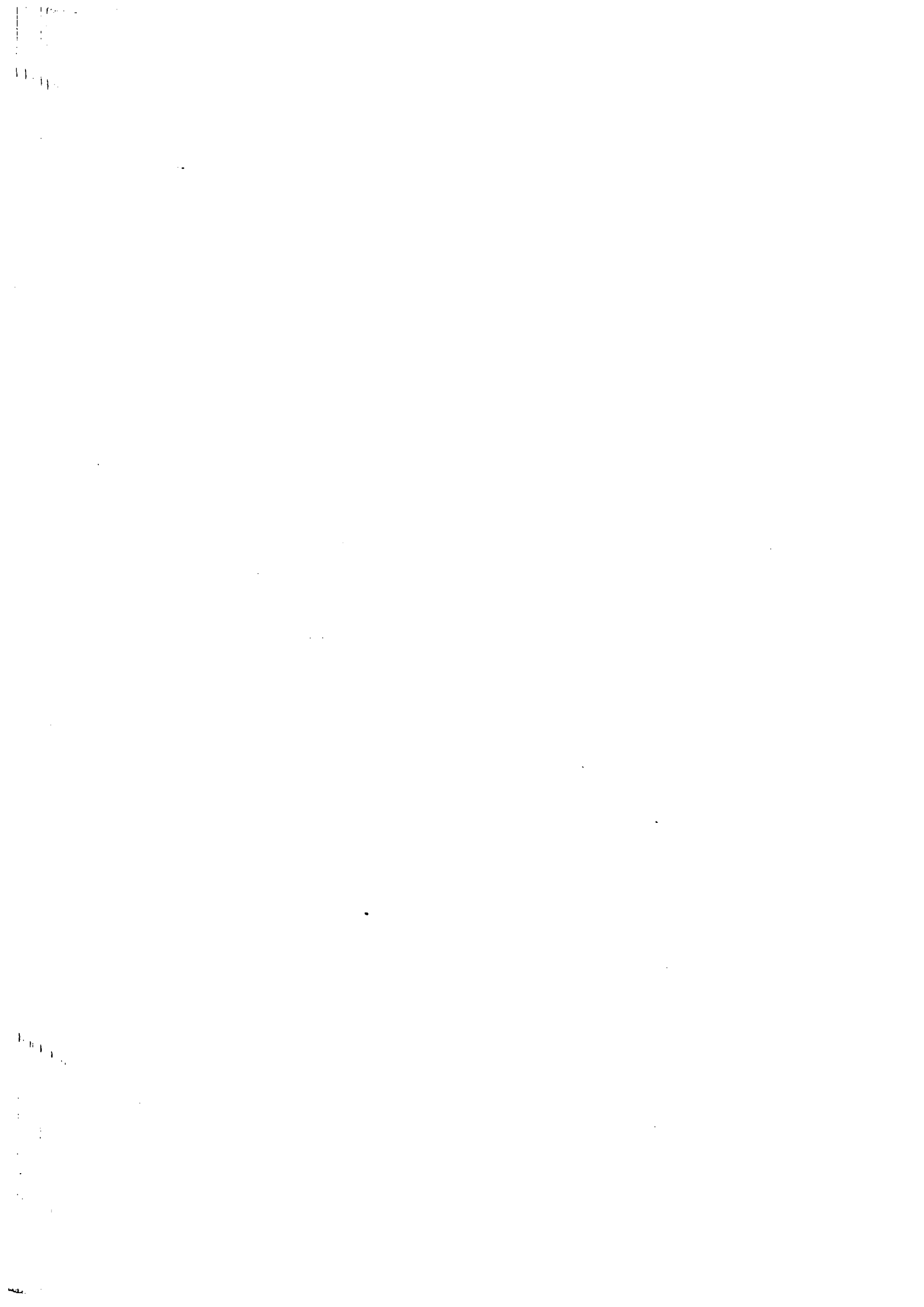
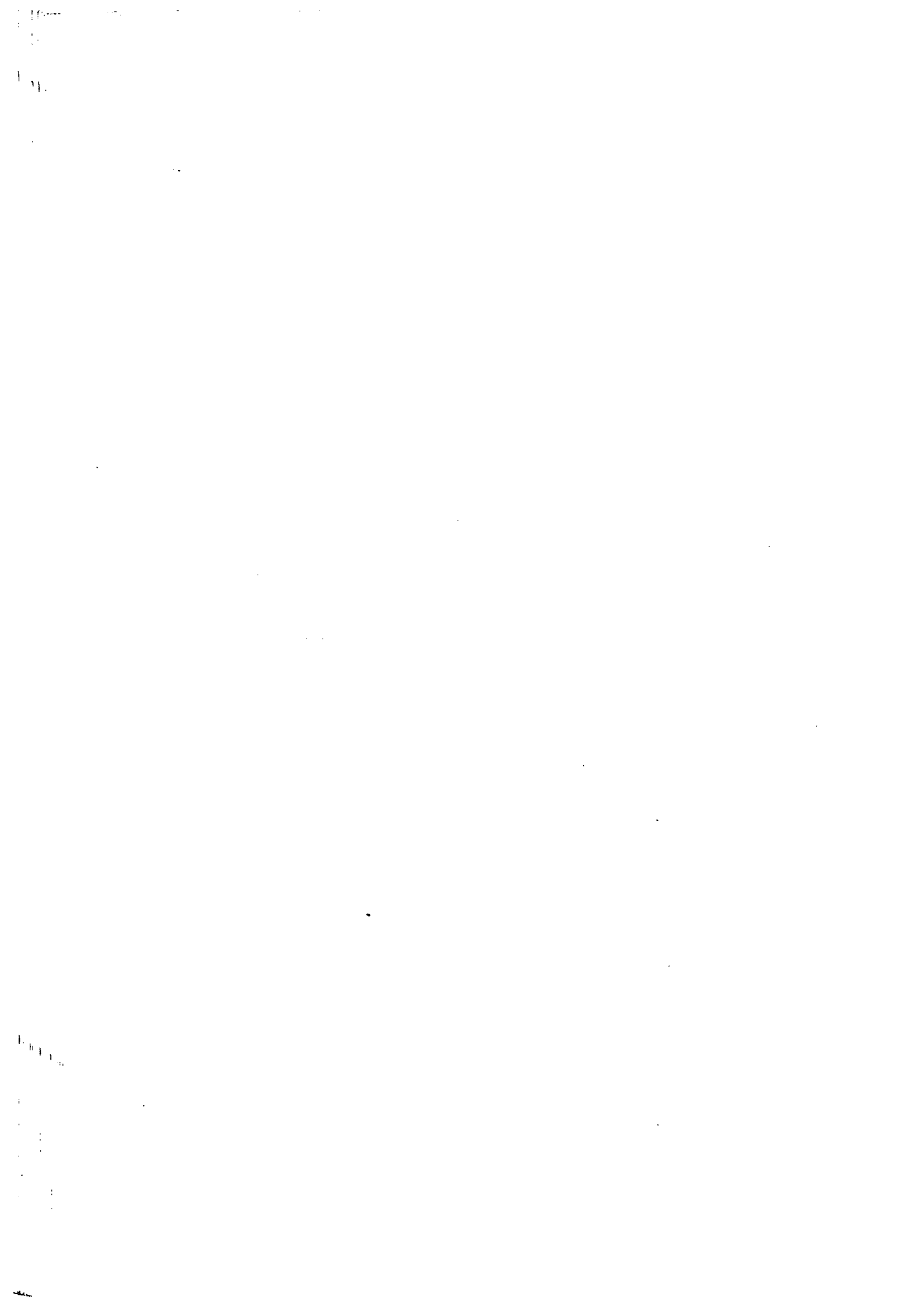


Figure II-36 : Comparaison des résultats en énergie et en cristallinité pour l'acier B.

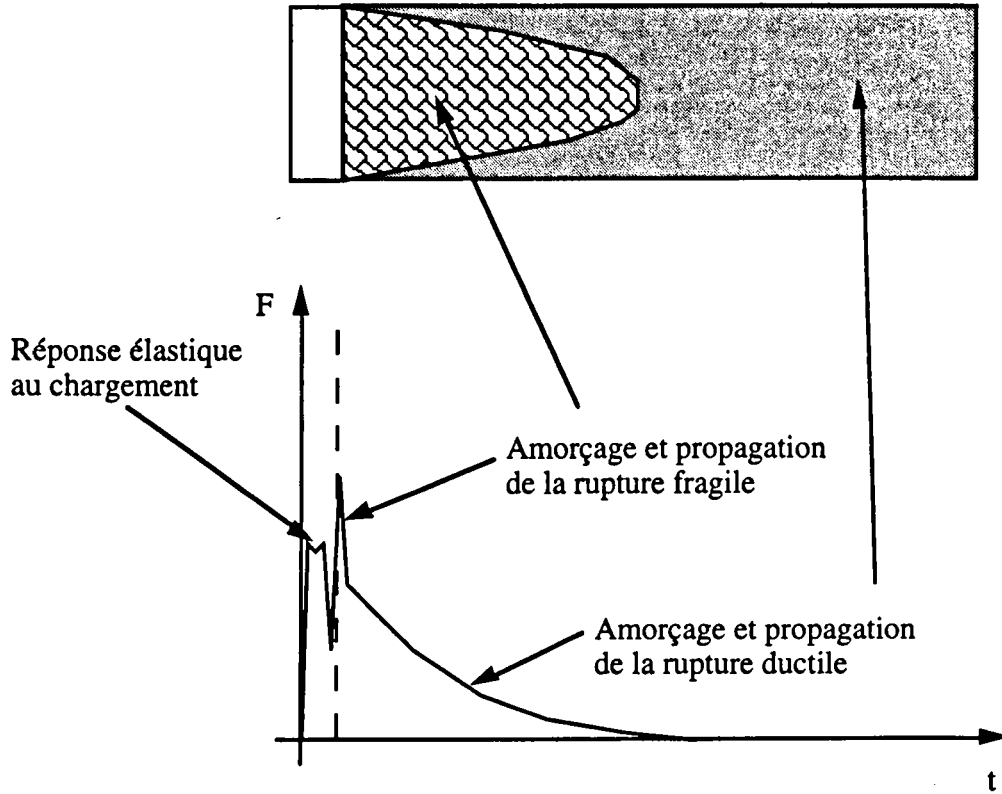




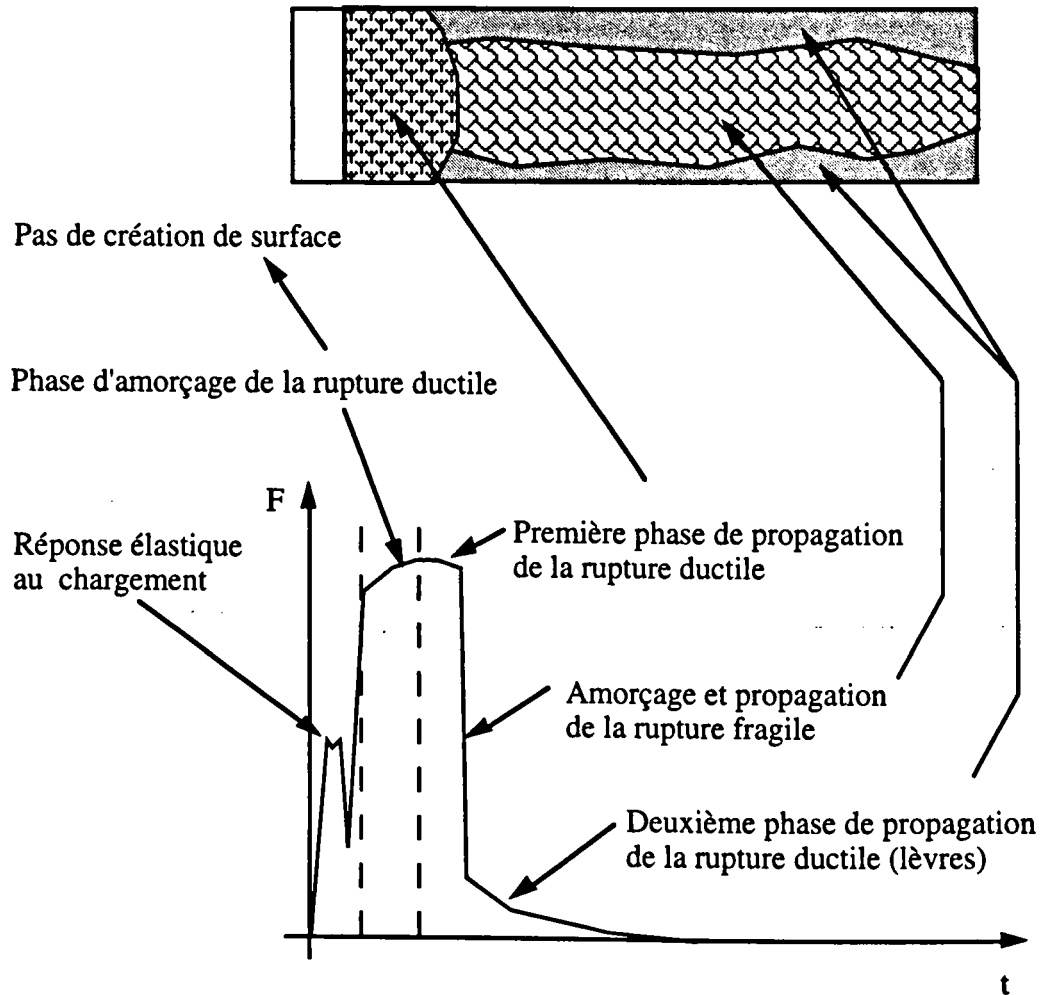
**FIGURES DU CHAPITRE III**



**Figure III-1 :** Comportement de transition du premier type; correspondance entre faciès de rupture et courbe force/temps.

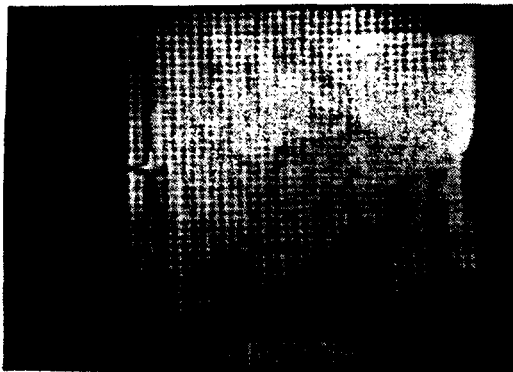


**Figure III-2 :** Comportement de transition du second type; correspondance entre faciès de rupture et courbe force/temps.

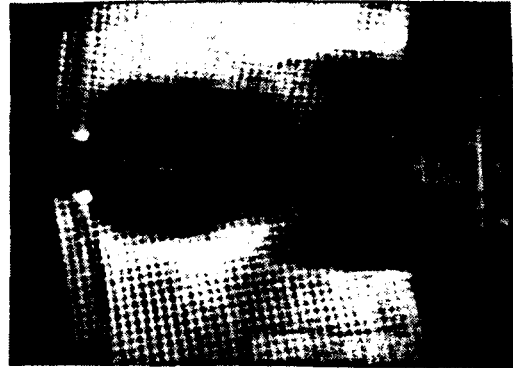




**Figure III-3 :** *Clichés de la propagation de fissure au cours d'un essai BDWTT (enregistrement video 1 image/milliseconde).*



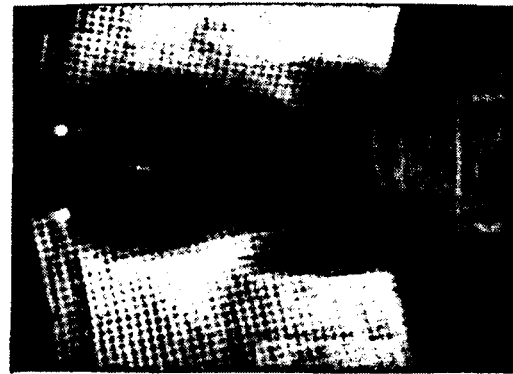
0



4



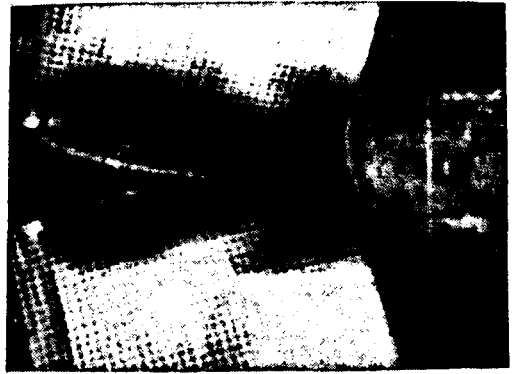
1



5



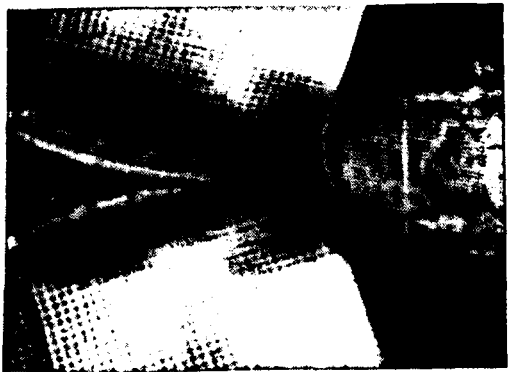
2



6

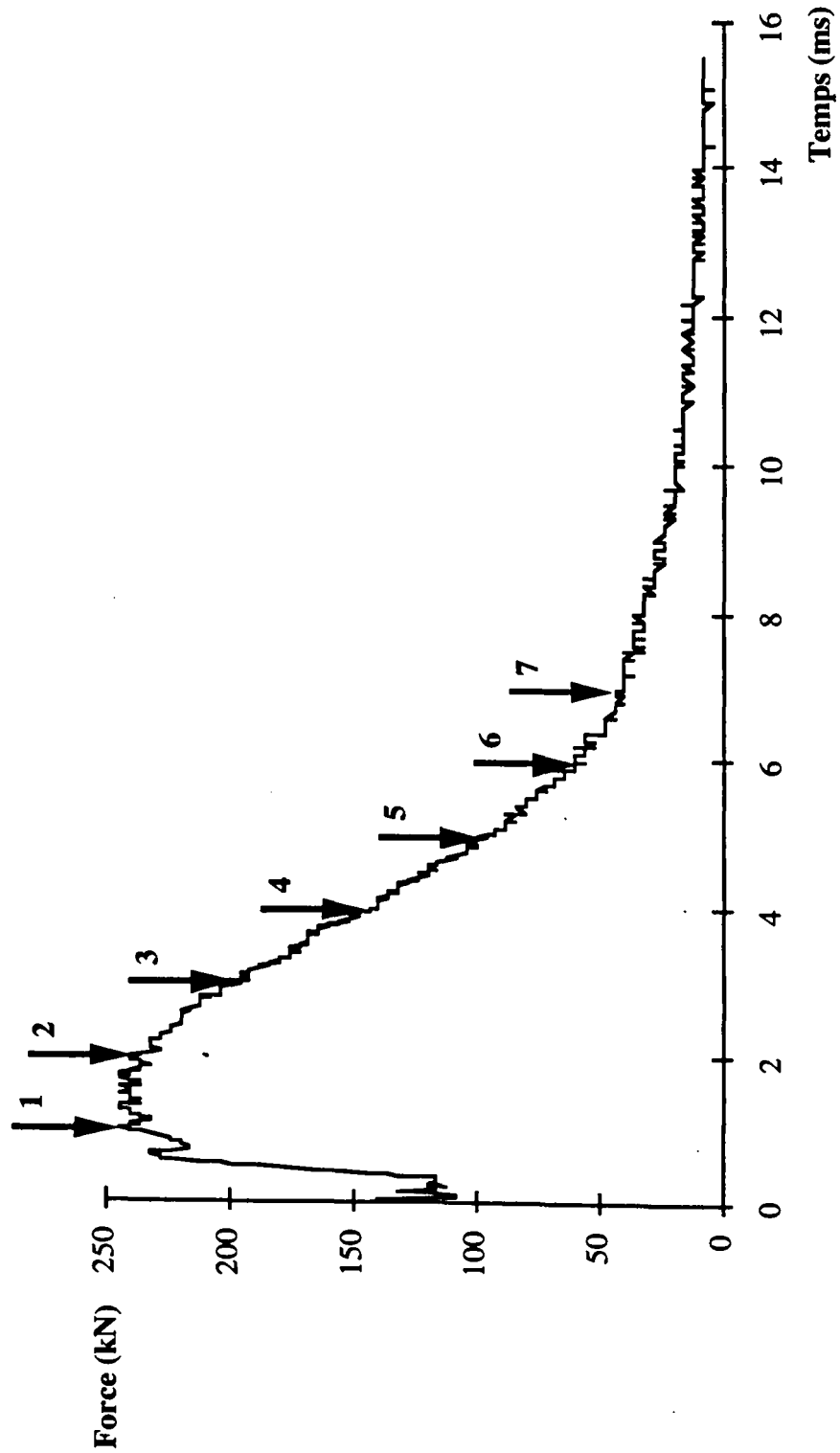


3

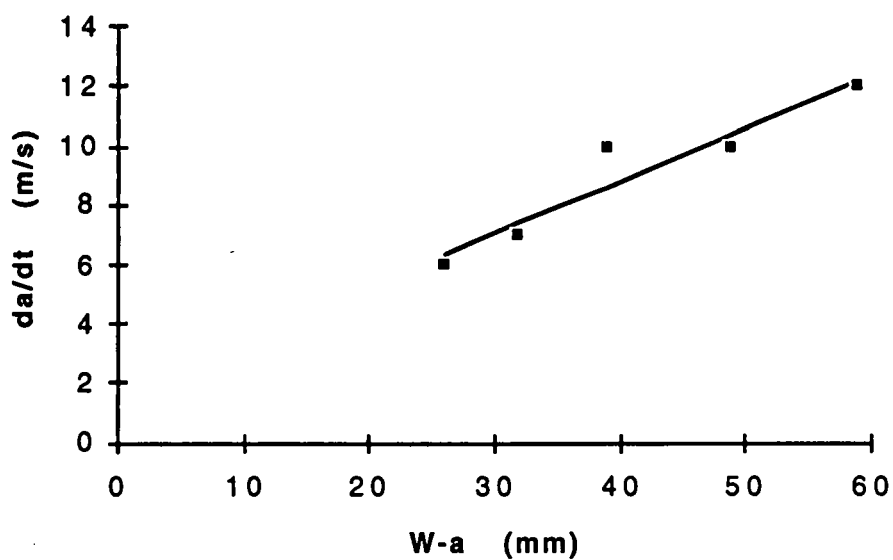


7

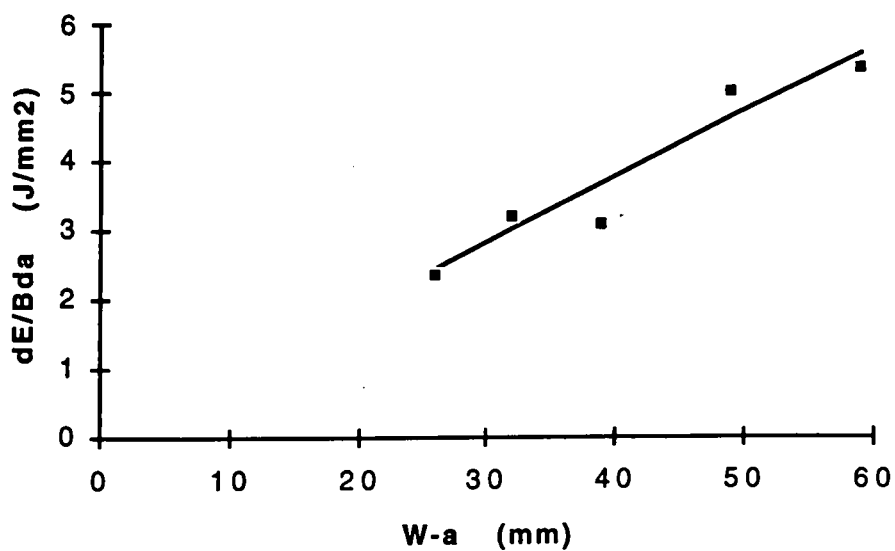
**Figure III-4 :** Courbe force/temps : les repères correspondent aux instants où ont été pris les clichés présentés sur la Figure III-3.



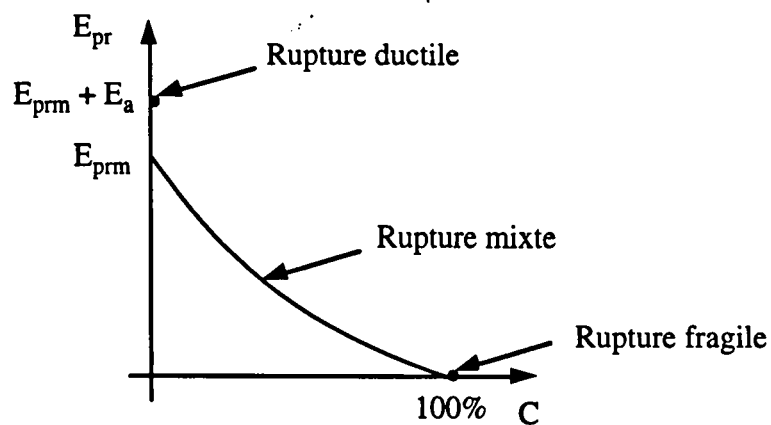
**Figure III-5a :** Evolution de la vitesse de propagation de fissure en fonction de la longueur de ligament non rompu.



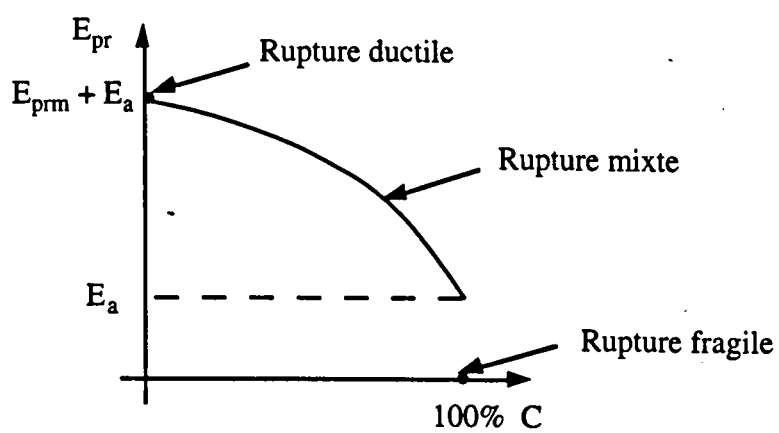
**Figure III-5b :** Evolution de l'énergie consommée par unité de surface, en fonction de la longueur de ligament non rompu.



**Figure III-6 :** *Forme schématique de la courbe énergie/cristallinité pour un comportement de transition du premier type.*

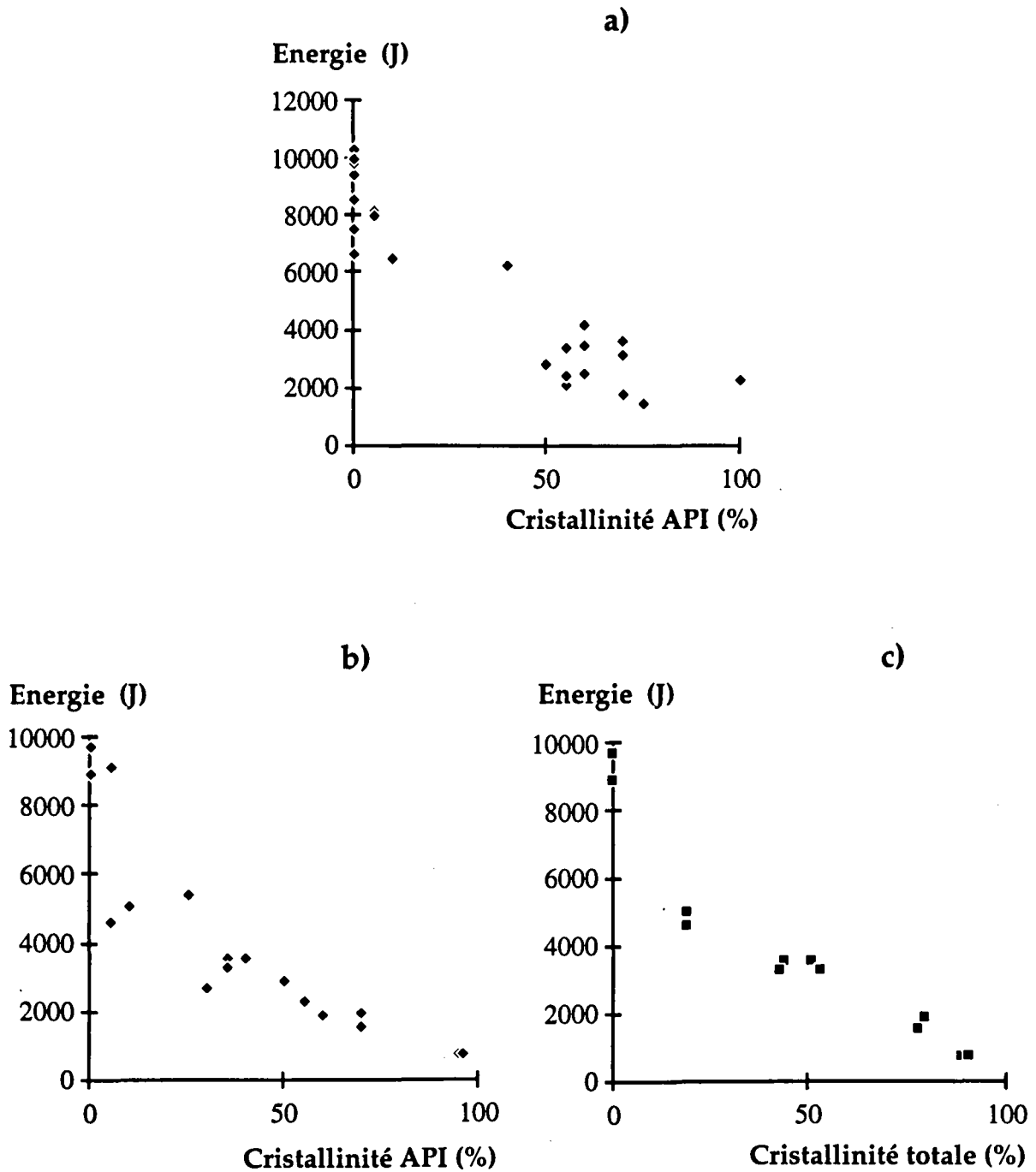


**Figure III-7 :** *Forme schématique de la courbe énergie/cristallinité pour un comportement de transition du second type.*



**Figure III-8 : Correspondance énergie/cristallinité pour l'acier A :**

- a) Fraisage simple face, estimation visuelle de la cristallinité suivant la procédure API,
- b) Fraisage double face, estimation visuelle de la cristallinité suivant la procédure API,
- c) Fraisage double face, cristallinité estimée par planimétrie simplifiée sur la totalité de la surface de rupture (toutes les éprouvettes n'ont pas été analysées).

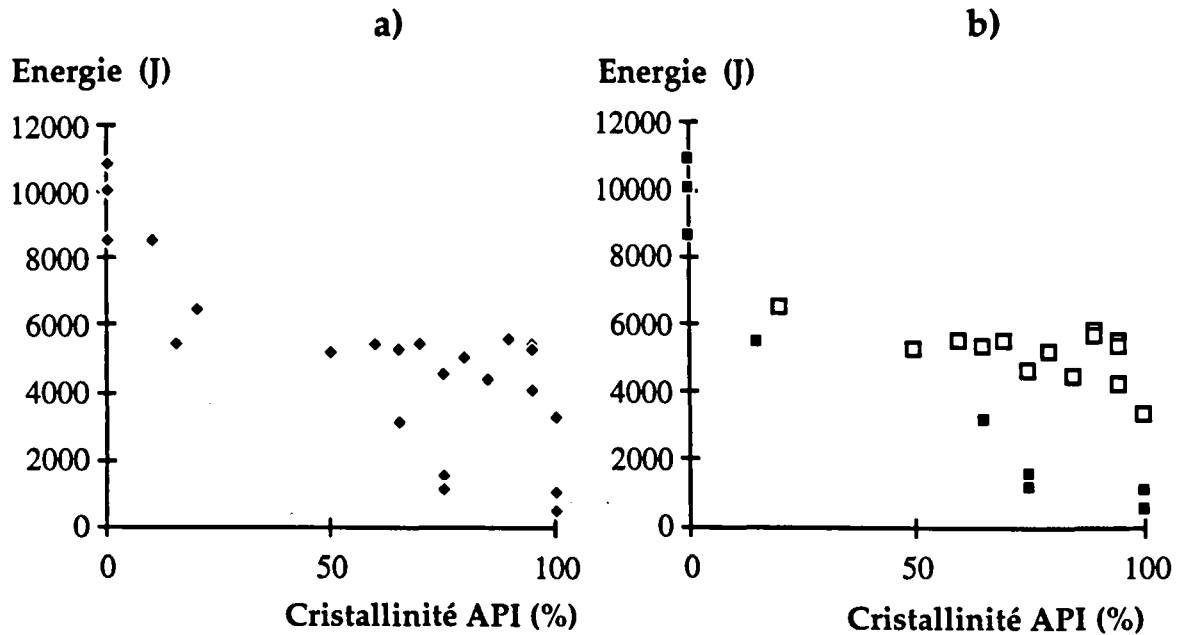


**Figure III-9 :** Correspondance énergie/cristallinité pour l'acier B :

a) Ensemble des résultats expérimentaux : estimation visuelle de la cristallinité suivant la procédure API,

b) Résultats classés suivant les deux types de comportement de transition,

c) Comportement de transition du second type, pour se rapprocher de la modélisation, les seules surfaces ductiles prises en compte sont celle créées par la propagation de la première fissure ductile (les lèvres de rupture ductile sont négligées).



♦ Tous essais confondus

■ Comportement du 1° type

□ Comportement du 2° type

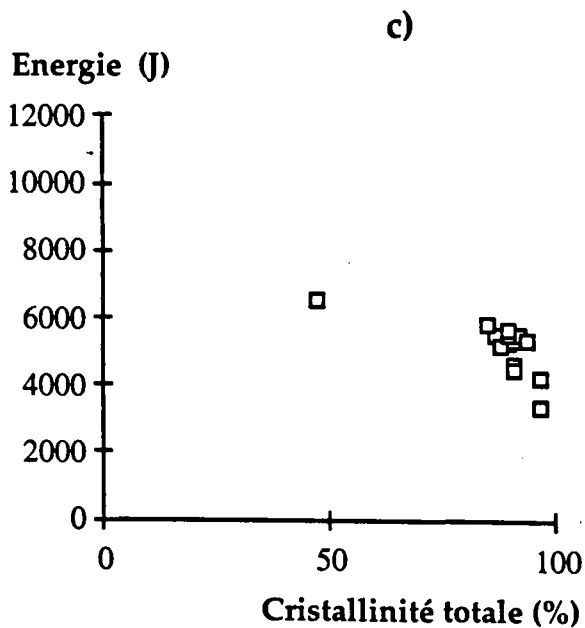
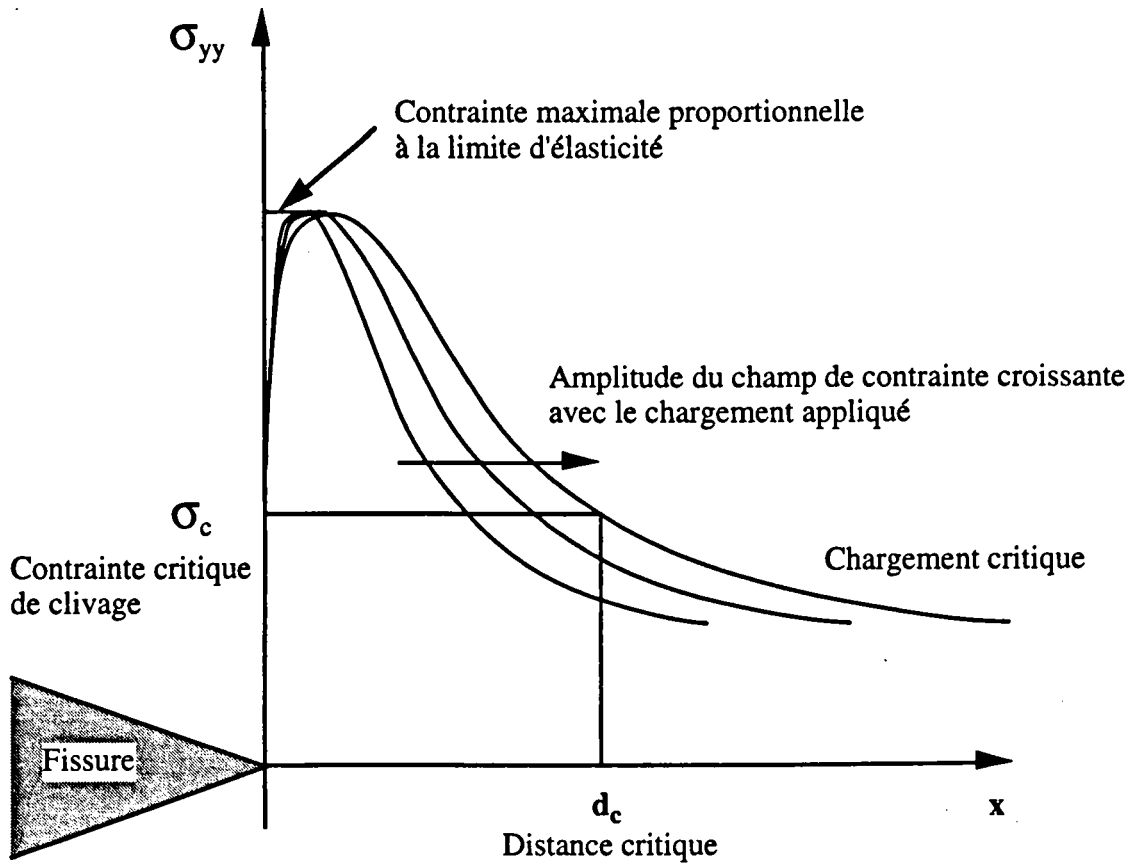


Figure III-10 : Critère de rupture fragile proposé par Ritchie, Knott et Rice [RKR]



**Figure III-11 : Prédiction de ténacité à l'aide d'un critère local de rupture : principe et facteurs d'influence. Les facteurs dépendants de la microstructure sont soulignés.**

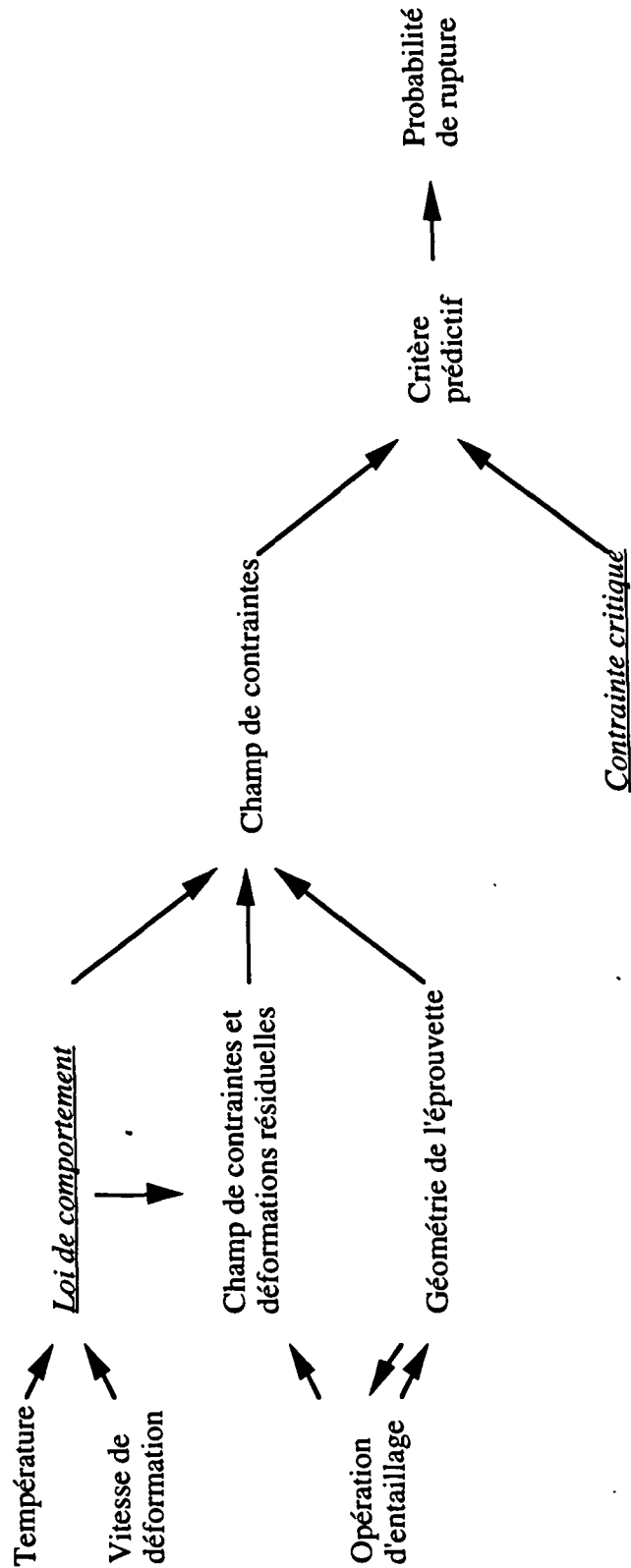
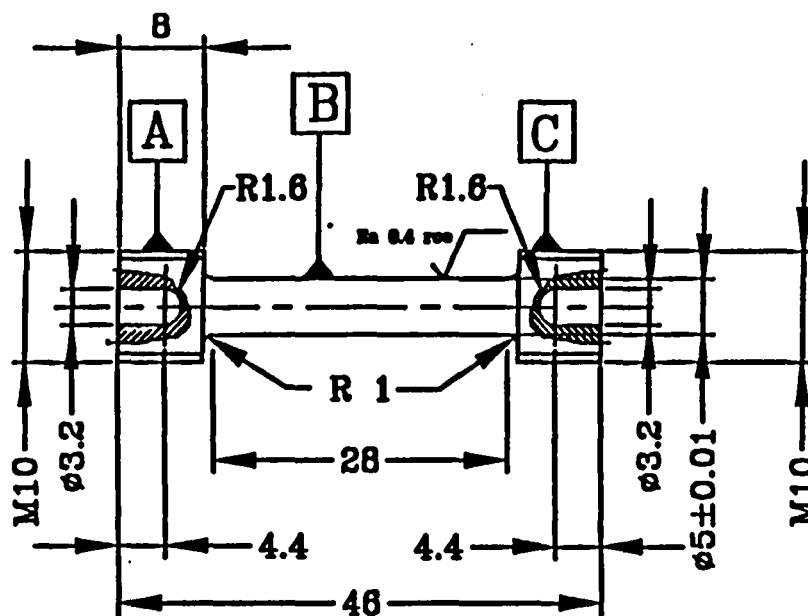




Figure III-12 : Eprouvettes de traction à basse température.

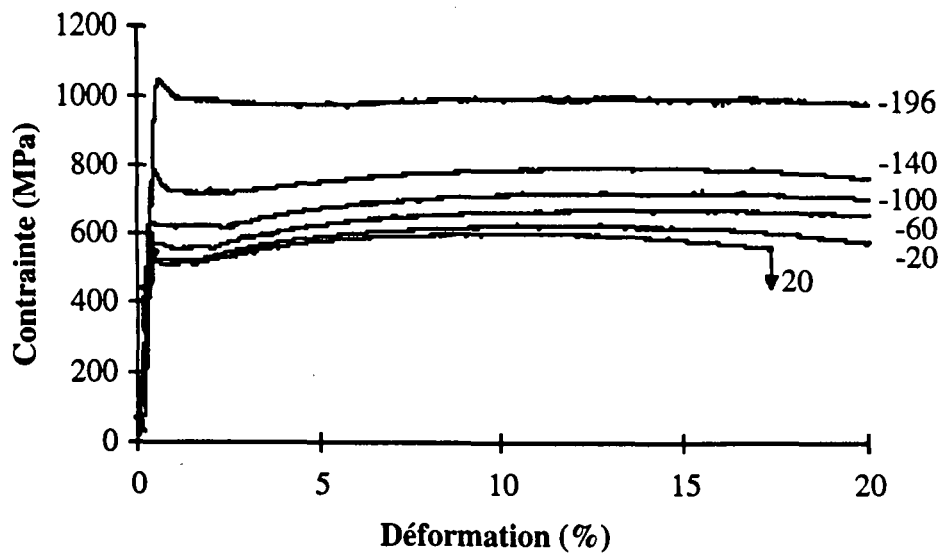


			B	∩	0.005	
A	B	C	⊙		0.01	Avant filetage
			≡		0.01	

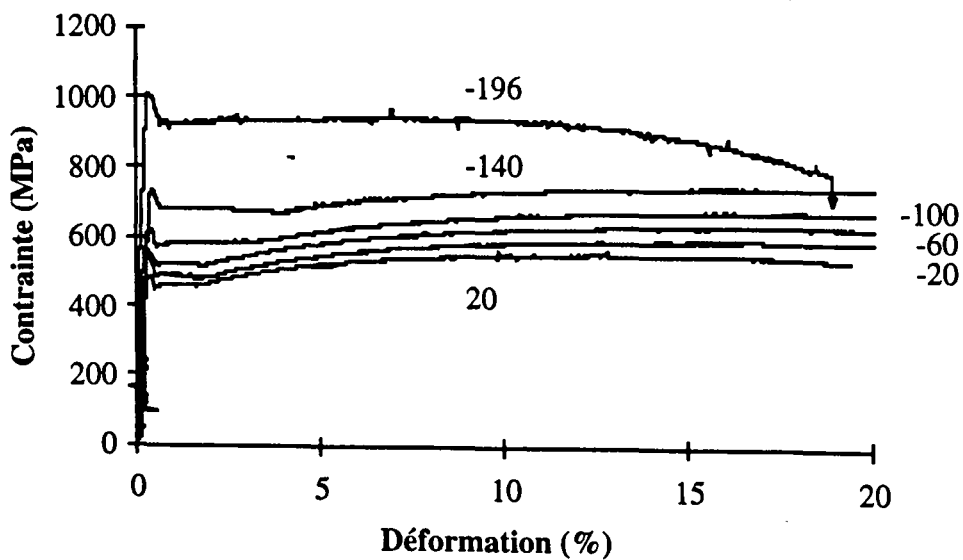
Ch/rayon: 0.2  
 Ra 1.6 sauf indication contraire  
 Tol generale ±0.1

**Figure III-13 :** Courbes de traction à basse température pour les deux aciers. La longueur de base de l'extensomètre est de 20 mm. Les allongements mesurés ici sont donc supérieurs à ceux donnés dans les tableaux III-2 et III-3. Compte tenu de la course de l'extensomètre, seules les déformations inférieures à 20% peuvent être mesurées.

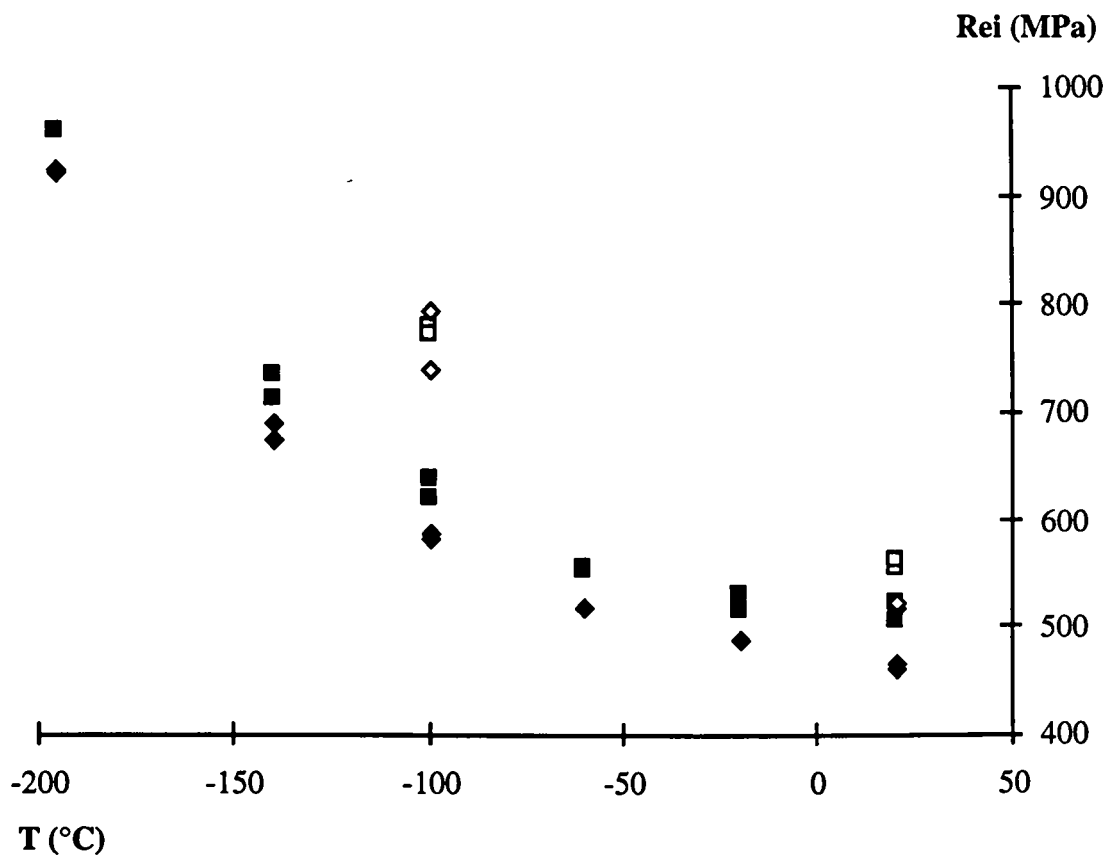
a) Acier A



b) Acier B



**Figure III-14 :** Evolution de la limite d'élasticité inférieure avec la température aux deux vitesses de déformation :  $7,7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (essais dynamiques)  
 $5,6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  (essais quasi-statiques)



■ Acier A, essais quasi-statiques

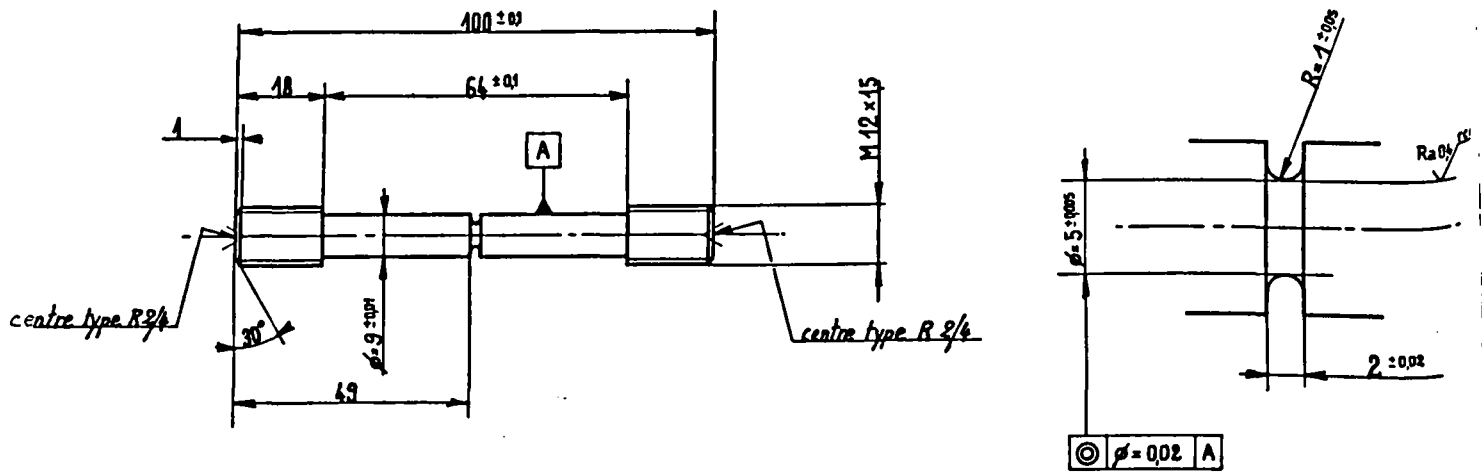
□ Acier A, essais dynamiques

◆ Acier B, essais quasi-statiques

◇ Acier B, essais dynamiques

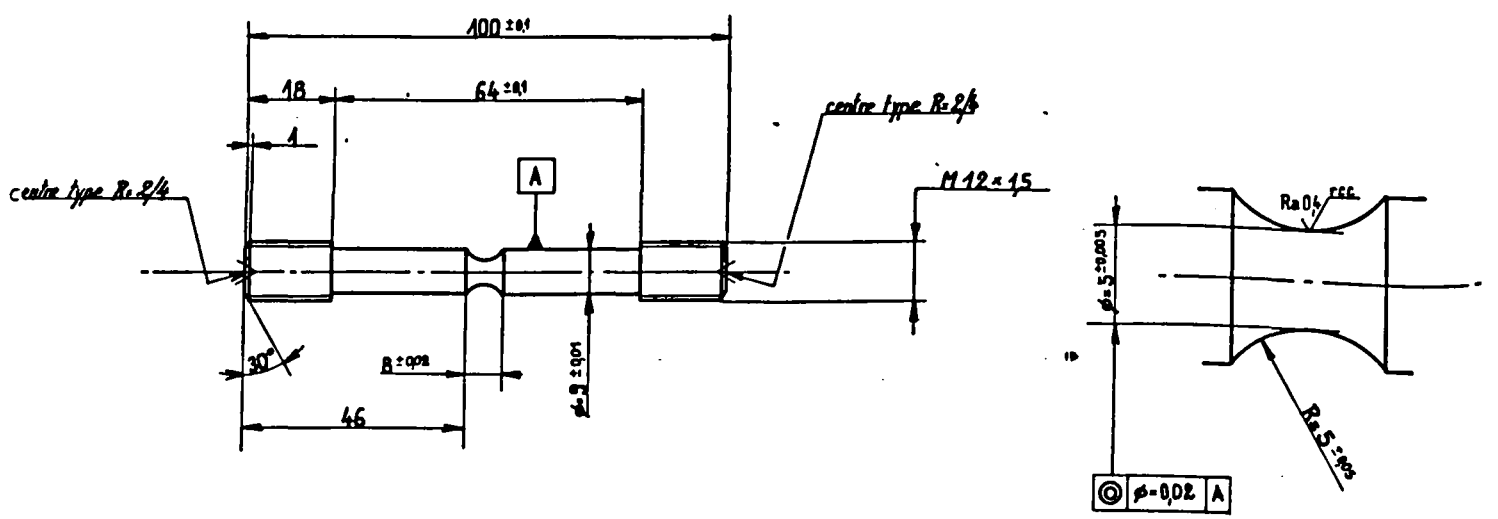
Figure III-15 : Eprouvettes axisymétriques entaillées

a) Eprouvette de type AE2-50 (AE2 : éprouvette avec un diamètre utile de 10 mm et un rayon d'entaille de 2 mm; AE2-50 : éprouvette 50% plus petite que l'éprouvette AE2 soit diamètre utile 5 mm et rayon d'entaille 1mm)



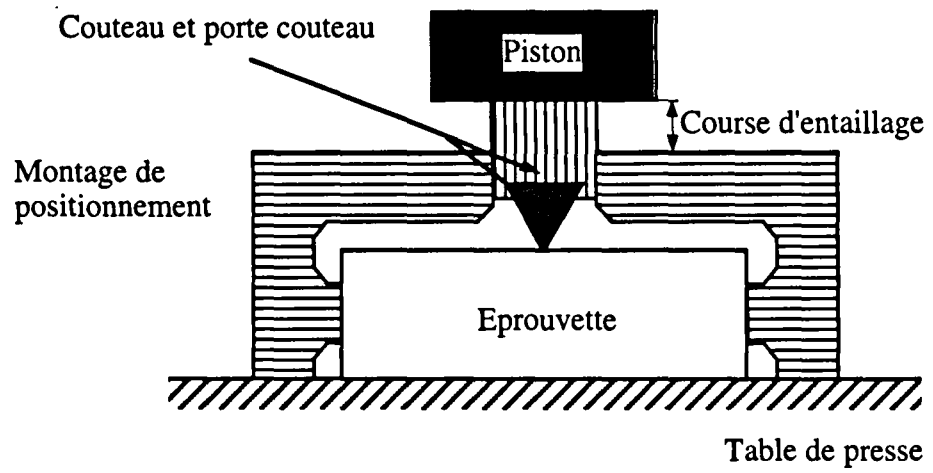
tolérances générales : ± 0,1  
chanfreins et rayons = 0,2

b) Eprouvette de type AE10-50

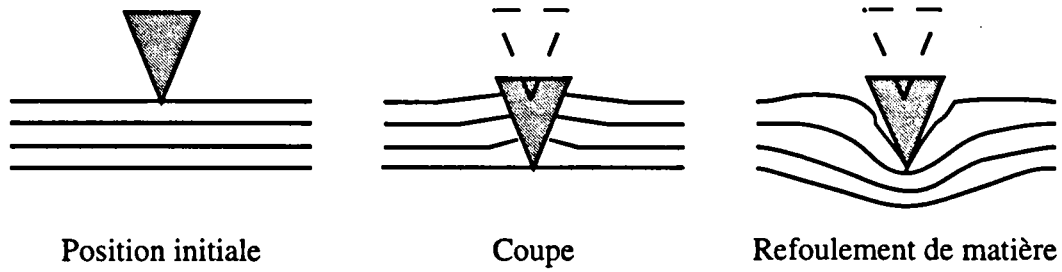


tolérances générales : ± 0,1  
chanfreins et rayons = 0,2

**Figure III-16 : Schéma du dispositif d'entaillage**



**Figure III-17 :** *Les deux modes idéaux de pénétration du couteau : la coupe et le refoulement de matière.*



**Figure III-18 :** *Mode de pénétration du couteau observé expérimentalement*

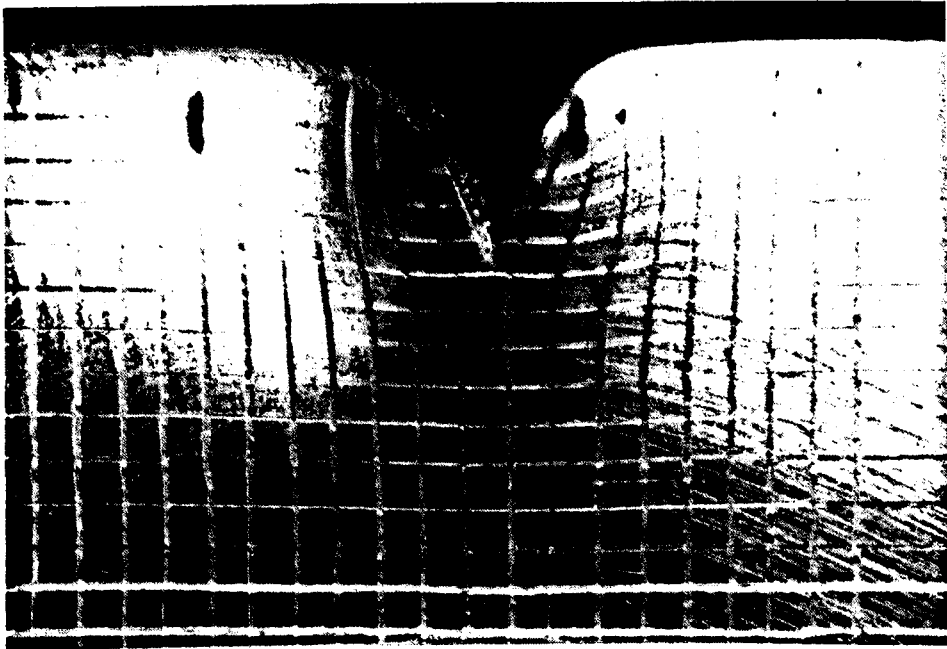
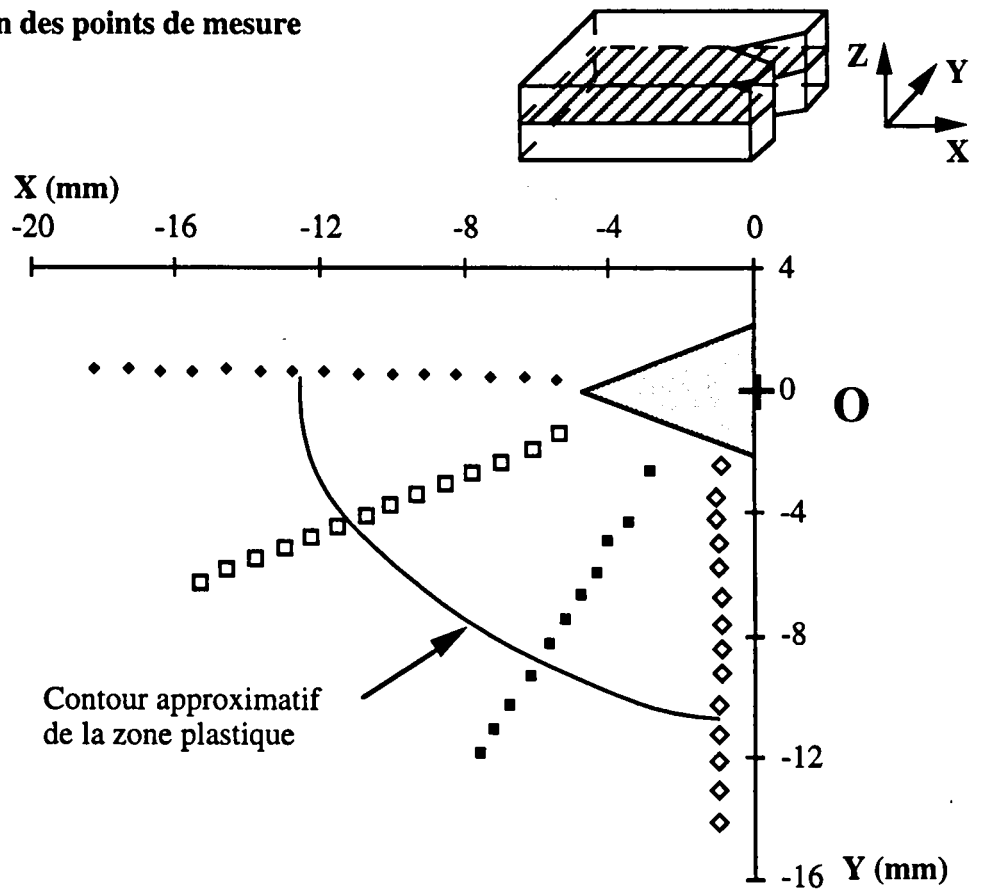
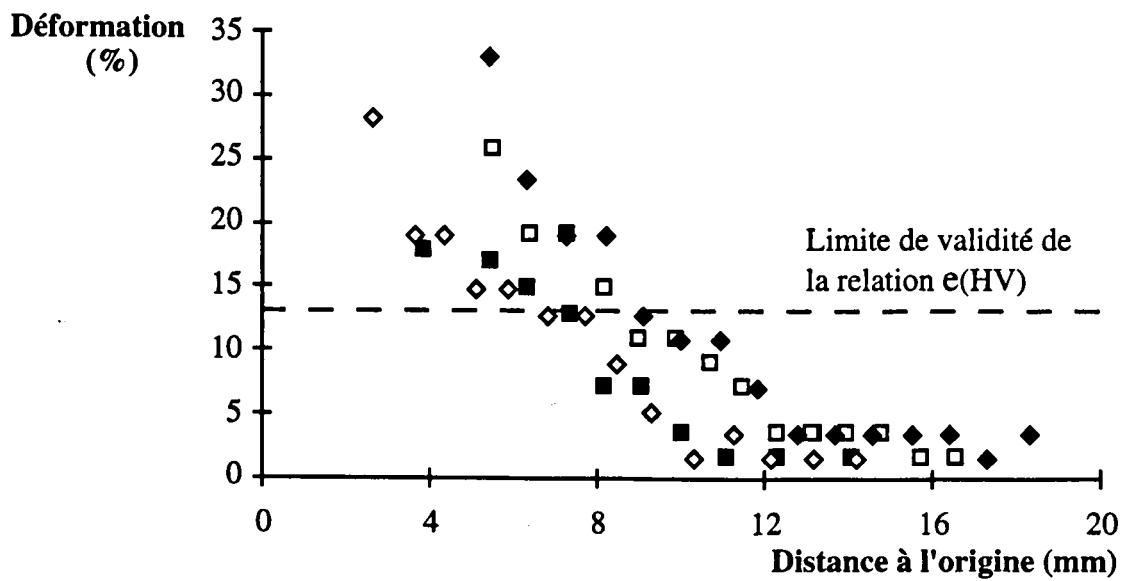


Figure III-19 : Estimation des déformations au voisinage de l'entaille par mesures de dureté

a) Position des points de mesure



b) Déformations calculées



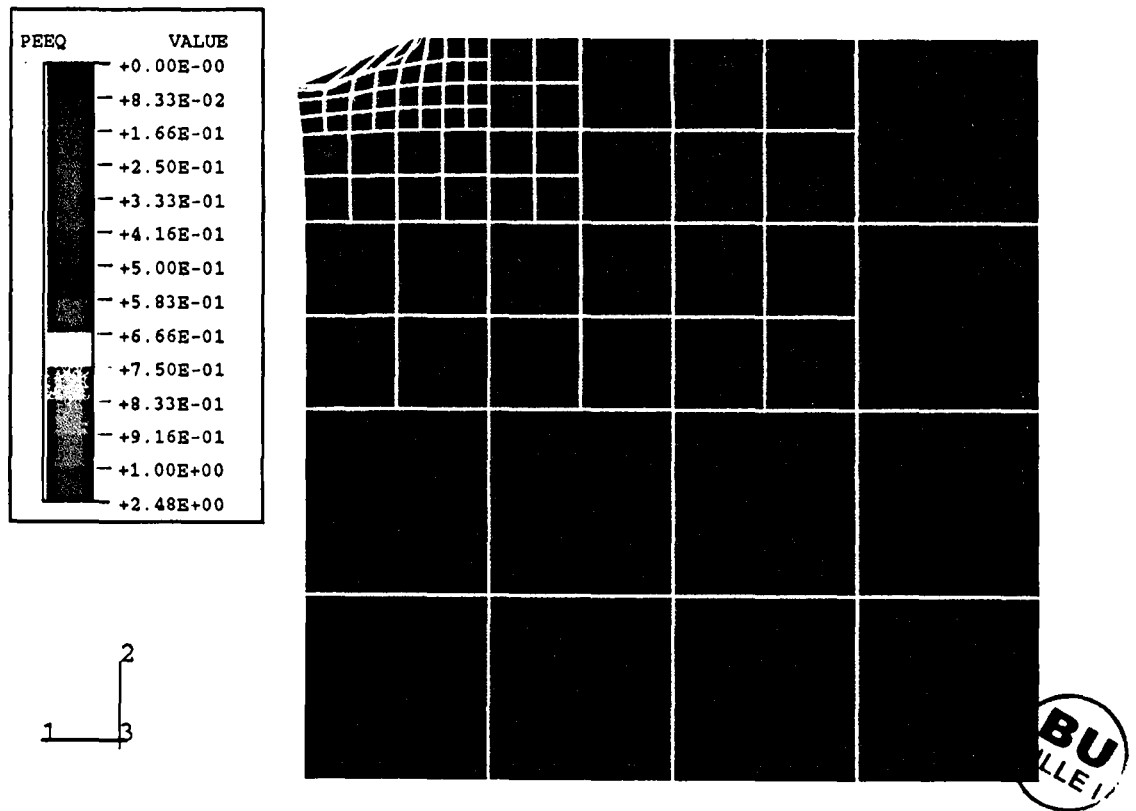


3





**Figure III-20 :** *Champ des déformations résiduelles au voisinage de l'entaille, estimé par un calcul par éléments finis*



**Figure III-21 :** *Champ des contraintes résiduelles dans la direction Y au voisinage de l'entaille estimé par un calcul par éléments finis*

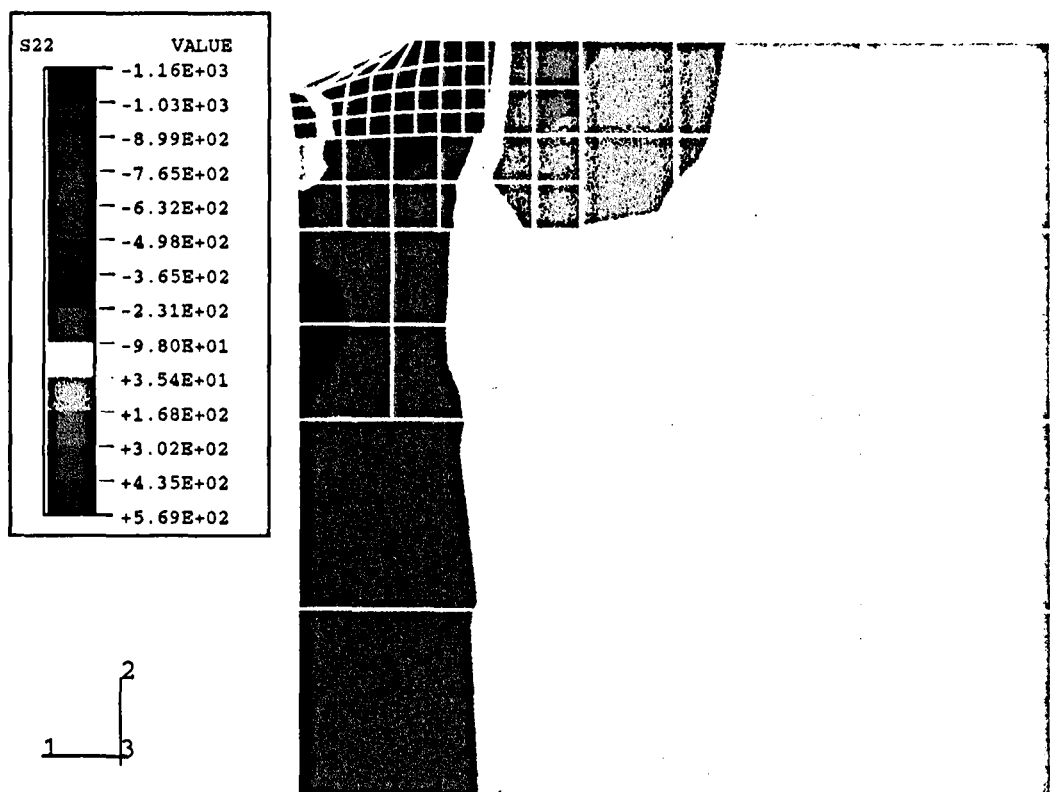


Figure III-20 : Champ des déformations résiduelles au voisinage de l'entaille, estimé par un calcul par éléments finis

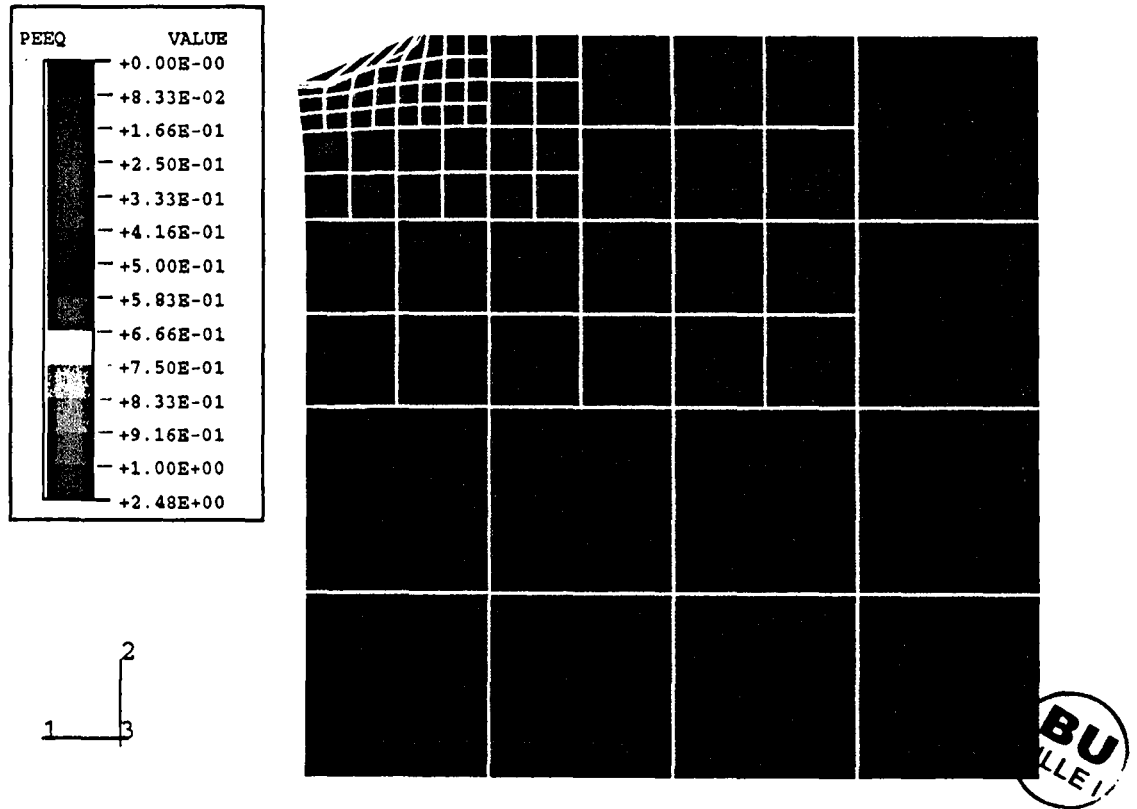
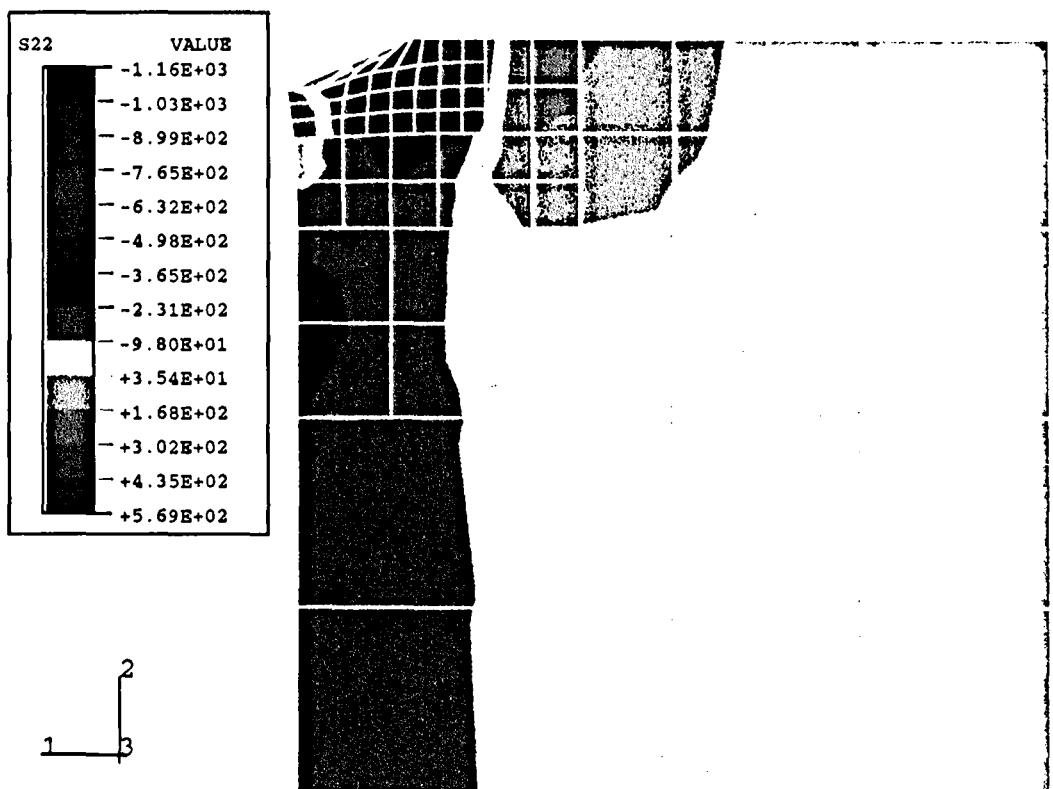
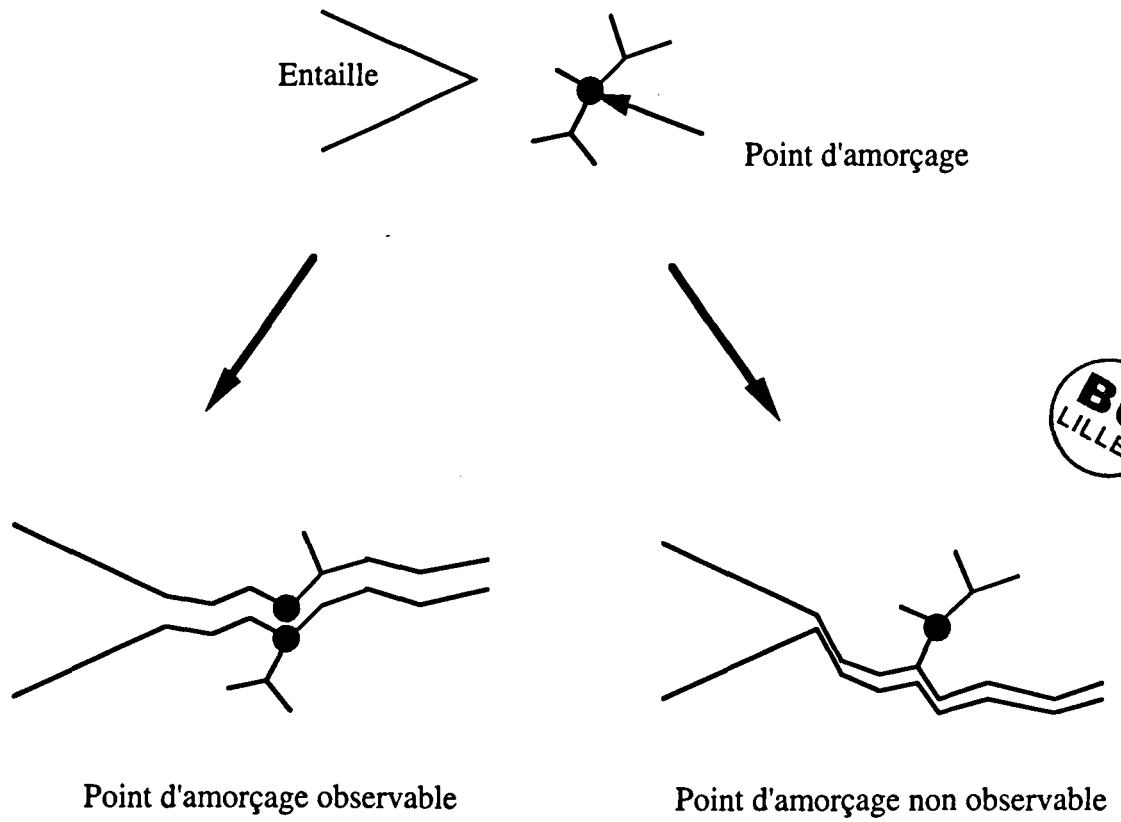


Figure III-21 : Champ des contraintes résiduelles dans la direction Y au voisinage de l'entaille estimé par un calcul par éléments finis

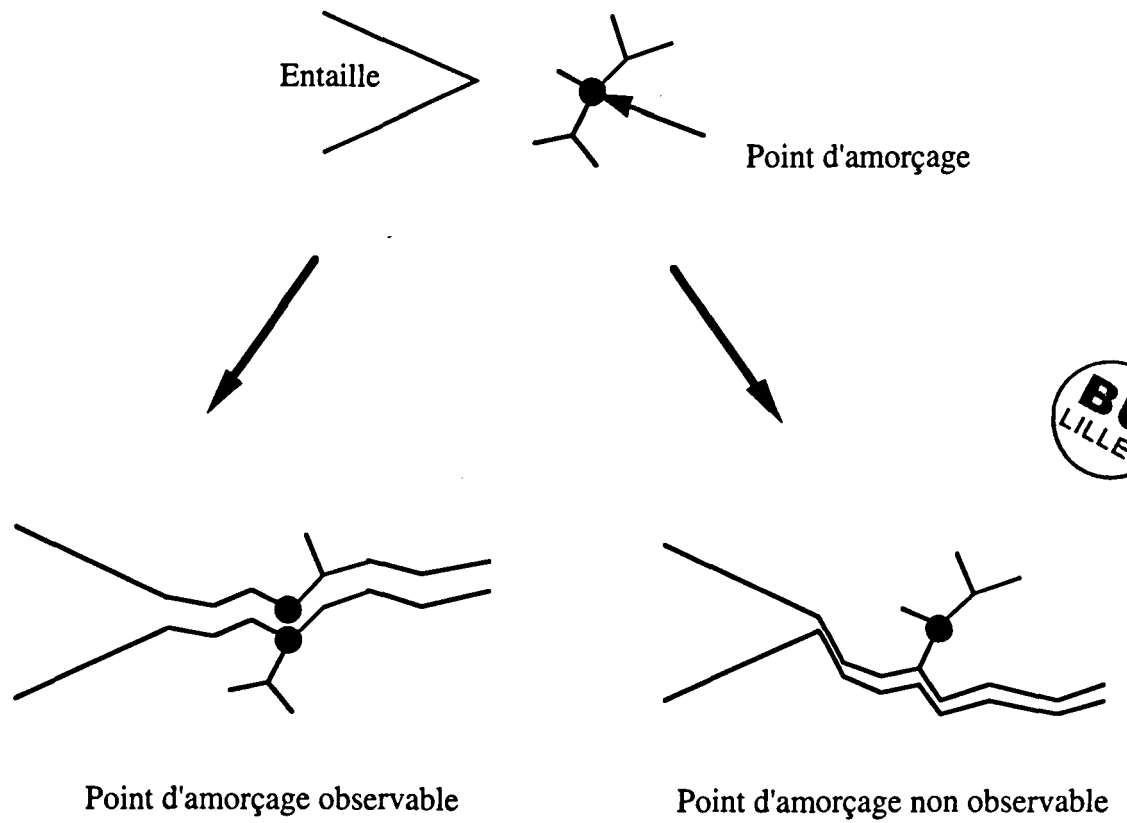




**Figure III-22 :** Influence de la ramification de fissure sur les conditions d'observation du point d'amorçage de fissure fragile

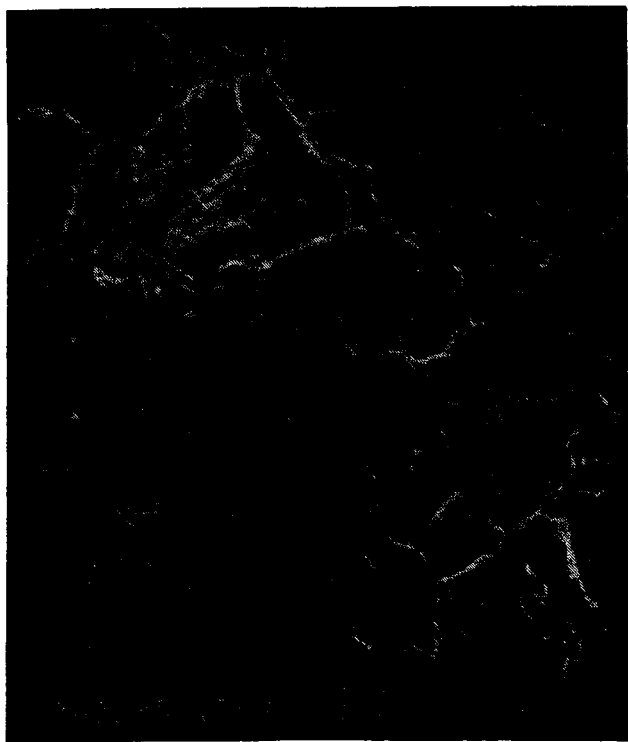


**Figure III-22 : Influence de la ramification de fissure sur les conditions d'observation à point d'amorçage de fissure fragile**

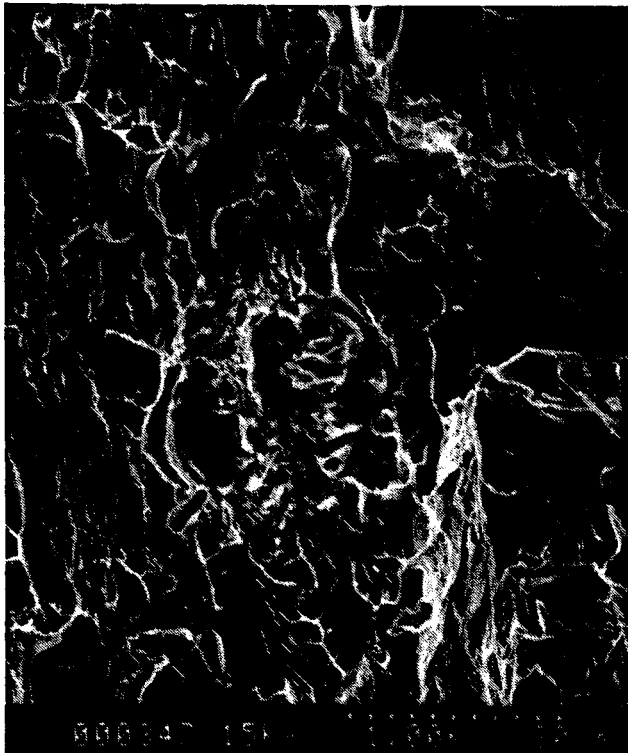


**Figure III-23 : Matériau A : points d'amorçage de la fissure fragile**

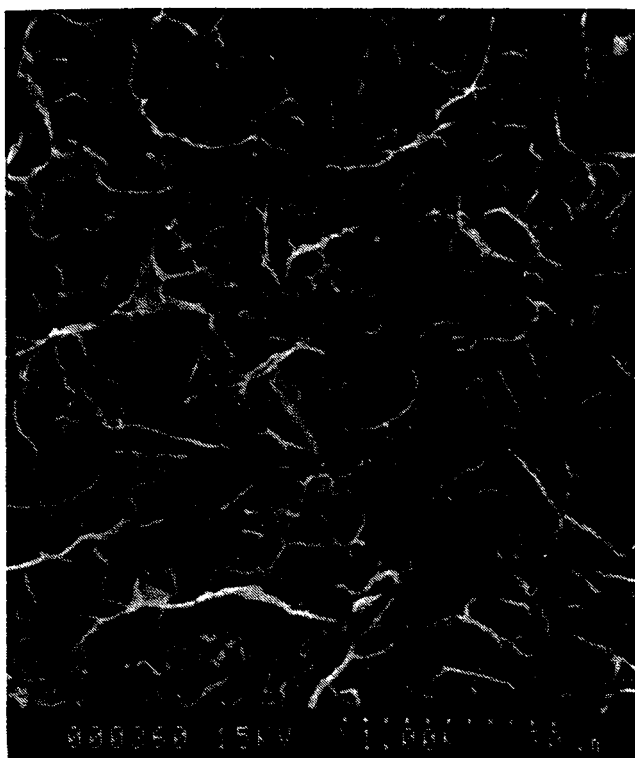
**Eprouvette 3 : amorçage de la fissure sur une inclusion**



**Eprouvette 5 : amorçage de la fissure sur une inclusion**



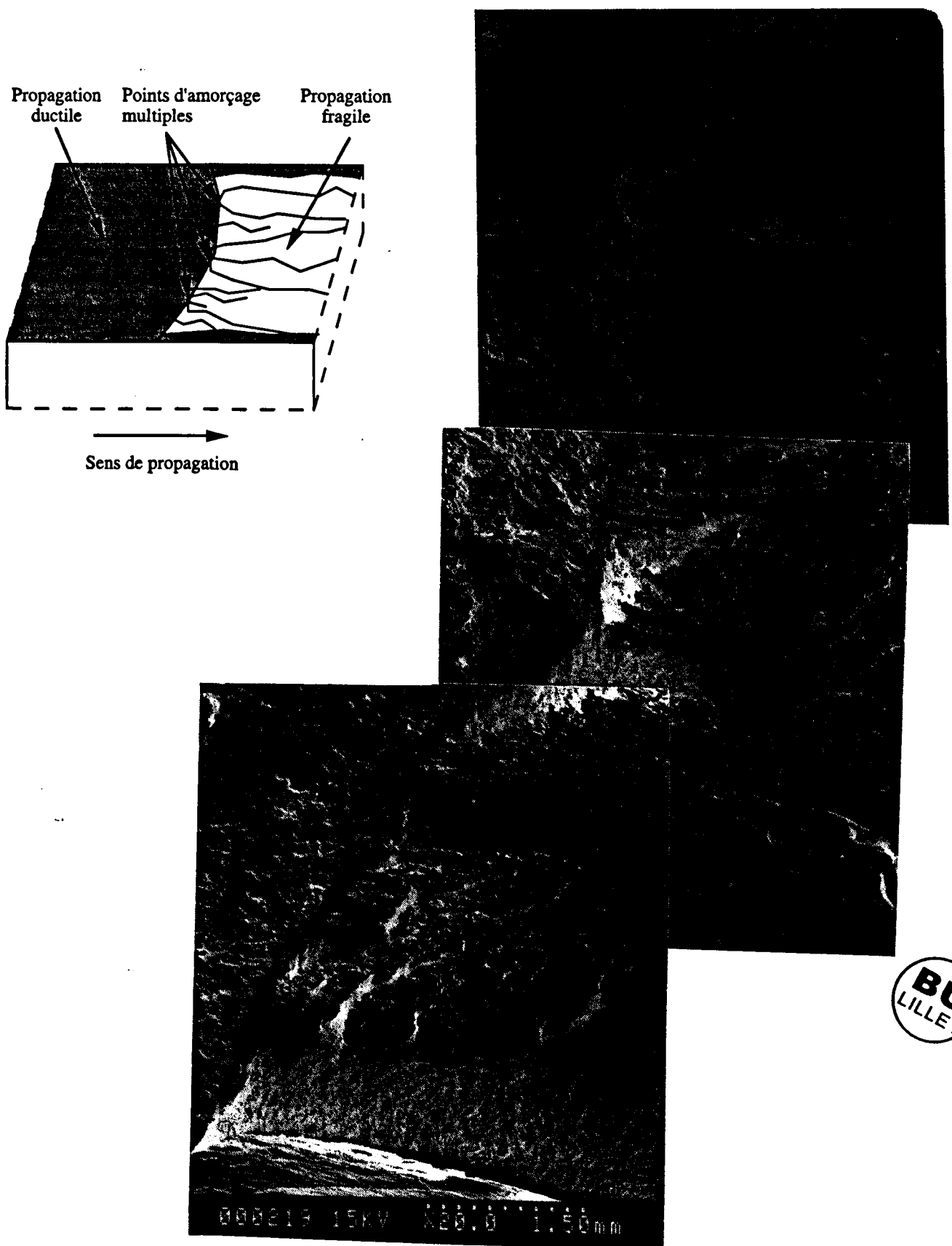
**Eprouvette 12 : amorçage ponctuel**



**Eprouvette 15 : zone d'amorçage de fissure**



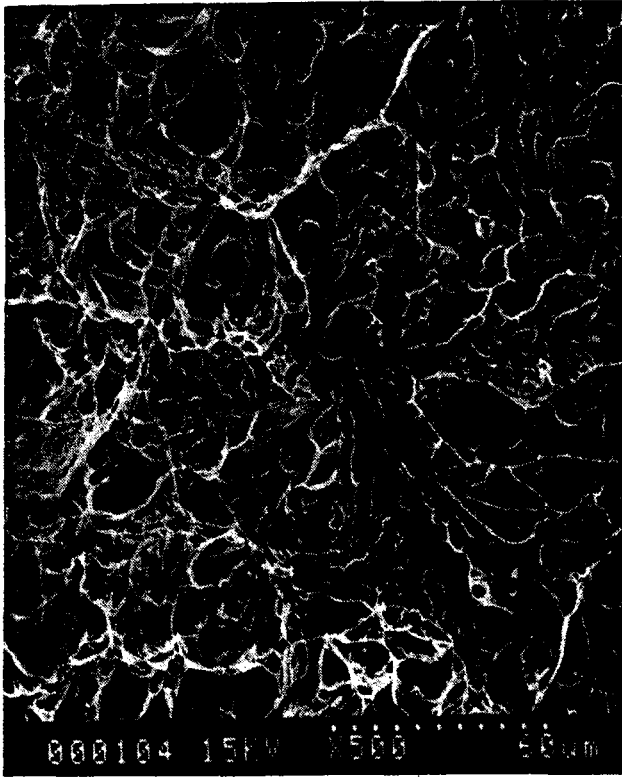
Figure III-24 : Matériau B : drapé à l'amorçage de la fissure fragile (éprouvette 45)



**Figure III-25 : Matériau B : points d'amorçage de la rupture fragile**

**Eprouvette 45 : amorçage ponctuel**

**Détail**



**Eprouvette 45 : autre amorçage ponctuel**

**Détail**

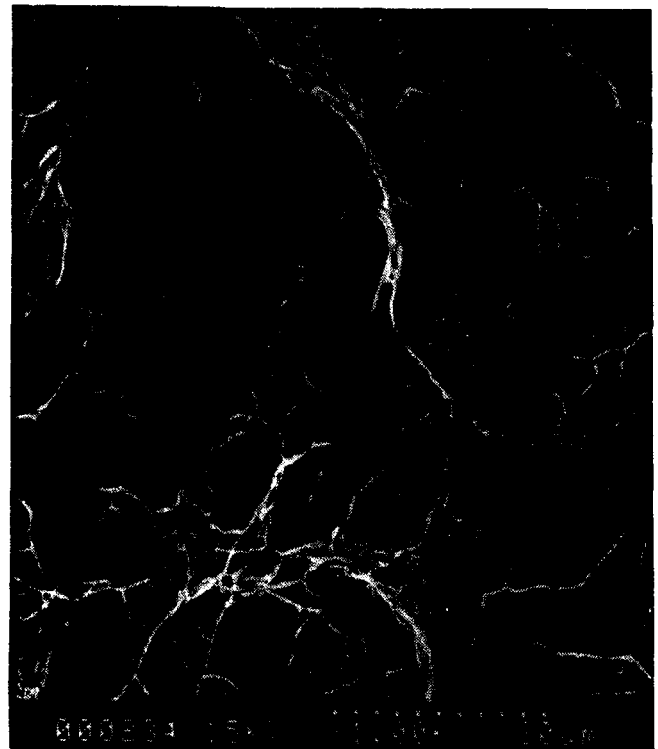
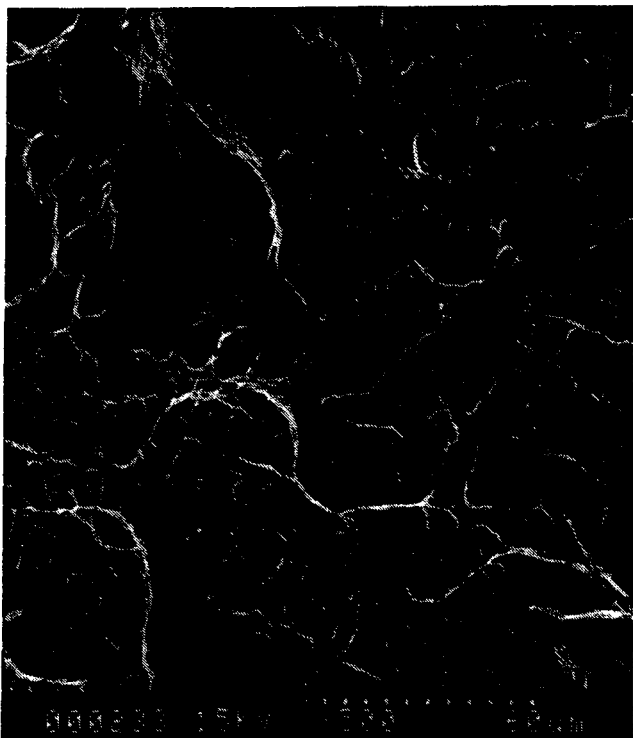




Figure III-26 : Matériau B : point d'amorçage non observable (éprouvette Charpy, repère 7)

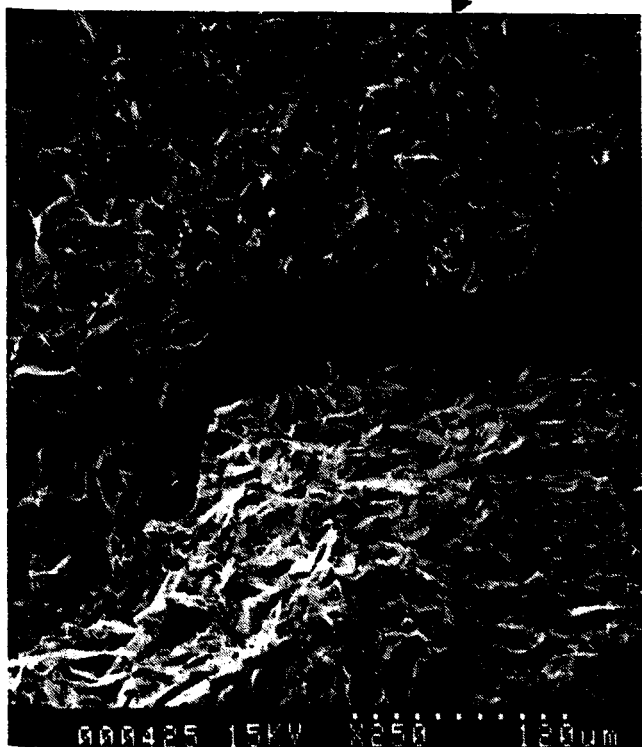
Zone amorce

Entaille



Détail

Détail



**Figure III-27 : Matériau B : grandes facettes de clivage à proximité du point d'amorçage de la fissure fragile (éprouvette Charpy, repère 12)**

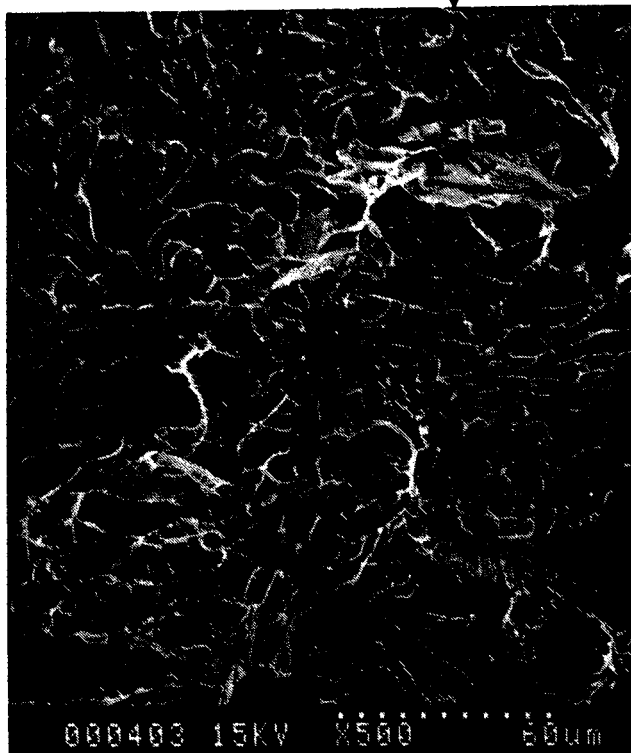
Zone d'amorçage



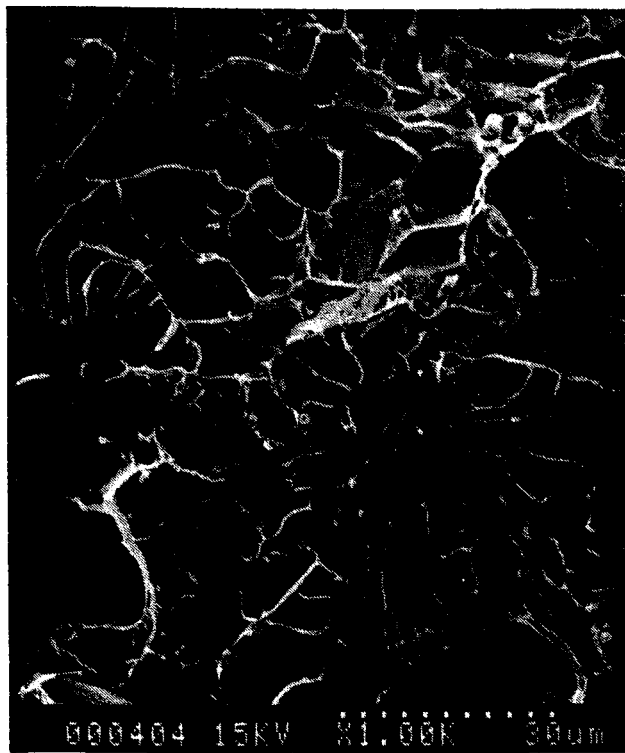
Détail des grandes facettes de clivage



Détail du point d'amorçage

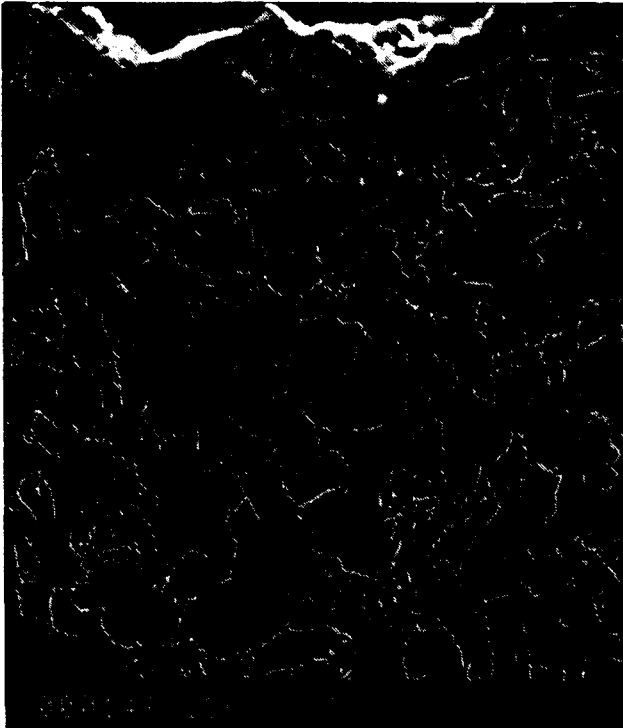


Détail



**Figure III-28 : Matériau B : observation des clivages jalons (éprouvette 53, coupe perpendiculaire à la surface de rupture, attaque Nital)**

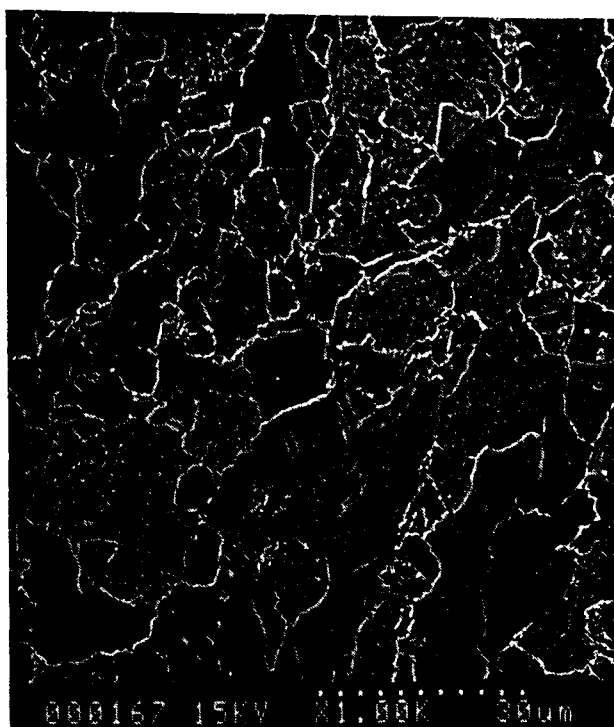
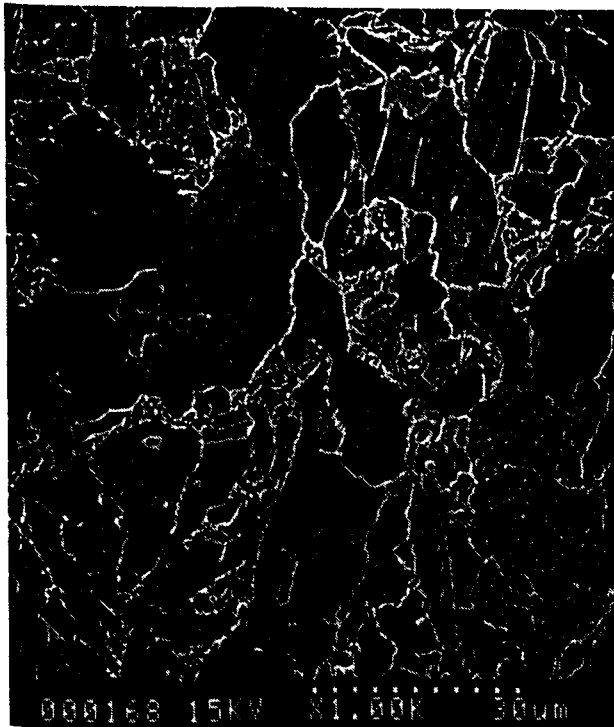
Surface de la cassure



Détail



BU  
ILLEI

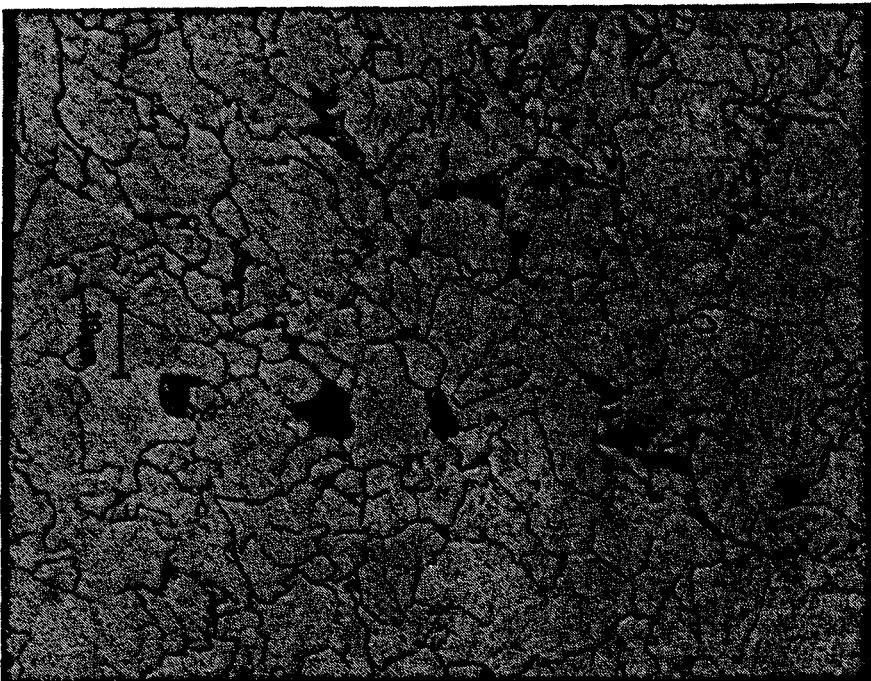


**Figure III-29 : Matériau B : hétérogénéité microstructurale**

Eprouvette 6 : zone ferritique à grains fins

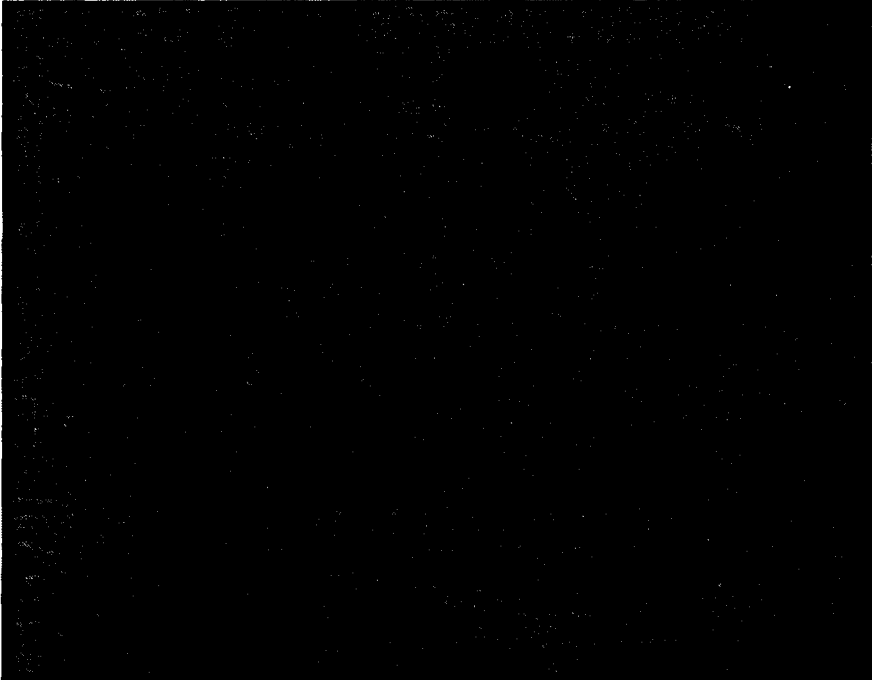


Eprouvette 52 : zone ferrito-perlitique



**Figure III-30 : Matériau B : hétérogénéité microstructurale**

Eprouvette 52 : gros grains ferritiques



Eprouvette 51 : gros grains ferritiques

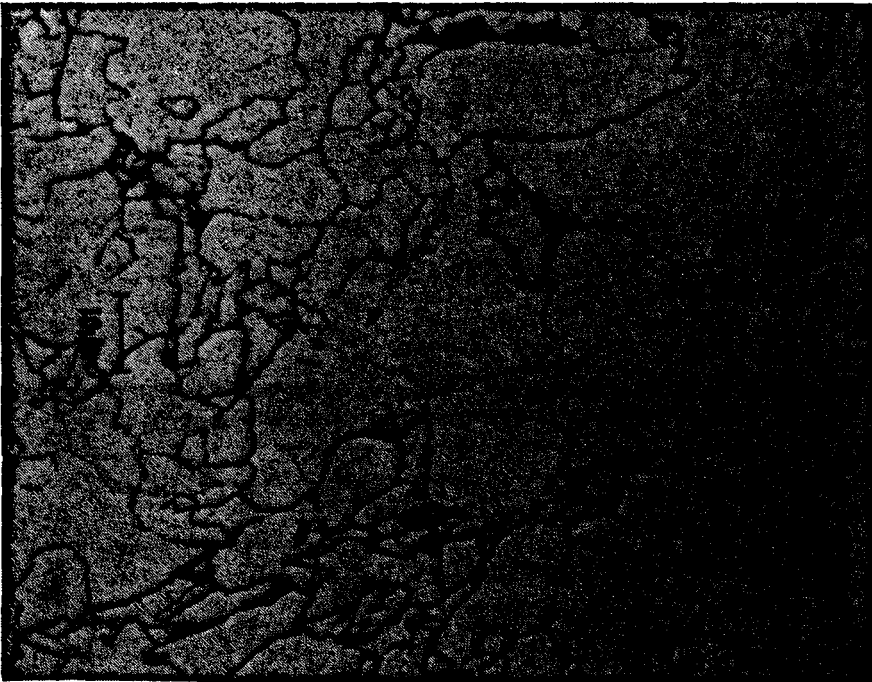


Figure III-31 : Evolution de la contrainte critique de clivage ( $\sigma_f$ ) en fonction de la taille de grain ferritique ( $d$ ), [CUR80]

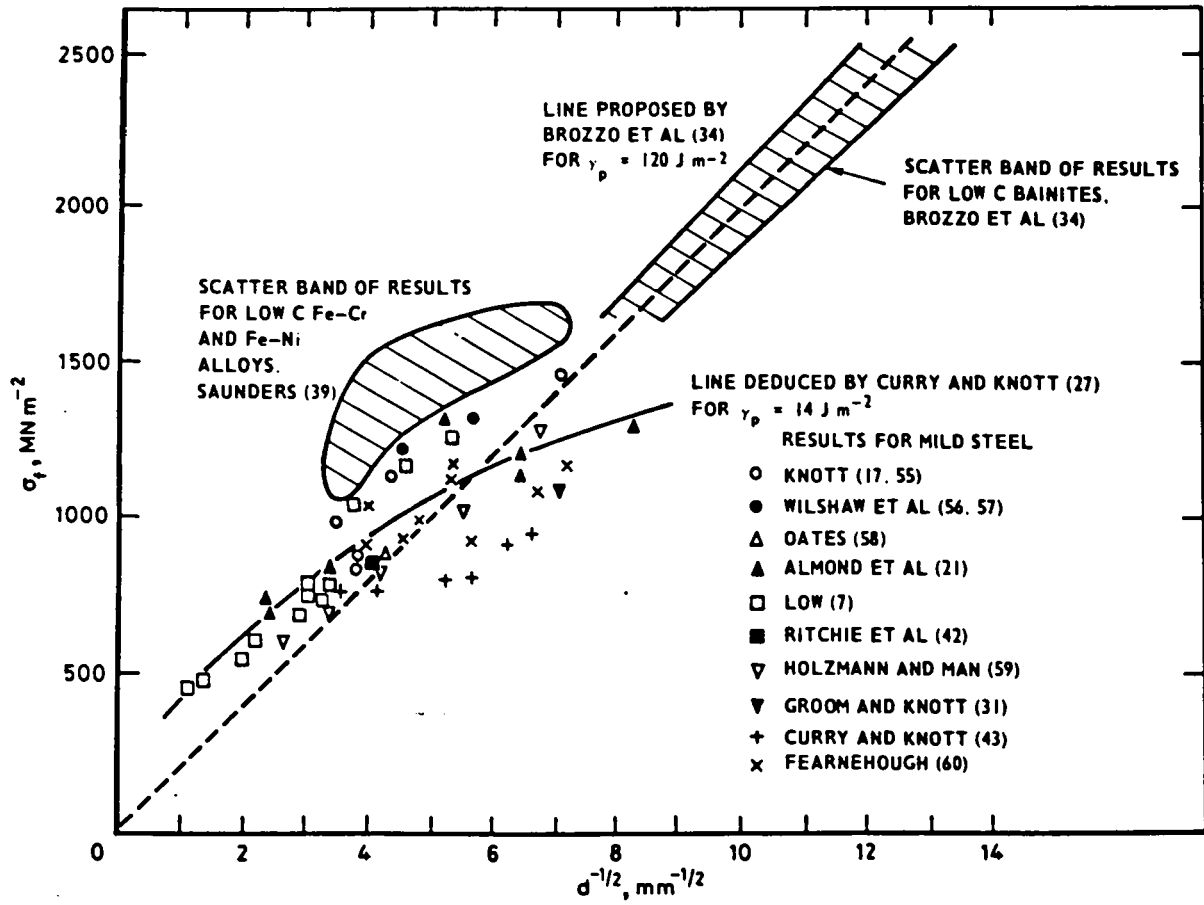


Figure III-32 : Résultats des mesures de taille de grain ferritique pour le matériau A

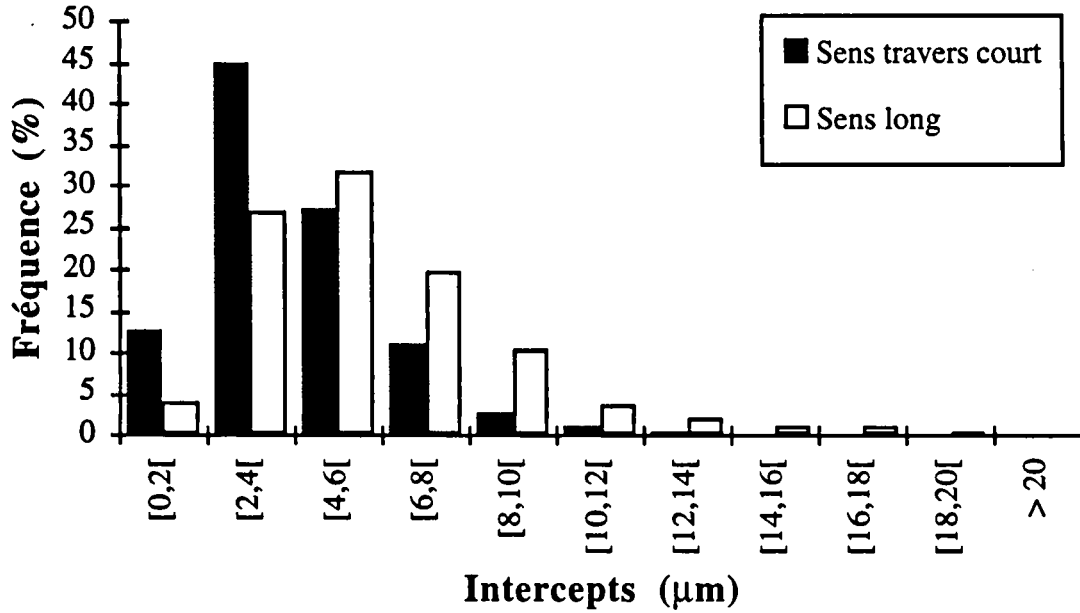
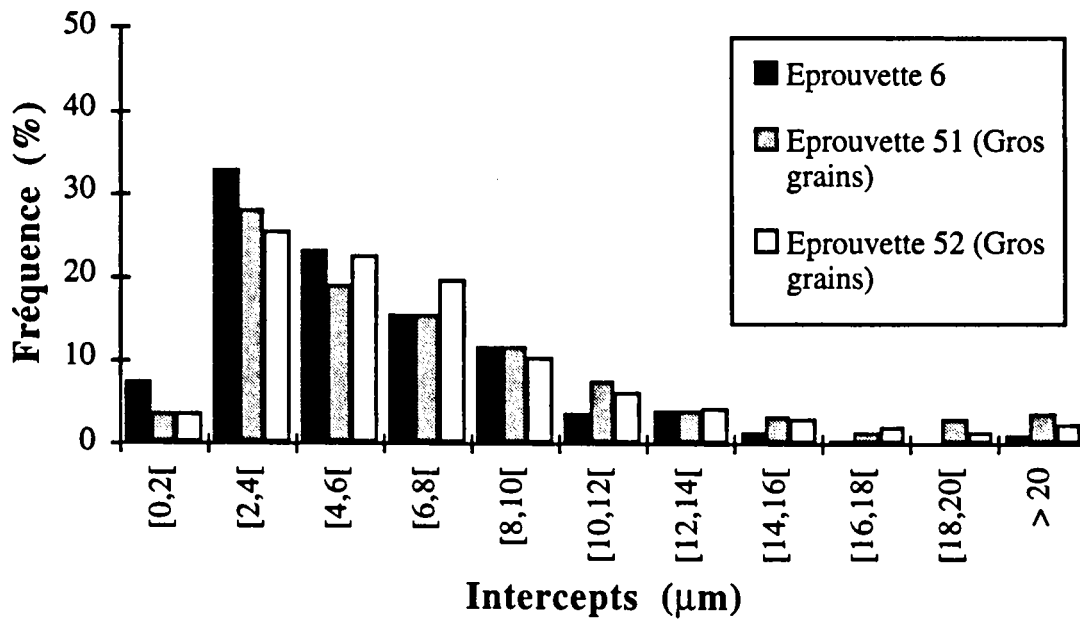


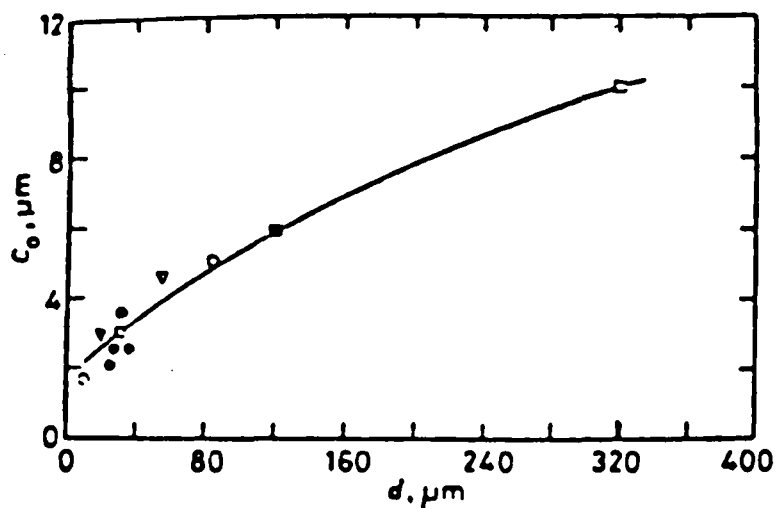
Figure III-33 : Résultats des mesures de taille de grain ferritique pour le matériau B



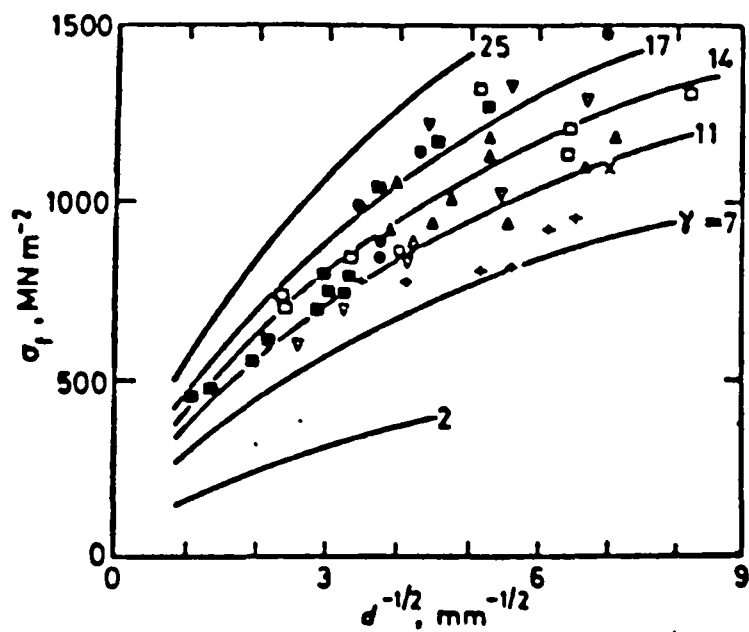
**Figure III-34 : Influence de la taille des carbures sur la contrainte critique de clivage :**

*a) relation entre taille des grains ferritiques ( $d$ ) et taille des carbures ( $c_0$ )*

*b) contrainte critique de clivage calculée à partir de la taille des carbures (formule III-6) et présentée en fonction de la taille de grain ferritique en utilisant la relation présentée en a), estimations pour différentes valeurs de l'énergie de rupture surfacique  $\gamma$  et confrontation avec divers résultats expérimentaux, [CUR78], [HAH84].*



(a)



(b)



## **ANNEXES**



# ANNEXE A1

## FISSURATION BRUTALE D'UNE CONDUITE : MOYENS D'ETUDE EXPERIMENTALE ET CRITERE D'ARRET DE FISSURE

### 1. Contexte

L'éclatement en service d'une conduite est un phénomène très complexe. Il s'agit d'un événement brutal, affectant une structure de grandes dimensions. Son étude mêle deux champs de la mécanique : la mécanique de la rupture et la mécanique des fluides. Dans ce domaine, l'approche expérimentale, à l'aide d'essais d'éclatement de tubes, a longtemps été la principale source d'enrichissement des connaissances. Ces données seront utilisées dans cette annexe pour illustrer le phénomène d'éclatement d'une conduite. L'application de ces résultats à l'établissement d'un critère d'arrêt de fissure sera également abordée dans le cas d'une fissure ductile

### 2. Description d'une installation d'essai d'éclatement de tubes.

On peut, par exemple, trouver une installation de ce type au centre de recherches de **British Gas** : British Gas Corporation Engineering Research Station à Newcastle upon Tyne. On trouvera une description détaillée de cette installation dans un rapport de l'European Petroleum Research Group (EPRG) [RIE81]. Elle est schématisée sur la figure A1-1 et succinctement décrite ci-dessous.

La partie centrale de l'installation est destinée à l'essai proprement dit. Elle a une longueur de 60 m, ce qui permet de tester simultanément plusieurs tubes. Ceux-ci sont soudés les uns aux autres et enterrés, dans des conditions identiques à celles d'une conduite réelle. Des dispositifs d'arrêt de fissure protègent les extrémités de l'installation qui servent à la mise en pression du tube. Ces parties fixes sont renforcées par des blocs d'ancrage qui servent de renforts permettant d'éviter que ces parties de l'installation ne soient affectées par les cycles répétés de compression et décompression.

Pour que l'essai soit réaliste, la dépressurisation à laquelle sont soumis les tubes testés doit être identique à la dépressurisation d'une installation réelle de longueur infinie. Il faut donc que la longueur de l'installation soit suffisante pour que l'onde de dépressurisation ne se réfléchisse

sur les extrémités de l'installation qu'après l'arrêt de rupture dans la portion d'essai. Ceci explique la longueur importante des extrémités fixes de l'installation.

### **3. Instrumentation et conduite de l'essai**

La complexité et le coût d'un essai de ce type imposent une instrumentation très complète pour retirer d'un essai le maximum d'informations. Des enregistrements sont effectués en de nombreux points de mesure répartis tout au long de la section d'essais. Les principales grandeurs mesurées sont : la vitesse de propagation de fissure, la pression interne du tube et les déformations des parois du tube.

La longueur de la section centrale de l'installation permet de placer bout à bout 4 à 6 tubes. On teste simultanément plusieurs tubes de ténacités différentes. La ténacité est préalablement mesurée par essai Charpy sur des éprouvettes prélevées dans le tube<sup>1</sup>. Les tubes doivent alors être classés pour que la fissure se propage dans des tubes de ténacité croissante, avant d'être éventuellement arrêtée par un tube de ténacité suffisante. On a ainsi un encadrement de la ténacité nécessaire pour arrêter la fissure.

Pour amorcer la rupture, on réalise une entaille partiellement débouchante sur la paroi extérieure du tube d'amorçage, à mi-longueur de celui-ci. Pendant la mise en pression de l'installation, cette entaille est refermée par une plaque de renfort additionnelle. Pour amorcer brutalement la rupture, on détruit cette plaque en mettant à feu une petite charge explosive. Remarquons qu'on obtient ainsi deux fissures, chacune se propageant vers une extrémité du tube. Le tube d'amorçage est un tube de faible ténacité, ce qui permet d'obtenir une vitesse élevée en début de propagation de fissure.

Dans le cas présent et comme pour la majorité des problèmes de recherche industriels récents, on étudie la propagation d'une rupture ductile. En effet, du point de vue industriel, le problème de la rupture fragile a été résolu en choisissant des aciers dont la température de transition est suffisamment basse. En revanche, la prévention de la rupture ductile repose sur des modèles à base expérimentale. Le développement de nouveaux aciers impose régulièrement des campagnes de validation pour étendre cette base expérimentale aux nouvelles nuances.

---

<sup>1</sup> La résistance à la propagation de fissure d'aciers pour tubes de conduite, est généralement estimée à partir des résultats d'essais Charpy. Compte tenu de cet usage, on admettra que les résultats de l'essai Charpy peuvent fournir une estimation de la ténacité d'un acier. Le terme de "ténacité" Charpy sera donc utilisé en lieu et place de la locution exacte de résilience.

#### 4. Exemple de résultat d'essai

Les résultats d'un essai effectué par l'EPRG [RIE81] permettent de donner un ordre de grandeur des propriétés mécaniques des tubes utilisés, des pressions de service et des vitesses de propagation de fissure. Les caractéristiques mécaniques des tubes sont rassemblées dans le tableau A1-1. Les aciers des 4 tubes utilisés correspondent à la référence X65 de la classification de l'API [API90]. Le diamètre des tubes est de 914 mm, l'épaisseur de paroi de 12,7 mm.

*Tableau A1-1 : Caractéristiques mécaniques des tubes testés [RIE81]*

Référence du tube		AC 4460	AC 3726	AC 7770	AC 8344
Limite d'élasticité	(MPa)	489 *	467 *	481 *	461**
Résistance à rupture	(MPa)	589	582	561	556
Energie Charpy à 0°C *** Bande de dispersion des résultats	(J)	34 - 36	55 - 62	72 - 88	30 - 34
Energie Charpy à 0°C *** Valeurs moyennes	(J)	35	61	79	32
Contrainte circonférentielle	(MPa)	372	372	372	372
<u>Contrainte circonférentielle</u> Limite d'élasticité	-	0,76	0,80	0,77	0,80

\* Essai de traction sur éprouvette cylindrique

\*\* Valeur déterminée par un essai d'expansion d'anneau

\*\*\* Les essais Charpy sont effectués sur des éprouvettes d'épaisseur réduite à deux tiers de l'épaisseur normalisée.

Dans un tube la contrainte principale est la contrainte circonférentielle; la fissure se propage donc toujours parallèlement à l'axe du tube. Les tôles à tubes étant des produits laminés, cette direction est aussi la direction d'allongement maximal des défauts métallurgiques présents dans la tôle, ce qui y facilite d'autant la propagation de fissure.

La figure A1-2 résume les principaux résultats de cet essai. La fissure commence à se propager à grande vitesse dans le tube d'amorçage. En effet, la fissure est encore de petite taille et le gaz ne s'échappe pas librement du tube, la dépression du tube est donc limitée. Pour cet essai, la vitesse atteinte est de 250 m/s, dans le tube AC 8344. Au contraire, après quelques mètres de propagation, le gaz peut s'échapper par toute l'ouverture du tube et la pression dans le tube chute. La contrainte circonférentielle au niveau de la pointe de fissure, qui est directement proportionnelle à la pression, est donc maximale pendant les premiers mètres de propagation de la fissure.

La fissure se propage ensuite dans les autres tubes. Sa vitesse de propagation est alors fonction de la ténacité du tube traversé, elle reste généralement constante sur toute la longueur

du tube; pour le tube AC 4460, la vitesse de propagation est de 100 m/s. Si la ténacité du tube est suffisante, il pourra y avoir arrêt de la propagation, comme pour le tube AC 7770. Dans ce cas précis l'arrêt de fissure s'est accompagné d'une déformation importante de l'ensemble de la ligne de tubes. L'arrêt de fissure qui a ensuite eu lieu dans le tube AC 3726 ne peut donc être considéré comme un résultat d'essai valide.

On dispose donc de deux résultats. La fissure s'est propagée dans le tube AC 4460 qui a une énergie "Charpy" moyenne de 35 J à 0°C, et a été arrêtée par le tube AC 7770 pour lequel cette énergie était de 79 J. La compilation de nombreux résultats permet d'établir un critère d'arrêt de fissure dans un gazoduc.

## **5. Application à l'établissement d'un premier type de critères d'arrêt de fissure**

Pour l'essai décrit précédemment, la ténacité nécessaire à l'arrêt de propagation de fissure est donc comprise entre 35 et 79 J. Pour affiner ce résultat, on peut répéter l'essai avec des tubes de ténacité différente, par exemple 60 J. Les nombreux essais entrepris par divers organismes ont permis d'établir les niveaux minima de ténacité nécessaires à l'arrêt de fissure pour une grande variété de conditions de service (pression, diamètre, épaisseur de paroi, limite d'élasticité de l'acier utilisé). Ces résultats ont été compilés sous forme de bases de données [EIB93-2], [VOG95]. Ils sont généralement exploités en reportant tous les résultats dans un diagramme pression de service/ténacité, figure A1-3. Il est alors possible de tracer une frontière séparant les essais où la fissure s'est propagée de ceux où elle s'est arrêtée. De l'équation de la courbe définissant cette frontière, on tire aisément un critère prédictif permettant de calculer l'énergie de plateau Charpy nécessaire à l'arrêt de fissure à partir des conditions de service du gazoduc. Les principales équations de ce type sont présentées au paragraphe I.4.2.3.

## **6. Evolution de la pression dans le tube**

Pour permettre une analyse plus fine de l'essai, les tubes sont instrumentés notamment en vue de mesurer la pression instantanée dans le tube. Ces résultats sont présentés en figure A1-4. On peut remarquer que le début de la décompression dépend de la position du point de mesure, la célérité de l'onde de décompression étant finie. La chute de pression est très rapide dans les premières microsecondes après le passage de l'onde de décompression. La pression semble ensuite tendre vers une asymptote. La valeur de 0,29 fois la pression initiale reportée sur le graphique correspond à la valeur limite de la pression en pointe de fissure, lorsque la vitesse de propagation de la rupture tend vers zéro, formule A1-1.

Ces relevés permettent de s'assurer que la propagation et l'arrêt de la rupture ont lieu avant la réflexion de l'onde de décompression qui se traduit par un décrochement sur la courbe.

L'évolution de la pression dépend essentiellement de deux paramètres : la vitesse de propagation de la rupture et la composition du gaz transporté dans la conduite.

Pour un gaz idéal, l'évolution de la pression dans le tube peut être aisément calculée en admettant que la décompression est isentropique. Les ondes de pression se déplacent alors à vitesse constante :

$$P = P_0 \left( \frac{2}{\gamma + 1} + \frac{\gamma - 1}{\gamma + 1} \frac{V_d}{V_s} \right)^{2\gamma / \gamma - 1} \quad (\text{A1-1})$$

avec :	P	pression au front de pression
	P <sub>0</sub>	pression initiale dans la conduite
	V <sub>d</sub>	vitesse de propagation du front de pression P
	V <sub>s</sub>	vitesse du son dans le gaz à sa température et sa pression initiales <sup>2</sup>
	γ	rapport des chaleurs spécifiques du gaz, ou exposant isentropique

Cette relation rend bien compte des résultats expérimentaux tant que le fluide transporté reste sous forme gazeuse durant toute la décompression. C'est par exemple le cas pour du méthane pur. La composition des gaz transportés est généralement plus complexe. Elle peut également comprendre du dioxyde de carbone, de l'azote, et de nombreux hydrocarbonés volatils : éthane, butane, propane, hexane, ... On parle alors de gaz riches. Pour de tels composés, un état biphasé gaz-liquide peut être atteint au cours de la décompression. On parle alors de gaz humides.

On peut trouver en figure A1-5 une allure schématique de l'évolution de la pression en fonction de la vitesse de propagation de la fissure pour trois isentropiques situées dans des régions différentes du diagramme Pression, Température. Pour la courbe 1, le composé reste toujours sous forme gazeuse, l'évolution de pression est régie par l'équation (A1-1). Pour la courbe 2, on rencontre au cours de la décompression la frontière de la zone diphasée. Ceci se traduit par un palier sur la courbe de décompression. Ce phénomène est observé pour des gaz de composition plus complexe. Pour la courbe 3 on se situe dans une région où le composé est initialement liquide.

Le palier de décompression ralentit la vitesse de décompression de la conduite. En cas d'éclatement de conduite, les gaz humides sont donc beaucoup plus dangereux.

---

<sup>2</sup> En pratique de l'ordre de 400 m/s.

## 7. Application à l'établissement d'un second type de critères d'arrêt de fissure

A partir des courbes déterminées précédemment, on peut connaître la contrainte circonférentielle au voisinage de la pointe de fissure. En première approximation elle est directement proportionnelle à la pression dans le tube. On peut superposer à cette courbe la vitesse de propagation de la fissure en fonction de la contrainte circonférentielle, figure A1-6. Cette courbe a été obtenue pour un acier donné, par interpolation de résultats expérimentaux. Elle est essentiellement fonction de la ténacité du matériau. Pour des ténacités plus élevées, elle serait décalée vers des contraintes plus élevées et des vitesses plus faibles.

L'association de ces deux courbes met immédiatement en évidence un critère simple de propagation de rupture. La rupture ne peut se propager que si les deux courbes se coupent. Dans l'exemple présenté en figure A1-6, les courbes sont tangentes pour une vitesse voisine de 120 m/s, la propagation est donc possible.

On remarque que la pression nécessaire à la propagation d'une fissure ductile croît fortement avec la vitesse. La propagation d'une fissure ductile a généralement lieu à des vitesses assez faibles. Cette propagation est rendue possible, car du fait de la très grande longueur de l'installation, la pression ne décroît que lentement dans le tube. Elle ne devient jamais nulle même lorsque la fissure ne se propage pas. Par contre, la fissure fragile, qui consomme beaucoup moins d'énergie, se propage beaucoup plus vite et généralement en avant de l'onde de décompression, donc dans la partie du tube toujours soumise à la pression initiale.

A condition de pouvoir exprimer la résistance à la fissuration du matériau de façon plus simple que par une courbe pression/vitesse de fissuration, ces observations ouvrent la voie à un deuxième critère d'arrêt de fissure qui consisterait à comparer le chargement appliqué à la ténacité du matériau. Il est clair que cette approche est très prometteuse. En effet, elle repose sur une étude physique du phénomène de propagation de fissure. Il est donc vraisemblable qu'à terme ses résultats seront plus universels et plus précis que ceux issus d'une simple interpolation d'essais d'éclatement de tubes.

En revanche, elle se heurte à deux difficultés : il faut, d'une part, décrire précisément la rupture de la conduite et, d'autre part, trouver un paramètre représentatif de la ténacité du matériau.

La description de l'éclatement de la conduite peut être faite à l'aide d'un calcul par éléments finis. Un tel modèle reste lourd, car le phénomène décrit est assez complexe. Il nécessite en effet de coupler un calcul de mécanique des fluides avec un calcul de mécanique du solide.

Le paramètre choisi pour décrire la ténacité du matériau doit pouvoir être utilisé en plasticité très étendue. La taille de la zone plastique en pointe de fissure est en effet de l'ordre du mètre.



Divers paramètres ont été proposés [KAN93], [IUN94], [DEM91]. Seul le modèle développé par Kanninen [KAN93] a reçu une validation expérimentale par comparaison avec les résultats d'essais d'éclatement de tubes.

En raison de ce manque de validation expérimentale, ces approches, bien que très prometteuses, sont encore peu utilisées par les concepteurs ou opérateurs de conduites. Les méthodes de contrôle les plus utilisées sont donc encore basées sur l'utilisation de l'essai Charpy pour la prévention de la propagation de fissures ductiles.

## **8. Références bibliographiques de l'annexe A1**

- [API90] API Specification 5L "*Specification for line pipe*" 38<sup>e</sup> édition, American Petroleum Institute, mai 1990.
- [DEM91] G. Demofonti, M. Di Fant, W. Klemm "*Dynamic failure of pipe steel*" Second Progress Report ECSC N°7210.KA/319, 1991.
- [EIB93-2] R. J. Eiber, T. A. Bubenik, "*Fracture propagation for natural gaz pipeline*" Proceedings of the 9th PRC / EPRG Meeting - American Gas Association Ed. Vol. 1, Session 4 Paper 20 pp. 20-1 to 31, 1993.
- [IUN94] T. Iung "*Propagation rapide et arrêt des fissures dans les aciers pour gazoducs. Rupture par clivage et rupture ductile*" Thèse de doctorat ENSMP, 1994.
- [KAN93] M. F. Kanninen, T. B. Morrow, T. S. Grant, G. Demofonti, I. Hadley "*Development of theoretically based guidelines for the prevention of ductile fracture in gas transmission pipelines*" Proceedings of the 9th PRC / EPRG Meeting - American Gas Association Ed. Vol. 1, Session 4 Paper 22 pp. 22-1 to 20, 1993.
- [RIE81] H. A. Rietjens, G. D. Fearnehough, O. Koch, Kügler, G. H. Vogt "*Fracture behaviour of gas transmission pipeline full scale fracture tests*" Summary report ECSC N° 7210 KE 8/804 Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Janvier 1981.
- [VRE95] Von G. Re, V. Pistone, G. Vogt, G. Demofonti, D. G. Jones "*EPRG recommendation for crack arrest toughness for high strength line pipe steels*" 3R International, 34 pp 3-7, 1995.

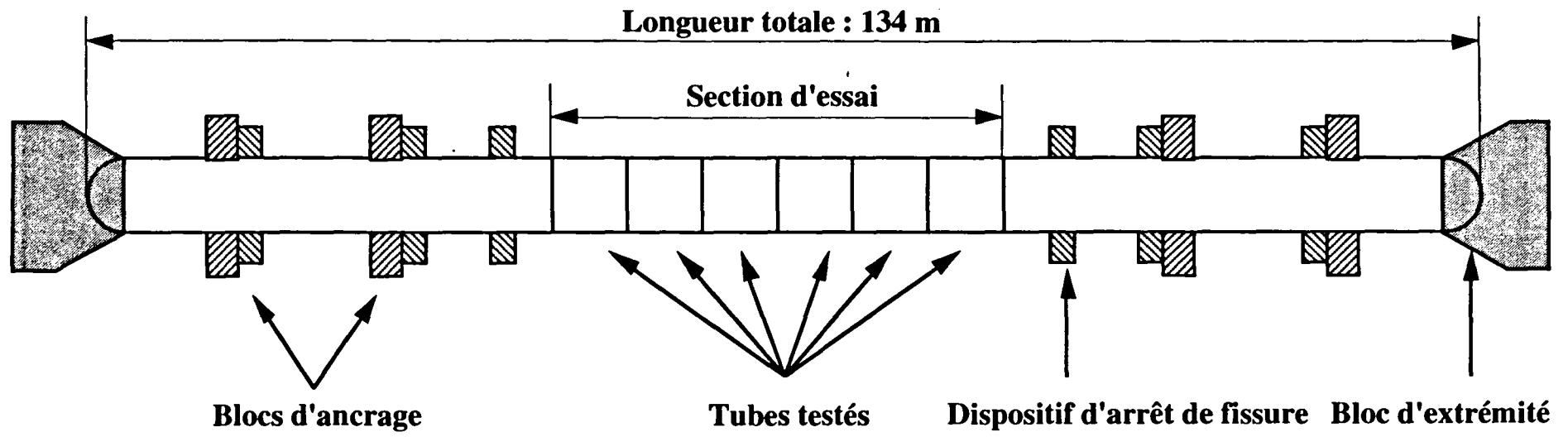


Figure A1-1 : Installation d'essai d'éclatement de tubes, [RIE81].

Figure A1-2 : Principaux résultats de l'essai d'éclatement de tubes [RIE81].

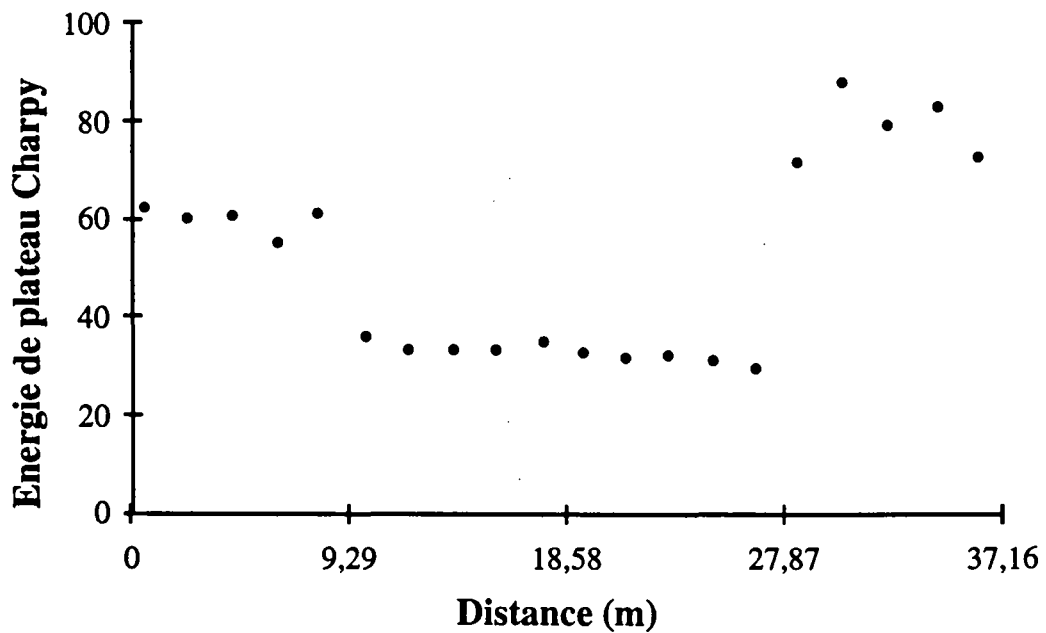
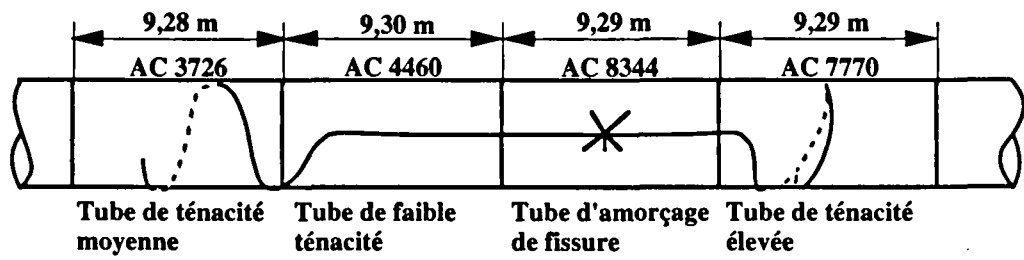
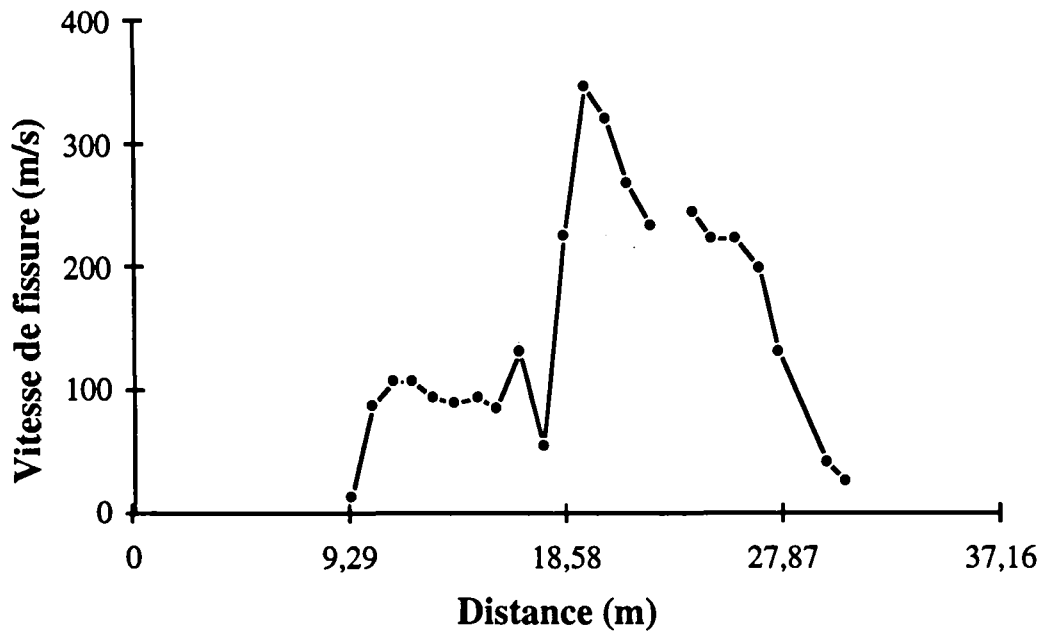
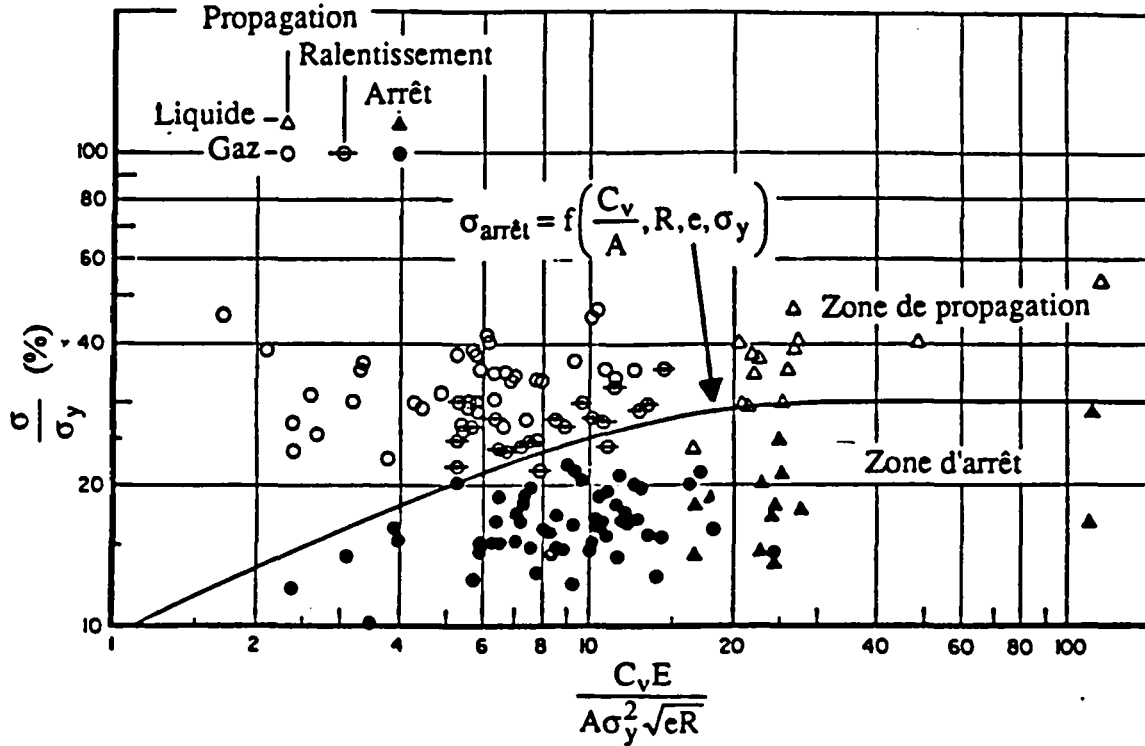


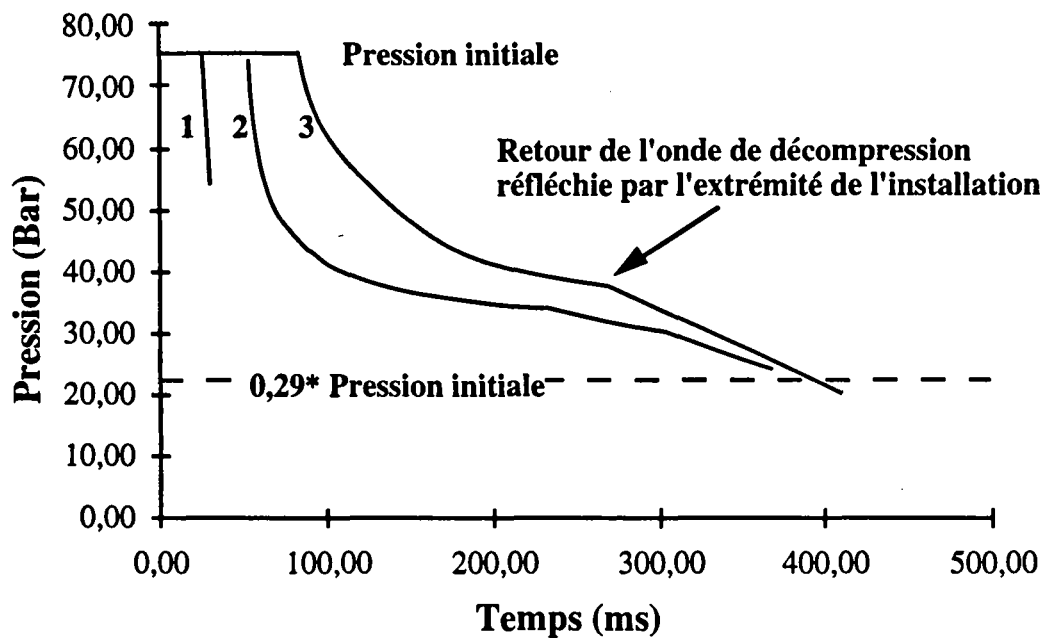
Figure A1-3 : Compilation des résultats d'essais d'éclatement de tubes dans un diagramme pression de service-ténacité. Définition d'un critère d'arrêt de fissure, [EIB93-2], [IUN94].



Avec :

$\sigma$	contrainte circonférentielle appliquée	$\sigma_y$	limite d'élasticité
$C_v$	énergie de plateau Charpy	$A$	aire de l'éprouvette Charpy utilisée
$R$	rayon du tube	$e$	épaisseur du tube
$E$	module d'Young		

Figure A1-4 : Evolution en fonction du temps de la pression dans le tube, [RIE81].



Position des points de mesure de pression

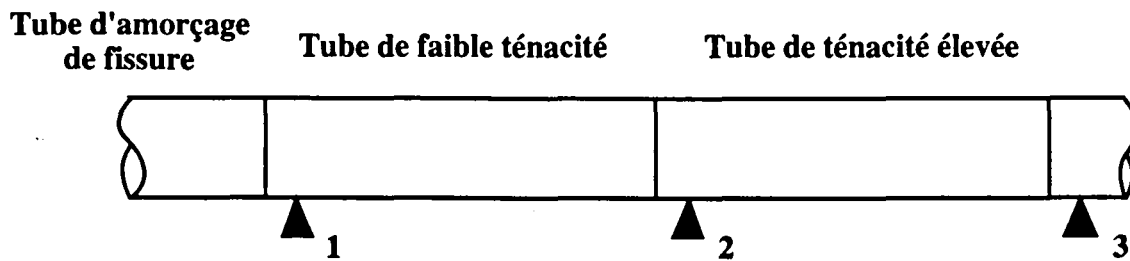
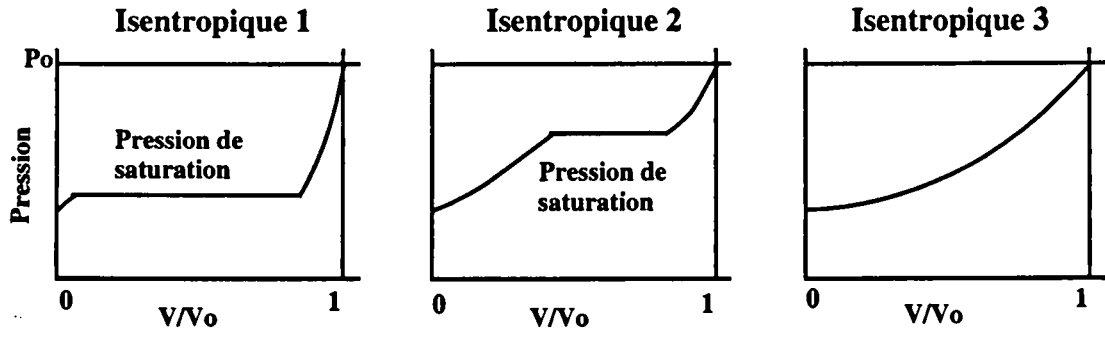
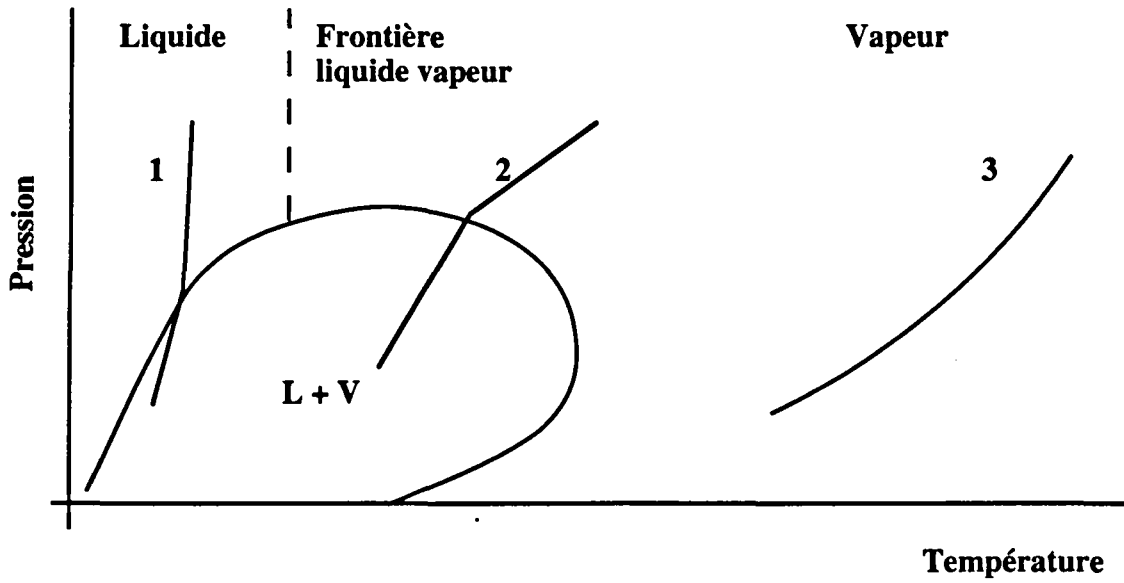


Figure A1-5 : Allure des courbes de décompression dans une conduite, [EIB93-2].

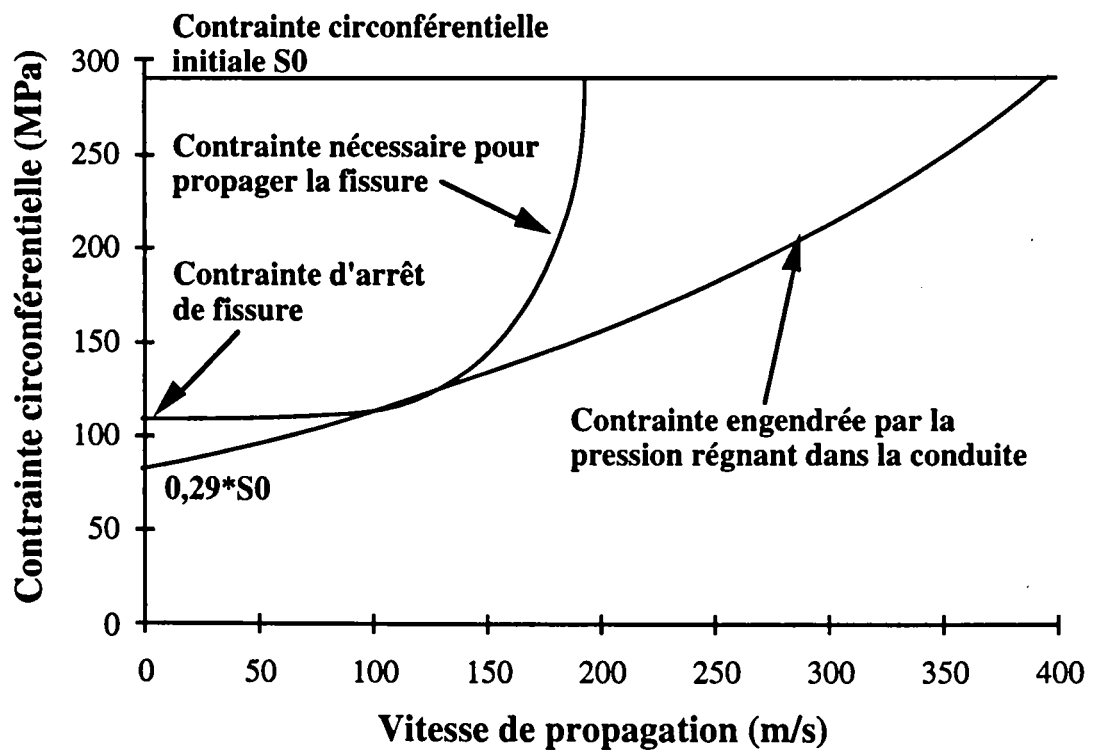


$V$  : vitesse du front de pression  
 $V_0$  : vitesse du son dans le gaz à sa température et pression initiales



1, 2, 3 Isentropiques schématiques

**Figure A1-6 :** *Comparaison entre contrainte nécessaire à la propagation de fissure et contrainte régnant dans la conduite, en fonction de la vitesse de fissuration, [EIB93-2].*







# ANNEXE A2 : MESURE DE CRISTALLINITE SUR TIRAGE PHOTOGRAPHIQUE

## 1. Objet

Pour disposer d'une valeur de cristallinité plus précise que celle estimée par l'opérateur, une méthode de planimétrie simplifiée appliquée à des reproductions photographiques des faciès de rupture a été mise en œuvre. La méthode utilisée et une estimation de la précision de mesure sont présentées ici.

## 2. Méthode utilisée

L'aire de la surface totale du faciès de rupture et celle de la surface rompue de façon fragile sont approximées par la méthode des rectangles, figure A2-1. Le faciès de rupture est divisé en  $n$  rectangles dans le sens de la longueur. On se place ensuite au milieu de chaque rectangle et on mesure la largeur de surface rompue,  $l_f$ , par rapport à la largeur totale du faciès,  $l_t$ . La portion de surface rompue de façon fragile est alors approximée par un rectangle de surface  $[l_f \cdot L/n]$  où  $L$  est la longueur totale du faciès de rupture. La cristallinité du faciès de rupture est alors donnée par :

$$C = \frac{S_F}{S_T} = \frac{\sum_i l_{f_i} \cdot L / n}{\sum_i l_{t_i} \cdot L / n} = \frac{\sum_i l_{f_i}}{\sum_i l_{t_i}} \quad (\text{A2-1})$$

avec :  $C$  cristallinité du faciès de rupture  
 $S_F$  surface rompue de façon fragile  
 $S_T$  surface totale du faciès de rupture

## 3. Estimation de la précision de mesure

On cherche d'une part à déterminer la précision que l'on peut attendre de cette méthode de mesure. D'autre part, on déterminera en particulier le nombre de points de mesure nécessaire pour que l'erreur commise soit inférieure à 5 %.

Les mesures sont effectuées sur une photographie du faciès de rupture à l'aide d'un réglet métallique gradué au demi-millimètre. La photographie est légèrement agrandie par rapport au faciès de rupture réel ( grossissement de 1,3 environ).

La lecture par réglet introduit donc une erreur de mesure théorique de l'ordre de 2 à 5 % (l'erreur de lecture est de 0,5 mm, et les grandeurs mesurées sont de l'ordre de 10 à 25 mm). En pratique, on peut cependant s'attendre à une compensation des erreurs commises.

Pour déterminer l'erreur commise lors de la mesure de cristallinité, un faciès fictif semblable aux faciès mesurés a été utilisé. Ce faciès fictif est composé de figures géométriques dont la surface est connue de façon exacte.

Vingt mesures régulièrement espacées ont été effectuées. Elles permettent d'établir trois estimations de la cristallinité en utilisant soit l'ensemble des mesures soit deux sous-séries de 10 mesures chacune. Pour les deux sous-séries de mesures, une correction ( $\pm 2,5\%$ ) a été appliquée à la valeur théorique de la cristallinité. Elle permet de compenser l'erreur commise en extrayant les deux sous-séries de la série principale. La sous-série des mesures impaires (resp. paires) est en effet déportée vers la gauche (resp. droite) du faciès, du côté des fortes (resp. faibles) cristallinités. Le déport est égal à 0,025 fois la longueur du faciès de rupture.

*Tableau A2-1 : résultats des mesures sur faciès factices.*

<b>Faciès complet</b>	Largeur 20 mm	Largeur 12,5 mm
Cristallinité théorique 1° série de 10 mes (%)	43	43
Cristallinité mesurée 1° série de 10 mes (%)	46	45
Cristallinité théorique 2° série de 10 mes (%)	48	48
Cristallinité mesurée 2° série de 10 mes (%)	48,5	47,5
Cristallinité théorique série de 20 mes (%)	45,5	45,5
Cristallinité mesurée série de 20 mes (%)	47	46
<b>Partie de droite négligée</b>		
Cristallinité théorique 1° série de 10 mes (%)	37,5	37,5
Cristallinité mesurée 1° série de 10 mes (%)	34	33
Cristallinité théorique 2° série de 10 mes (%)	42,5	42,5
Cristallinité mesurée 2° série de 10 mes (%)	42	41
Cristallinité théorique série de 20 mes (%)	40	40
Cristallinité mesurée série de 20 mes (%)	38	37

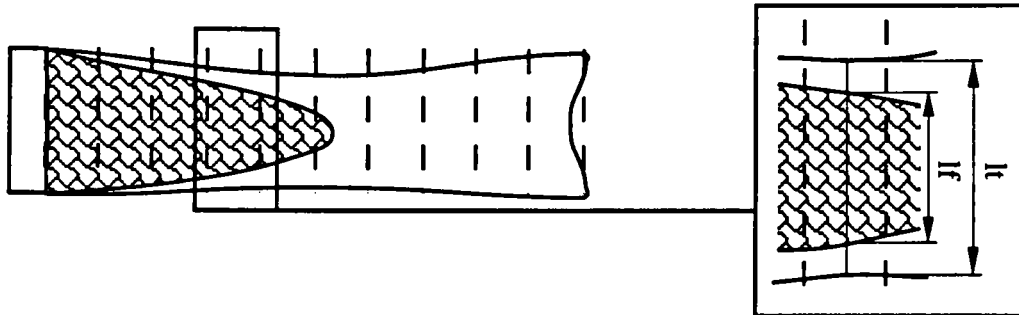
Ces mesures ont été effectuées pour deux largeurs de faciès, 20 et 12,5 mm. On a également étudié le cas où la portion de surface pentagonale, rompue de façon fragile, à droite

du faciès, n'est pas prise en compte. Les résultats de ces mesures sont donnés dans le tableau A2-1.

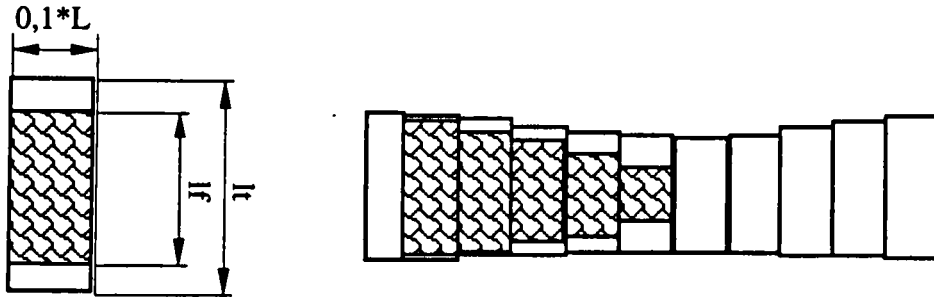
L'écart maximum rencontré entre valeur théorique et valeur réelle est de 4,5%. L'erreur commise est légèrement supérieure pour l'épaisseur de 12,5 mm, ce qui est logique puisque pour une même erreur de mesure, les grandeurs mesurées étant plus faibles, l'erreur de mesure relative est plus importante. L'erreur moyenne pour les huit séries de 10 mesures est de 2%. En combinant les deux séries de mesures, l'erreur maximale est de 3 % et l'erreur moyenne de 2 %. Dix points de mesure sont donc suffisants pour garantir une erreur maximale de 5%. Dans ce cas l'erreur moyenne commise est de 3%.

**Figure A2-1 : Mesure de la cristallinité du faciès de rupture, détermination de  $l_f$  et  $l_t$ .**

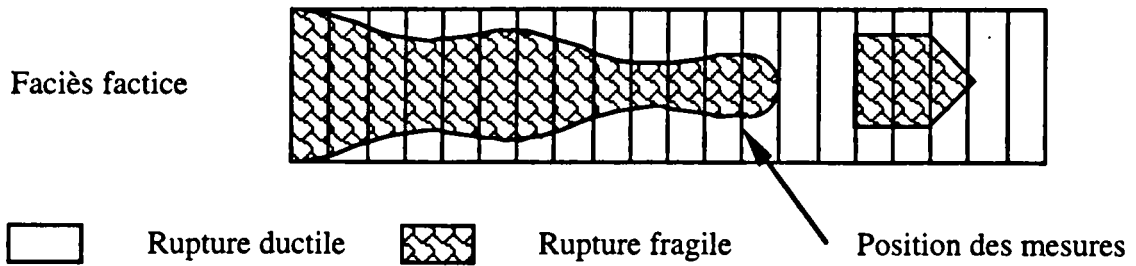
1 Division du faciès de rupture en dix rectangles    2 Pour un rectangle, mesure de  $l_f$  et  $l_t$



3 Approximation par la méthode des rectangles



**Figure A2-2 : Faciès factices utilisés.**



# ANNEXE A3 : INFLUENCE DE LA MÉTHODE DE RÉDUCTION D'ÉPAISSEUR SUR LES RÉSULTATS DES ESSAIS BDWTT

## 1. Introduction

Les essais BDWTT réalisés sur éprouvettes avec fraisage simple face ayant mis en évidence une dissymétrie des faciès de rupture pour le matériau A, une campagne d'essais a été réalisée avec des éprouvettes prélevées à cœur de tôle. L'épaisseur des éprouvettes reste de 19 mm. Ces éprouvettes sont appelées éprouvettes avec fraisage double face.

## 2. Résultats expérimentaux

### 2.1. Courbes de transition

Les courbes de transition en cristallinité et en énergie, obtenues avec des éprouvettes fraisées sur les deux faces, sont présentées en figure A3-1. On remarque que la transition se manifeste sur une plage de températures d'amplitude supérieure à 110 °C. En effet, à -90 °C la rupture n'est pas totalement fragile, et elle n'est totalement ductile qu'à 20 °C. L'évolution de la cristallinité est plus régulière que celle observée pour les éprouvettes fraisées simple face. La température de transition déterminée à 50 % de cristallinité est de -56 °C. Il est frappant de constater que cette température est très voisine de celle obtenue pour les éprouvettes avec fraisage simple face (-57 °C), alors que l'allure des courbes est très différente. La cristallinité mesurée sur les éprouvettes avec fraisage simple face est en effet nettement plus faible dans les intervalles de température [-100°C, -80°C] et [-40°C, 0°C]. Bien que les températures de transition relatives aux deux types d'éprouvettes soient quasiment identiques, il est cependant manifeste que la cristallinité mesurée sur les éprouvettes avec fraisage simple face est inférieure à celle sur éprouvettes avec fraisage double face.

Ceci illustre bien le fait que le taux de cristallinité retenu pour définir la température de transition influe fortement sur les conclusions que l'on peut tirer des résultats expérimentaux. La même remarque peut être appliquée au tracé nécessairement subjectif de la courbe qui interpole les résultats expérimentaux. Un traitement statistique des données serait nécessaire pour obvier à cette difficulté.

On observe une évolution lente et quasi-linéaire de l'énergie de rupture avec la température dans le domaine de transition, sans inflexion nette au voisinage de la température de transition. De plus la dispersion des mesures d'énergie est très faible. L'énergie de plateau, que l'on calcule en faisant la moyenne des énergies de rupture mesurées à 20 °C, est de 9300 J. Elle est donc à peine inférieure à celle mesurée sur les éprouvettes avec fraisage simple face.

## **2.2. Faciès de rupture**

Les faciès de rupture sont présentés en figure A3-2. On remarque qu'ils sont symétriques, contrairement à ceux des éprouvettes avec fraisage simple face. La zone de rupture fragile est située au centre du faciès de rupture. A température identique, la cristallinité est plus élevée pour les éprouvettes avec fraisage double face que pour les éprouvettes avec fraisage simple face. Enfin les délaminations y sont plus nombreuses mais de longueur et de profondeur plus faibles que pour les éprouvettes à fraisage simple face. Le point d'amorçage de la fissure fragile est toujours situé sur l'entaille comme pour les éprouvettes avec fraisage simple face.

## **2.3. Comparaison des deux modes de fraisage**

Les résultats obtenus avec les deux méthodes de réduction d'épaisseur présentent des différences assez notables :

- les niveaux de cristallinité à température égale sont plus faibles pour la tôle fraisée simple face;
- en ce qui concerne les énergies de rupture, la transition pour les éprouvettes fraisées double face est beaucoup plus lente et régulière, bien qu'à haute température, on atteigne des niveaux d'énergie de plateau comparables à ceux mesurés avec les éprouvettes avec fraisage simple face;
- pour les éprouvettes avec fraisage simple face, l'observation des faciès de rupture montre que la zone de rupture fragile ne s'étend pas jusqu'en peau de tôle.

On peut donc dire que la présence de la peau de tôle a une influence bénéfique et notable sur les résultats de l'essai BDWTT. Une étude microstructurale n'ayant pas révélé d'hétérogénéité flagrante au voisinage de la peau de tôle, l'hypothèse d'un effet de texture a été avancée. Des analyses qualitatives de texture par rayons X ont donc été réalisées pour vérifier cette hypothèse.

### **3. Influence de la texture du matériau**

#### **3.1. Instrumentation utilisée**

Les principes de la diffraction et du diffractomètre à poudre (ou  $\theta$ - $2\theta$ ) sont décrits en annexe A3. On dispose d'un diffractomètre SIEMENS type F, à anticathode de Cobalt. Les raies utilisées pour la diffraction sont les raies :

$K\alpha 1$  correspondant à  $\lambda_1 = 1,78896 \text{ \AA}$   
et  $K\alpha 2$  correspondant à  $\lambda_2 = 1,79285 \text{ \AA}$ .

Les deux raies ne sont pas dissociées par le dispositif utilisé et sont présentes dans les proportions respectives 2/3, 1/3, ce qui correspond à une longueur d'onde moyenne de  $1,7902 \text{ \AA}$ .

Les angles limites que peut atteindre le goniomètre sont :

$\theta_1 = 2^\circ$                       soit                       $d_{\max} = 51,29 \text{ \AA}$   
et                       $\theta_2 = 157^\circ$                       soit                       $d_{\min} = 0,9135 \text{ \AA}$ .

Pour un cristal de structure cubique centrée, seules les familles de plans (hkl) telles que  $h+k+l$  soit pair peuvent donner naissance au phénomène de diffraction. Les quatre premiers pics de diffraction d'un réseau cubique centré correspondent aux plans cristallographiques : (110), (200), (211), (220). Compte tenu de la longueur d'onde utilisée et des distances inter-réticulaires<sup>1</sup>, seuls les pics correspondant à ces plans sont observables pour la ferrite.

Le goniomètre est piloté par un micro-ordinateur équipé du logiciel DIFFRAC-AT qui permet diverses opérations de traitement du signal. Les courbes obtenues sont présentées après filtrage statistique et suppression du bruit de fond. Ces deux opérations altèrent peu le signal recueilli. Le logiciel permet également de retrancher, par calcul, la raie  $K\alpha 2$  du signal recueilli, sans améliorer dans le cas présent la précision du diffractogramme. Ce traitement n'est donc pas utilisé.

#### **3.2. Essais réalisés**

Les textures en peau et à cœur, dans l'acier A, ont été comparées. Bien que cela ne semble pas a priori nécessaire, les mêmes mesures ont été effectuées pour l'acier B, à fin de comparaison.

---

<sup>1</sup> Distance entre deux plans voisins de la famille de plans considérée.

Les mesures sont effectuées sur des surfaces parallèles au plan de la tôle. Deux mesures, correspondant à deux orientations de la fenêtre de diffraction, sont effectuées. La fenêtre peut être soit parallèle au sens de laminage (mesure sens long), soit perpendiculaire (mesure sens travers), conformément à la Figure A3-3. Les surfaces à analyser sont fraisées puis polies grossièrement. Le polissage de la peau a pour seul but d'éliminer totalement les oxydes de surface. L'enlèvement de matière est donc minime. La mesure à cœur est effectuée dans le plan moyen de la tôle.

Les mesures sont réalisées avec une tension de 35 kV, une intensité de 20 mA, et un incrément angulaire de  $0,04^\circ$  pour un temps de comptage de 1,0 s. Les diffractogrammes obtenus sont réunis sur les figures A3-4 et A3-5. Le diffractogramme d'une poudre de fer est utilisé comme diffractogramme de référence d'un matériau sans texture, figure A3-6. Ce diffractogramme a été relevé avec un incrément angulaire de  $0,01^\circ$  et pour un temps de comptage de 1,0 s.

### **3.3. Interprétation des résultats**

#### **3.3.1 Diffractogrammes**

On peut remarquer que pour une même position de mesure, les diffractogrammes sens long et sens travers sont très semblables. La direction de laminage n'est donc pas de ce point de vue une direction privilégiée.

Pour l'acier B, on ne remarque pas de différence significative entre peau et cœur. On peut simplement observer que le pic (110) est proportionnellement plus faible que dans le cas de la poudre de fer.

En revanche pour l'acier A, peau et cœur présentent des diffractogrammes nettement différents. A cœur, le diffractogramme obtenu est très voisin de celui obtenu pour la poudre de fer. En peau, les pics correspondant aux plans (110) et (220) sont très nettement atténués. Les mesures effectuées tous les deux millimètres permettent d'estimer l'épaisseur affectée par la modification de texture. Elle est de l'ordre de 3 mm.

#### **3.3.2 Coefficients de texture :**

Les coefficients de texture (voir annexe A4 et formule (A4-3)) sont présentés dans le tableau A3-1. Ils permettent de comparer les intensités intégrées des pics du diffractogramme d'un échantillon texturé à celles du diffractogramme d'un échantillon de référence. Si le coefficient est supérieur à 1, le pic est sur-représenté. Dans le cas contraire, il est sous-représenté. L'intensité intégrée d'un pic du diffractogramme est définie comme la surface de ce



pic. L'intensité intégrée totale des diffractogrammes est également indiquée. Pour l'acier B, on remarque que les intensités intégrées totales des diffractogrammes sont à peu près similaires. Pour l'acier A, il y a une différence nette entre les intensités intégrées à cœur et en peau. L'affaiblissement du pic (110) n'est donc pas totalement compensé par l'intensification des pics (200) et (211). L'influence d'autres pics qui ne peuvent être atteints par notre goniomètre, tels les pics (222) et (310), pourrait expliquer cette diminution apparente d'intensité intégrée.

Tableau A3-1 : Coefficients de texture pour les aciers A et B.

Échantillon	$N_{hkl}$				Intensité intégrée totale *
	(110)	(200)	(211)	(220)	
<b>Acier A</b>					
Peau Sens Long	0,36	2,20	1,17	0,28	4240
Peau Sens Travers	0,32	2,39	1,05	0,24	4440
2 mm de la peau SL	0,35	2,22	1,09	0,34	4240
2 mm de la peau ST	0,41	2,20	1,04	0,35	4100
4 mm de la peau SL	1,13	0,94	0,71	1,22	5400
4 mm de la peau ST	1,08	1,11	0,75	1,07	4690
6 mm de la peau SL	1,11	1,12	0,78	0,99	5300
6 mm de la peau ST	0,94	1,39	0,85	0,83	4910
Cœur Sens Long	1,01	1,21	0,94	0,84	4740
Cœur Sens Travers	0,98	1,16	0,90	0,96	4800
<b>Acier B</b>					
Peau Sens Long	0,80	1,10	1,16	0,94	4220
Peau Sens Travers	0,87	1,23	1,12	0,78	4170
Cœur Sens Long	0,69	1,33	1,30	0,69	3970
Cœur Sens Travers	0,71	1,36	1,34	0,59	4150

\* L'intensité intégrée totale du diffractogramme est égale à la somme des intensités intégrées des quatre pics mesurés.

Le tableau A3-1 permet de vérifier numériquement les observations faites sur les diffractogrammes. Pour les deux aciers, quel que soit le cas de mesure, il n'y a pas de différence significative entre les résultats obtenus dans les sens long et travers.

Pour l'acier B, les résultats en peau et cœur sont très voisins. En peau comme à cœur, tous les coefficients de texture sont proches de 1. L'acier B présente donc une texture peu marquée; tout au plus peut-on remarquer une légère sous-représentation des plans (110).

L'acier A présente une différence de comportement très nette entre peau et cœur. A cœur, la texture est très peu marquée; seuls les plans (211) sont légèrement sous-représentés. Par contre en peau de tôle, on observe une abondance très nette des plans (100) qui se développent au détriment de (110). L'évolution du diffractogramme dans l'épaisseur de la tôle se caractérise par un passage de la texture de type peau à la texture du type cœur entre 2 et 4 mm de la peau, sans qu'avec le pas de mesure choisi, on puisse observer de texture intermédiaire.

On peut enfin noter que les coefficients de texture correspondant aux pics (110) et (220) sont liés. Il s'agit des diffractions d'ordre 1 et 2 par la même famille de plans (110). Cependant, leurs évolutions ne sont pas parfaitement identiques. Le pic (220), de faible intensité est vraisemblablement mesuré avec une faible précision.

### 3.3.2 Conséquences sur les résultats d'essais BDWTT

Pour des aciers microalliés au Nb-V, il a été observé que le laminage à chaud pouvait entraîner le développement d'une texture de type (100) dans le plan de la tôle et que cette texture favorise l'apparition de délaminations au cours d'essais Charpy [SUN81]. D'autre part, la présence de délaminations<sup>2</sup> entraîne une diminution de la triaxialité en pointe de fissure [MOR75]. L'amorçage d'une fissure fragile est donc rendu plus difficile par l'apparition des délaminations. Ce mécanisme pourrait permettre d'expliquer la meilleure ténacité observée pour l'acier A en peau, comparée à celle à cœur, il n'est cependant pas suffisant.

En effet, les délaminations peuvent rendre plus difficile l'amorçage d'une fissure fragile, si elles se produisent avant que ne s'amorce la fissure fragile [LEB77], [JON83]. En revanche, il est peu probable que les délaminations puissent être amorcées au cours de la propagation d'une fissure fragile, compte tenu de sa vitesse de propagation élevée. Or pour les éprouvettes avec fraisage simple face, on observe l'arrêt en peau de tôle d'une fissure fragile amorcée à cœur de tôle. Un mécanisme complémentaire semble donc nécessaire pour expliquer la meilleure ténacité en peau de l'acier A.

Il est cependant indéniable qu'en peau de tôle, l'acier A est plus texturé et plus tenace, qu'à cœur. Il peut donc être vu comme un composite à trois couches (cœur, peau et contre peau). Le fraisage simple face supprime la couche en peau; la dissymétrie des faciès de rupture s'explique donc. Le fraisage double face ne laisse au contraire subsister que la couche centrale, moins résiliente; ceci explique que les faciès de rupture soient symétriques et qu'à température

---

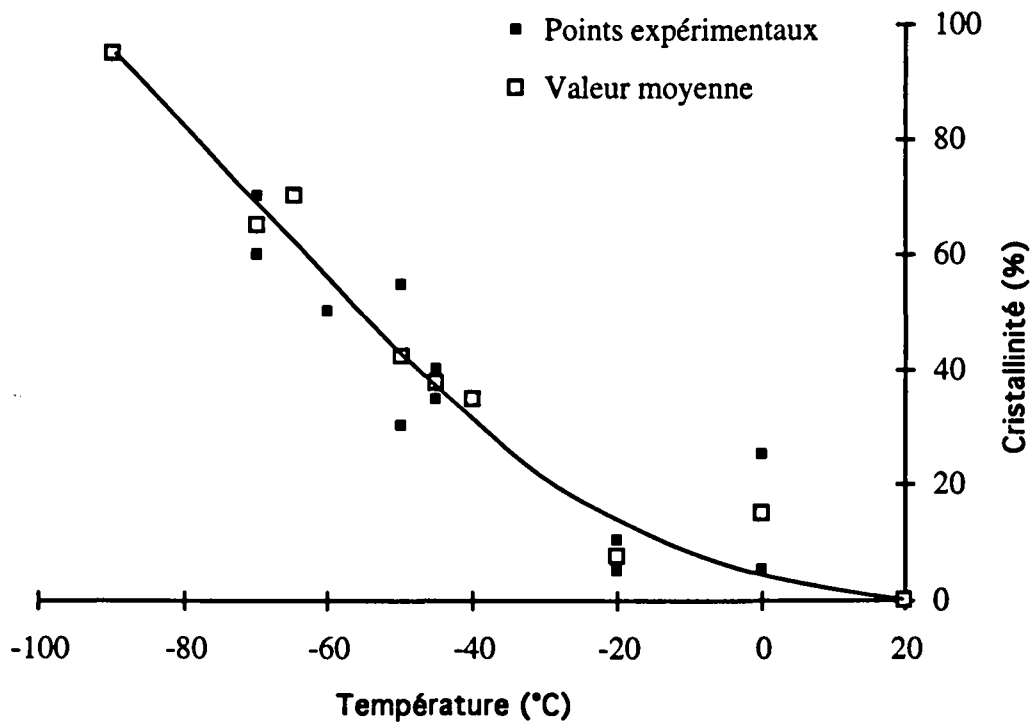
<sup>2</sup> On pourra également se référer pour l'acier A à la description des faciès de rupture des éprouvettes BDWTT avec fraisage simple face donnée au chapitre II, paragraphe 4.2.2.

identique, la cristallinité observée soit plus élevée que celle des éprouvettes avec fraisage simple face.

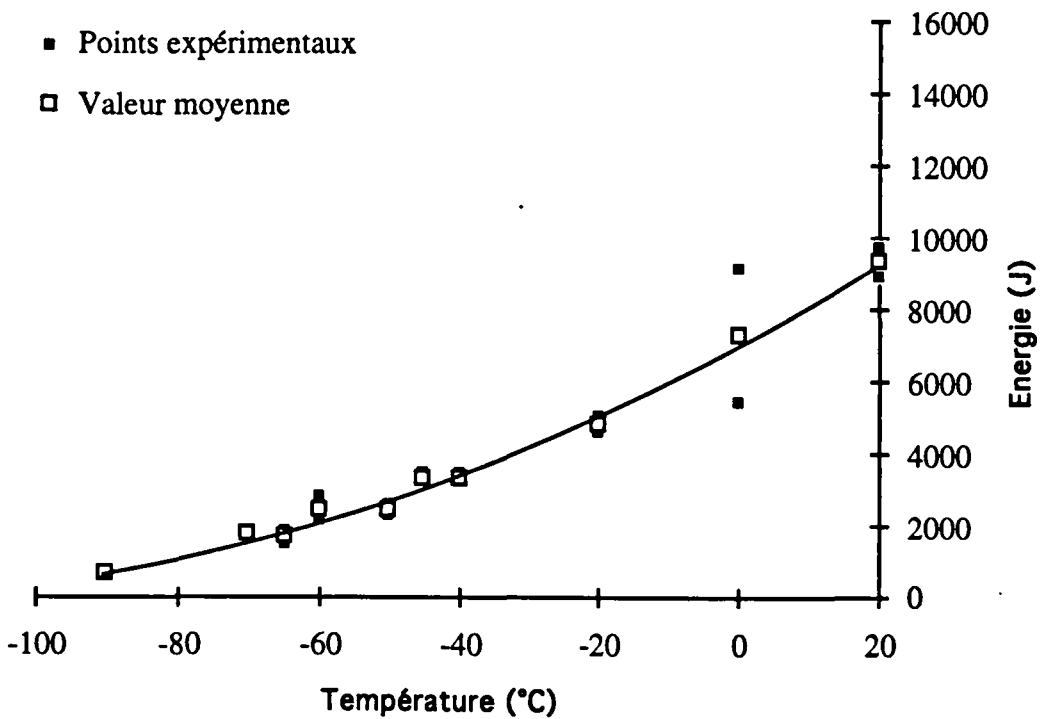
### **Références bibliographiques**

- [JON83] T. Joncheray, A. Le Bon "*Laminage contrôlé intercritique : influence sur les propriétés des aciers à haute limite d'élasticité*" Revue de métallurgie, pp 221-235, mars 1983
- [LEB77] A. Le Bon, L. Roesch "*Etude des ruptures avec délaminations dans les tôles de laminage contrôlé*" Rapport interne IRSID n° 692 Septembre 1977.
- [MOR75] W. B. Morisson "*Influence of the testing direction on the mechanical properties of wrought steel*" Metals technology 2, 33 1975.
- [SUN81] Sun Fu Yu "*Influence des paramètres du laminage contrôlé sur l'évolution des structures des aciers au Nb et V à haute température et les conséquences sur les propriétés mécaniques finales.*" Thèse de doctorat de 3<sup>e</sup> cycle, Université de Paris-Sud, Juillet 1981.

**Figure A3-1 : Courbe de transition avec éprouvettes fraisées double face pour l'acier A**  
 a) Cristallinité



**Figure A3-1 : Courbe de transition avec éprouvettes fraisées double face pour l'acier A**  
 b) Energie de rupture

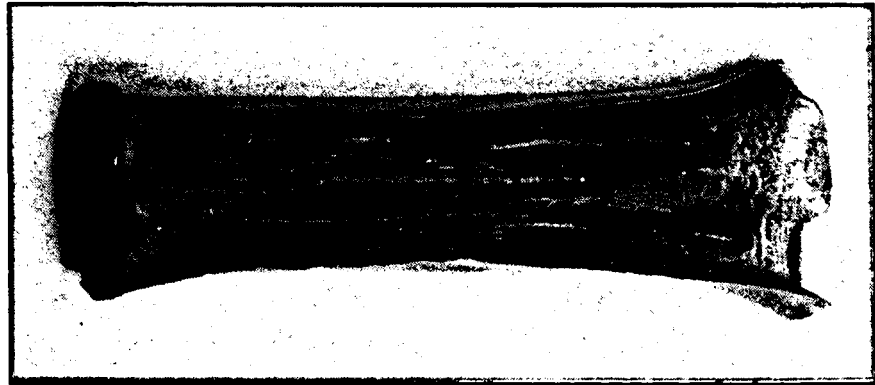


**Figure A3-2 : faciès de rupture observés pour des éprouvettes avec fraisage double face  
(Cristallinité déterminée par planimétrie selon la procédure API)**

**T = -20 °C**

**E = 5021 J**

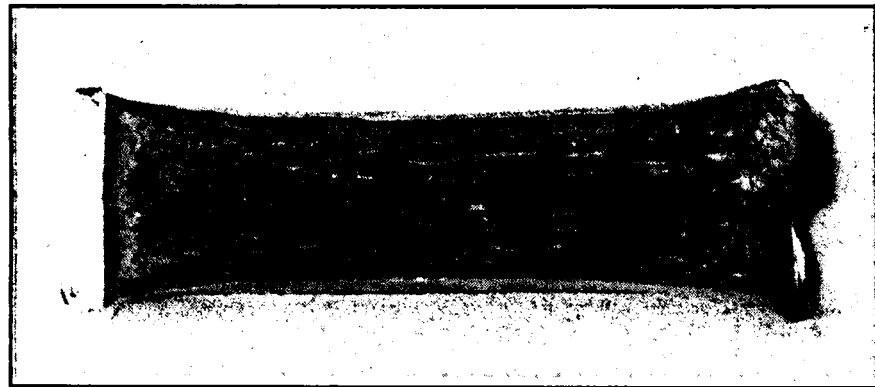
**C = 3 %**



**T = -40 °C**

**E = 3226 J**

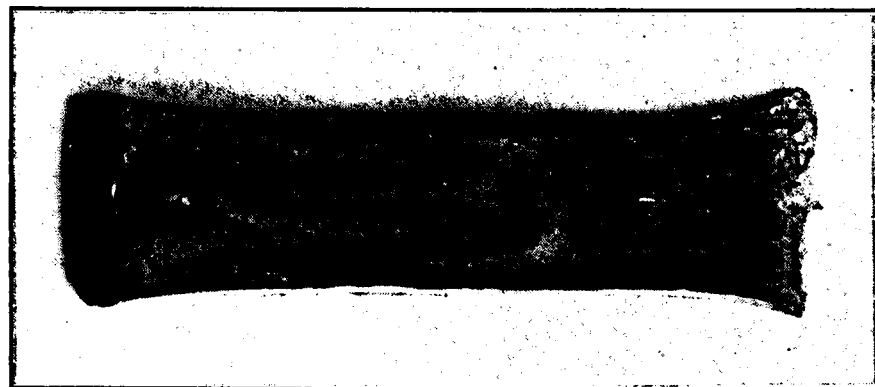
**C = 37 %**



**T = -65 °C**

**E = 1873 J**

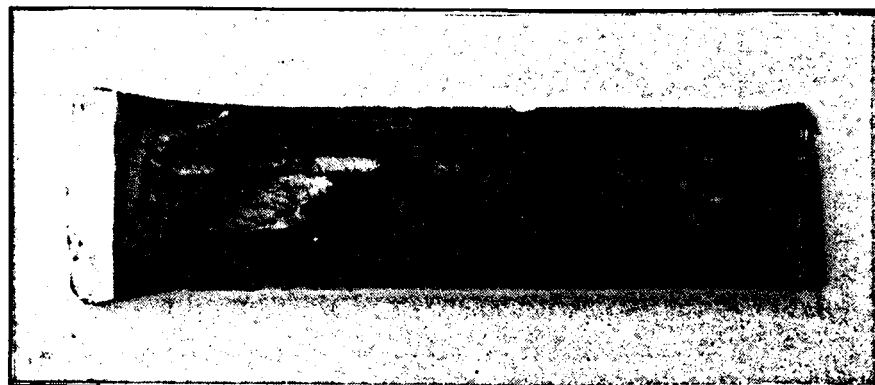
**C = 77 %**



**T = -90 °C**

**E = 695 J**

**C = 88 %**



**Figure A3-3 :** *Orientation des mesures par diffraction X.*

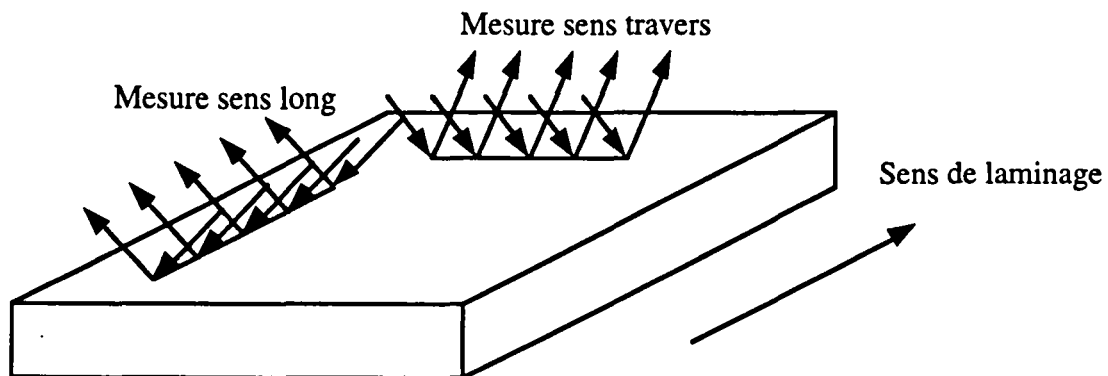


Figure A3-4 : Diffractogrammes pour le matériau A.

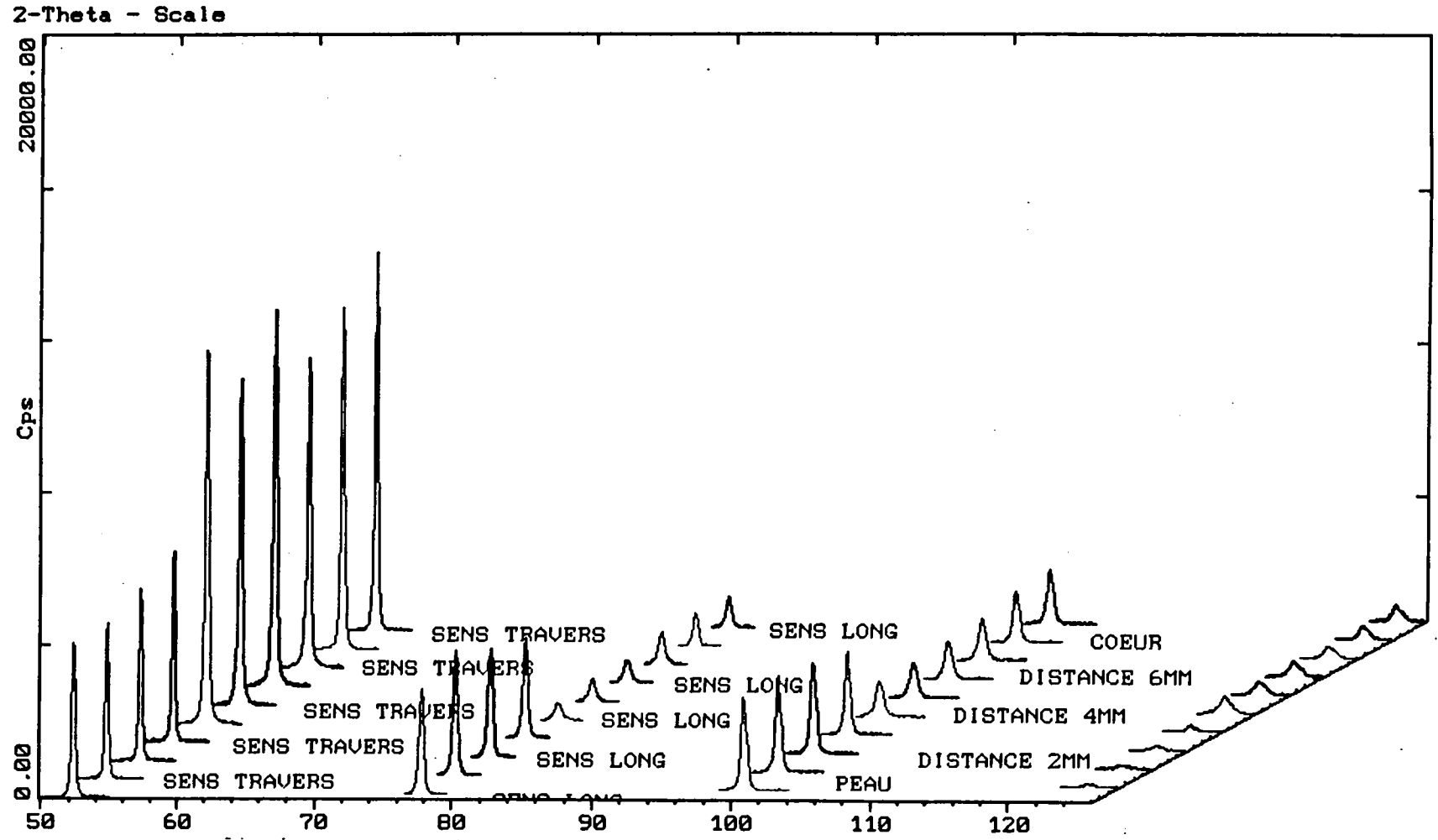


Figure A3-5 : Diffractogrammes pour le matériau B.

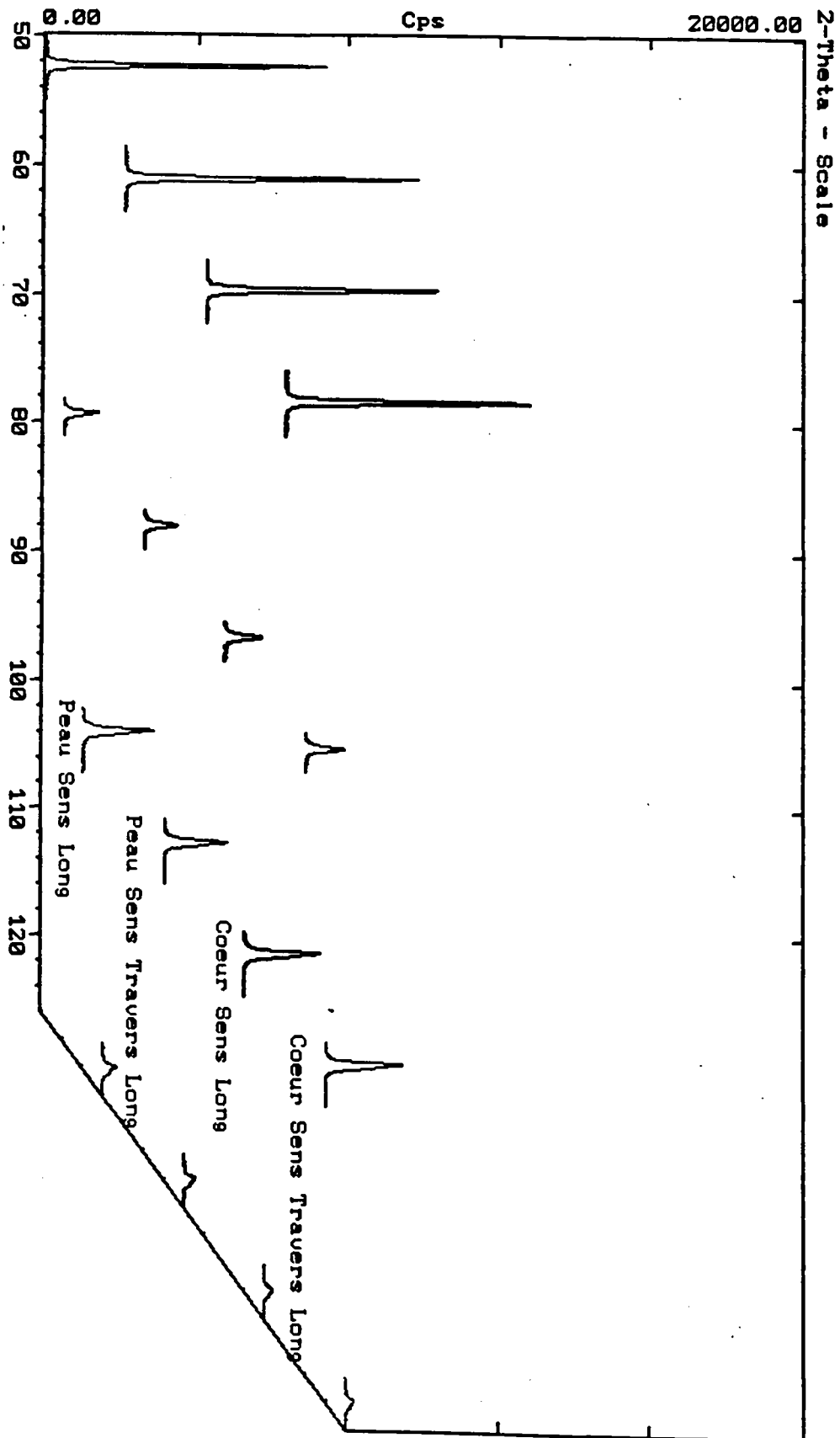
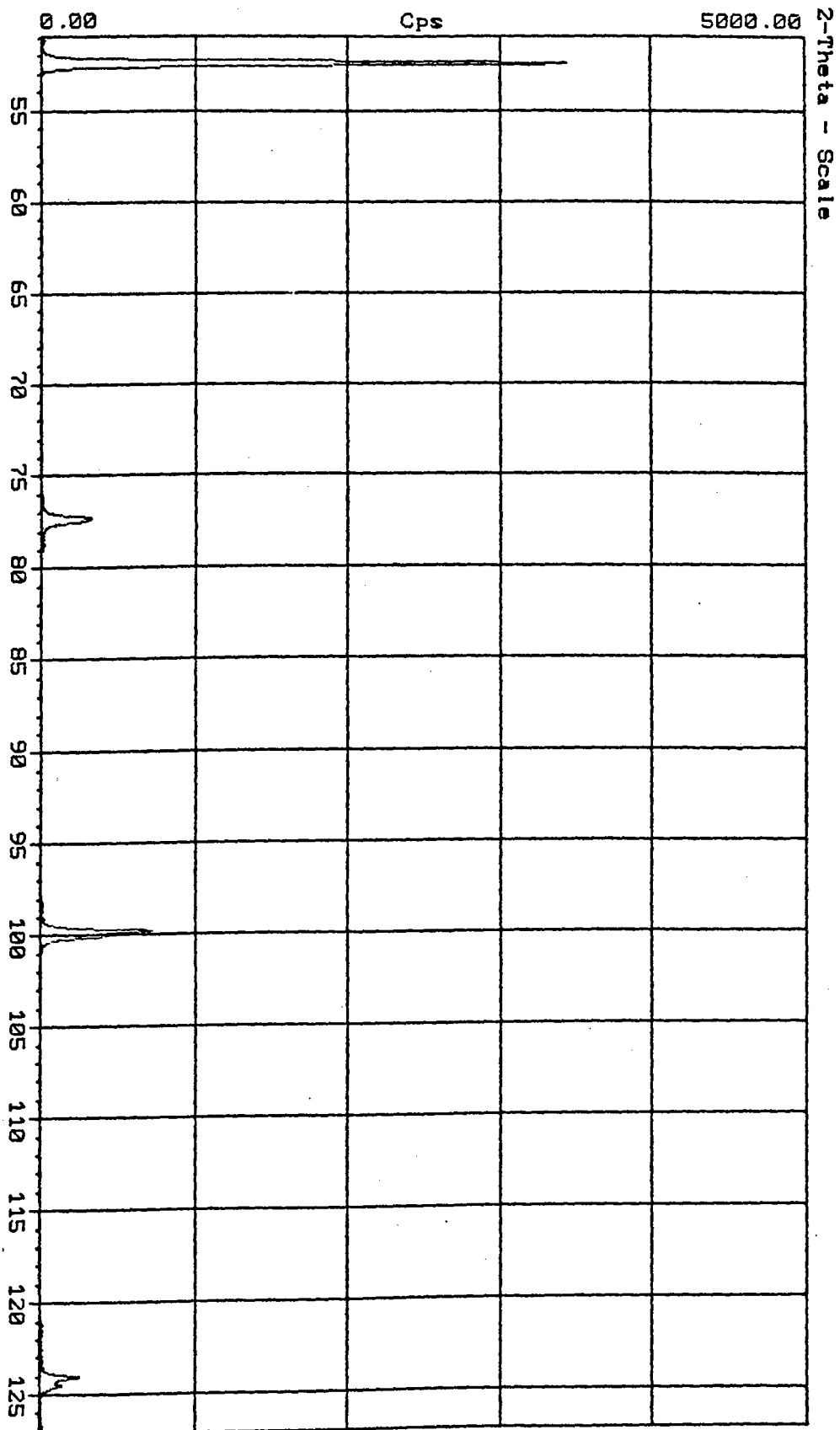




Figure A3-6 : *Diffraction* d'une poudre de fer.





# ANNEXE A4 : PRINCIPE SIMPLIFIÉ DE LA DIFFRACTION X

## 1. Relation de Bragg

L'interaction d'un photon incident avec un atome peut se faire par l'un des trois mécanismes suivants :

- la capture du photon incident (absorption photo-électrique)
- l'émission d'un photon de longueur d'onde différente de celle du photon incident (diffusion incohérente ou diffusion Compton)
- l'émission d'un photon de longueur d'onde identique à celle du photon incident (diffusion cohérente ou Rayleigh)

Lorsqu'un ensemble d'atomes est soumis à un faisceau de rayons X, chacun de ces atomes peut être vu comme une source secondaire de rayonnement X. Lorsque la longueur d'onde (diffusion incohérente), ou la phase (diffusion cohérente par un ensemble d'atomes désordonnés, par exemple en phase gazeuse), de chacune de ces sources élémentaires sont quelconques, le rayonnement global est diffus. En revanche, dans le cas de la diffusion cohérente et lorsque les atomes sont ordonnés, comme dans le cas d'un cristal, les différences de phase entre les ondes secondaires émises par chaque atome ne sont plus quelconques mais sont au contraire définies par la position relative des différents atomes dans l'espace et la direction du rayonnement incident. Pour certaines orientations relatives du faisceau et du cristal, les ondes secondaires sont en phase et le rayonnement secondaire est intense et orienté. Pour toutes les autres orientations, les différences de phase conduisent à l'extinction du rayonnement secondaire.

La "réflexion" des ondes X par un cristal est donc sélective, on parle alors de diffraction. L'écriture dans l'espace des conditions de diffraction est complexe. Pour expliquer l'utilisation de la méthode des poudres on peut se contenter d'exprimer les conditions de diffraction dans le plan.

L'expression de ces conditions a été simplifiée par Bragg, qui a montré que chaque plan atomique pouvait être vu comme un "miroir" qui réfléchissait une fraction du faisceau incident, Figure A4-1a. Considérons deux plans atomiques successifs, parallèles à la surface du solide, appartenant à la famille de plans (hkl). Ces deux plans sont séparés de la distance  $d(hkl)$ . De

même qu'en optique classique, ils réfléchissent une onde incidente de longueur d'onde  $\lambda$  et d'angle d'incidence  $\theta$ , sous le même angle  $\theta$ .

La différence de marche optique entre les ondes réfléchies par les deux plans consécutifs est la longueur de la ligne brisée HO'K :  $d = HO' + O'K = 2d(hkl)\sin\theta$ . Pour qu'il y ait diffraction, il faut que les deux ondes réfléchies soient en phase, donc que la différence de marche optique soit égale à un nombre entier  $n$  de longueurs d'ondes. Cette égalité constitue la condition dite géométrique de Bragg :

$$2 d(hkl)\sin \theta = n\lambda \quad (A4-1)$$

avec :

$d(hkl)$	distance inter-réticulaire ( $\text{\AA}$ )
$\theta$	angle d'incidence (rad)
$n$	ordre de diffraction (entier)
$\lambda$	longueur d'onde ( $\text{\AA}$ )

Lorsque  $n$  est différent de 1, la diffraction d'ordre  $n$  par les plans atomiques de la famille  $(hkl)$  peut également être interprétée comme une diffraction d'ordre 1 pour les plans fictifs de la famille  $(nh \ nk \ nl)$  distants de  $d(hkl)/n$ . Cette diffraction est donc appelée diffraction  $nh \ nk \ nl$ . Cette interprétation est présentée en figure A4-1b. La diffraction d'ordre 2 par la famille de plans  $\{111\}$  est considérée comme diffraction d'ordre 1 par la famille de plans  $\{222\}$  de distance inter-réticulaire deux fois plus faible à celle  $\{111\}$ . On l'appelle diffraction 222.

Remarquons que  $\sin\theta$  est inférieur ou égal à 1 donc la condition de Bragg n'est vérifiée que si :

$$d(nh \ nk \ nl) = \frac{d(hkl)}{n} \geq \frac{\lambda}{2} \quad (A4-2)$$

Or  $d(hkl)$  est inversement proportionnel à  $\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$ , donc pour  $\lambda$  donné, la condition de Bragg n'est vérifiée que pour un nombre fini de familles de plans de petits indices. De même, pour une famille de plans donnée on ne peut observer qu'un nombre fini de réflexions sélectives, dont l'intensité dépend du réseau cristallin<sup>1</sup>.

---

<sup>1</sup> Celle-ci peut être exprimée à l'aide du facteur de structure et de divers termes correctifs à l'aide d'un calcul complexe qu'il est inutile de détailler ici.

## 2. Le diffractomètre à poudre

Pour un polycristal, on peut mettre en évidence ces différents angles de diffraction à l'aide d'un diffractomètre à poudre. Le diffractomètre est présenté en figure A4-2. Une source de rayons X monochromatique illumine l'échantillon plan. Cette source, assez volumineuse, est fixe. L'échantillon est placé sur un porte échantillon rotatif qui permet de faire varier l'angle d'incidence  $\theta$  du faisceau par rapport au plan de l'échantillon. Pour recueillir le faisceau diffracté, le détecteur doit être placé dans la direction faisant un angle  $\theta$  par rapport au plan mobile de l'échantillon et  $2\theta$  par rapport à la direction fixe du faisceau. En pratique la focalisation est maximale lorsque la source et le détecteur sont situés à une même distance de l'échantillon, donc sur le cercle C.

Pour établir un diffractogramme, l'échantillon est animé d'un mouvement rotatif qui lui permet de décrire tous les angles  $\theta$ . L'intensité recueillie par le détecteur est représentée en fonction de la position  $2\theta$ . Le diffractogramme présente alors des pics correspondant aux diffractions par les différentes familles de plans  $\{hkl\}$  vérifiant la formule (A4-2).

## 3. Application à l'évaluation d'une texture

Si les grains du polycristal ont une orientation parfaitement aléatoire, l'intensité des pics ne dépend que de la nature des plans diffractants, figure A4-3 a. Supposons à présent que tous les grains soient orientés de façon à ce qu'une même famille de plans  $\{hkl\}$ , par exemple  $\{001\}$ , soit parallèle à la surface analysée. Le diffractogramme ne présentera alors plus que les pics 00l dus aux diffractions à différents ordres par la famille  $\{001\}$ . Ce phénomène peut être observé sur des monocristaux ou pour certains matériaux à structure lamellaire, figure A4-3 b.

Le diffractogramme permet donc de mettre en évidence une orientation préférentielle des cristaux constitutifs d'un polycristal, que l'on appelle le texture du polycristal.

La formule (A4-3) [SUN81] permet de calculer les coefficients de texture  $N_{hkl}$  :

$$N_{hkl} = \frac{I_{hkl}/I_{hkl}^R}{\frac{1}{n} \sum I_{hkl}/I_{hkl}^R} \quad (\text{A4-3})$$

avec :  $I_{hkl}$  intensité diffractée par les plans  $(hkl)$  du polycristal avec texture  
 $I_{hkl}^R$  intensité diffractée par les plans  $(hkl)$  d'un polycristal de référence (sans texture)  
 $n$  nombre de familles de plans  $(hkl)$  participant à la diffraction.

Si  $N_{hkl} > 1$  le pic d'intensité correspondant à la diffraction par les plans  $(hkl)$  est relativement plus intense que pour un polycristal sans texture. Donc pour le polycristal étudié,

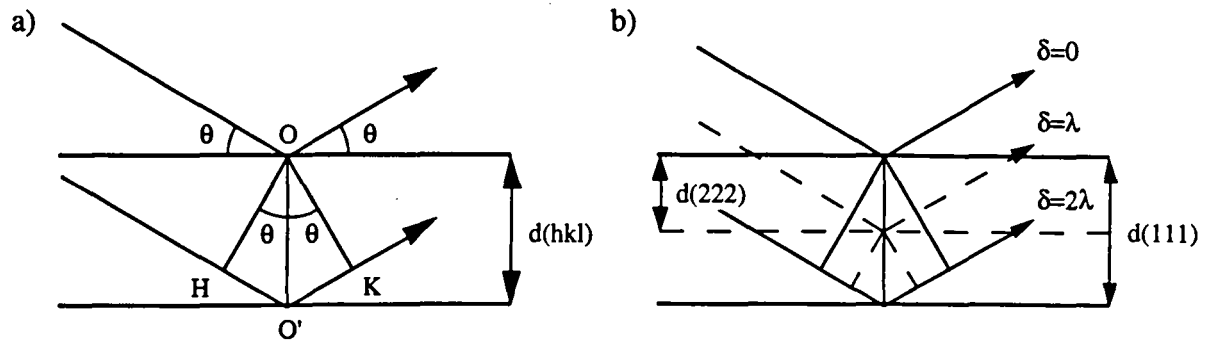
les cristaux constitutifs sont orientés préférentiellement de façon à avoir l'un de leurs plans (hkl) parallèle à la surface analysée. La formule (A4-3) permet également de calculer la valeur maximale théorique de  $N_{hkl}$  :  $N_{hkl} \leq n$ .

Cette méthode de qualification de la texture d'un matériau est relativement grossière. Elle est en revanche plus facile à obtenir et surtout à interpréter que les figures de pôles nécessaires à la détermination totale de la texture de l'échantillon.

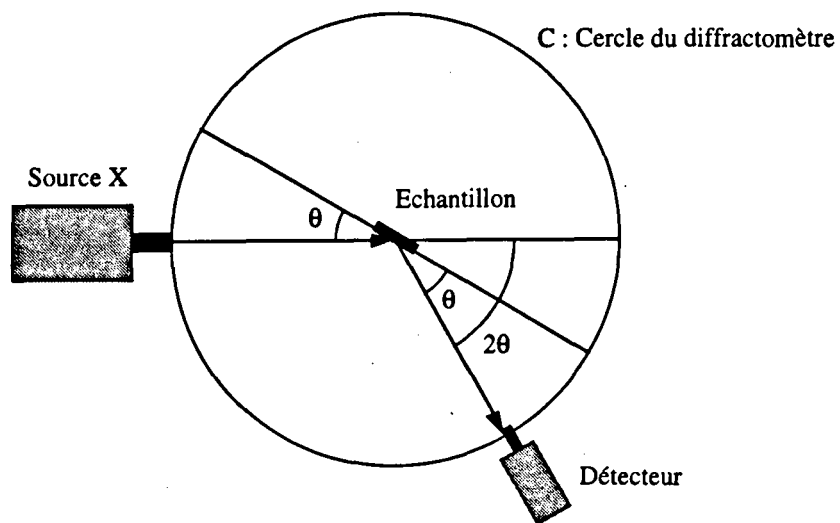
### **Références bibliographiques**

- [EBE97] Eberhart J. P. "*Analyse structurale et chimique des matériaux*" Ed Dunod, 1997.
- [SUN81] Sun Fu Yu "*Influence des paramètres du laminage contrôlé sur l'évolution des structures des aciers au Nb et V à haute température et les conséquences sur les propriétés mécaniques finales.*" Thèse de doctorat de 3<sup>e</sup> cycle, Université de Paris-Sud, Juillet 1981.

**Figure A4-1 : Relation de Bragg** a) définition  
 b) diffraction d'ordre 2 pour les plans (111)



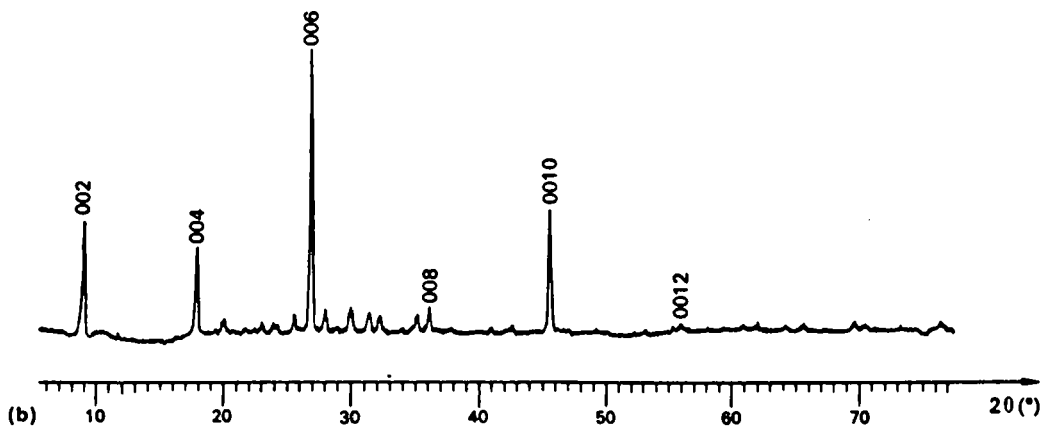
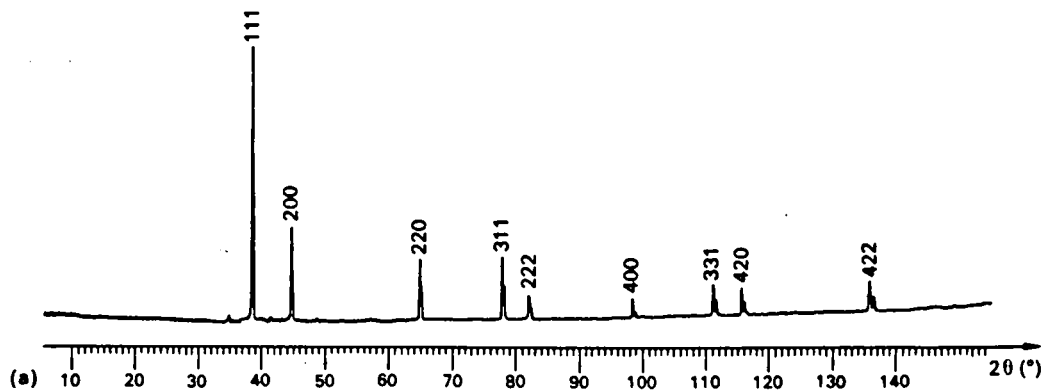
**Figure A4-2: Principe du diffractomètre à poudre**



**Figure A4-3 :** *Diffractogrammes (rayonnement Cu-K $\alpha$ , filtre Ni, discrimination d'énergie), [EBE97].*

*a) Couche polycristalline d'or à orientation statistique : plusieurs familles de plans permettent d'obtenir le phénomène de diffraction.*

*b) Mica muscovite broyé et sédimenté sur une couche de verre : en raison de l'orientation préférentielle des lamelles (001) parallèlement au plan de référence, les réflexions 00l sont prépondérantes.*





# ANNEXE A5 : INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR D'ÉPROUVETTE SUR LES RESULTATS DES ESSAIS BDWTT

## 1. Courbes de transition

Pour choisir la réduction d'épaisseur à appliquer aux éprouvettes du matériau B, plusieurs courbes de transition BDWTT ont été tracées pour des épaisseurs d'éprouvette de 10, 16 et 20 mm. Ces courbes sont présentées en figures A5-1 à 3.

Les températures de transition et les énergies de plateau alors déterminées sont rassemblées dans le tableau A5-1.

*Tableau A5-1 : Evolution de la température de transition et de l'énergie de rupture en fonction de l'épaisseur d'éprouvette, d'après les résultats présentés en figures A5 1 à 3.*

Epaisseur d'éprouvette (mm)	10	13	16	20
Température de transition (°C)	-29	-22	-22	-22
Energie de rupture (J)	6200	10500	≈ 14000	>> 14000

Quelle que soit l'épaisseur d'éprouvette utilisée, les courbes de transition BDWTT sont très semblables. Les courbes de transition en cristallinité sont peu dispersées et la température de transition varie assez peu avec l'épaisseur d'éprouvette. Les courbes de transition en énergie sont plus fortement dispersées et l'énergie de plateau croit fortement avec l'épaisseur d'éprouvette.

La symétrie des faciès de rupture des éprouvettes BDWTT et l'absence de texture permettent de penser que l'hétérogénéité des propriétés de ténacité dans l'épaisseur de l'acier B est beaucoup plus faible que celle dans l'acier A. Bien que l'homogénéité du matériau B ne soit pas parfaite, comme l'ont montré les résultats des essais Charpy, chapitre II, paragraphe 2.3.2, l'évolution des propriétés BDWTT en fonction de la réduction d'épaisseur des éprouvettes sera discutée en considérant qu'elle est uniquement due à des causes mécaniques, c'est à dire à la modification des champs de contraintes et de déformations avec l'épaisseur de l'éprouvette.

## 2. Influence de l'épaisseur d'éprouvette sur la température de transition

L'élévation de la température de transition avec l'épaisseur d'éprouvette est due à l'augmentation de la triaxialité du champ de contraintes en pointe d'entaille, qui favorise l'amorçage d'une fissure fragile.

Deux corrélations entre épaisseur d'éprouvette et température de transition ont été publiées. La première est due à Hengstenberg et Henrichs [HEN71]. Ces auteurs observent une évolution linéaire de la température de transition à 50 % de cristallinité avec l'épaisseur d'éprouvette. Cette étude est menée pour deux aciers, pour des épaisseurs d'éprouvette comprises entre 8 et 20 mm. Pour le premier acier (C = 0,08; Si = 0,02; Mn = 0,31), la pente de la droite est de 2,5 °C/mm. Pour le second acier (C = 0,20; Si = 0,45; Mn = 1,38), la pente de la droite est de 2 °C/mm.

La seconde corrélation est proposée par Iwasaki et al [IWA75]. Ces auteurs observent une relation linéaire entre l'épaisseur d'éprouvette à la puissance -1/2 et la température de transition (à 85 % de rupture ductile), formule (A5-1). La dépendance, par l'intermédiaire du coefficient  $\alpha$ , est plus forte pour des matériaux de limite élastique plus élevée, formule (A5-2).

$$TT = -\alpha B^{-1/2} + \beta \quad (A5-1)$$

$$\alpha = 0,954 * Re - 145 \quad (A5-2)$$

avec :

TT	température de transition (°C)
$\alpha, \beta$	coefficients d'ajustement (°C mm <sup>1/2</sup> ), (°C)
B	épaisseur d'éprouvette (mm)
Re	limite d'élasticité (MPa)

Remarquons simplement que du fait de la faible plage d'épaisseurs pratiquement utilisables pour les éprouvettes BDWTT (10 à 20 mm) et de la dispersion lors de la détermination des températures de transition, le nuage de points obtenu peut facilement être interpolé par deux relations différentes. De plus l'évolution de la température de transition en fonction de l'épaisseur d'éprouvette semble dépendre fortement de l'acier étudié. Les relations proposées ici n'ont donc pas une valeur universelle.

Pour l'acier B, l'influence de l'épaisseur d'éprouvette sur la température de transition est modérée. De plus dans le domaine de transition, la dispersion expérimentale est forte et la courbe interpolant les résultats expérimentaux est tracée de façon empirique. L'incertitude sur les températures de transition est donc du même ordre de grandeur que les écarts observés. Il

paraît illusoire de chercher à rapprocher les résultats obtenus plutôt de l'une ou de l'autre corrélation. A titre indicatif, on peut cependant effectuer une interpolation linéaire des résultats obtenus par la méthode des moindres carrés. Les deux quantités apparaissent faiblement corrélées :  $r^2 = 0,55$ . La pente de la droite ainsi calculée est de  $0,6 \text{ °C/mm}$ .

### **3. Influence de l'épaisseur d'éprouvette sur l'énergie de rupture**

Nozaki et al [NOZ81] proposent une relation permettant de relier les dimensions de l'éprouvette et l'énergie de rupture. Cette relation tient compte à la fois de la longueur du ligament et de l'épaisseur d'éprouvette :

$$E = \alpha \cdot (B(W - a_0))^{3/2} \quad (\text{A5-3})$$

avec :

$E$	énergie de rupture (J).
$\alpha$	coefficient d'ajustement numérique ( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ ).
$B$	épaisseur d'éprouvette (mm).
$W$	largeur de l'éprouvette (mm).
$a_0$	longueur initiale de l'entaille (mm).

soit, en fonction de  $B$  seul 
$$E = \beta \cdot (B)^{3/2} \quad (\text{A5-4})$$

avec  $\beta$  coefficient d'ajustement numérique ( $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ ).

L'identification des coefficients se fait aisément dans un diagramme bilogarithmique :

$$\text{Log}(E) = \frac{3}{2} \text{Log}(B) + \text{Log}(\beta) \quad (\text{A5-5})$$

Les auteurs établissent cette relation à la fois pour des éprouvettes Charpy d'épaisseur variant de 5 à 10 mm et pour des éprouvettes BDWTT d'épaisseur comprise entre 13 et 26 mm. Pour les résultats BDWTT, l'exposant ne peut être considéré comme constant et de valeur  $3/2$  que pour des températures suffisamment élevées ( $T \geq 20 \text{ °C}$ ). Les auteurs ne semblent pas tenir compte du fait que, compte tenu de la dispersion expérimentale observée dans le domaine de transition, la corrélation proposée ne peut avoir de sens que si l'éprouvette est rompue de façon totalement ductile. Il est donc évident que les corrélations obtenues aux plus basses températures sont peu fiables.

Les résultats expérimentaux obtenus à  $0 \text{ °C}$  pour l'acier B sont présentés en figure A5-4. Seule la moyenne des résultats obtenus pour une épaisseur d'éprouvette donnée a été indiquée.

Ces points expérimentaux peuvent être interpolés avec la méthode des moindres carrés par une droite d'équation :

$$\text{Log}(E) = 1,88\text{Log}(B) + 1,86 \quad (\text{A5-6})$$

soit :

$$E = 72,4 \cdot B^{1,88} \quad (\text{A5-7})$$

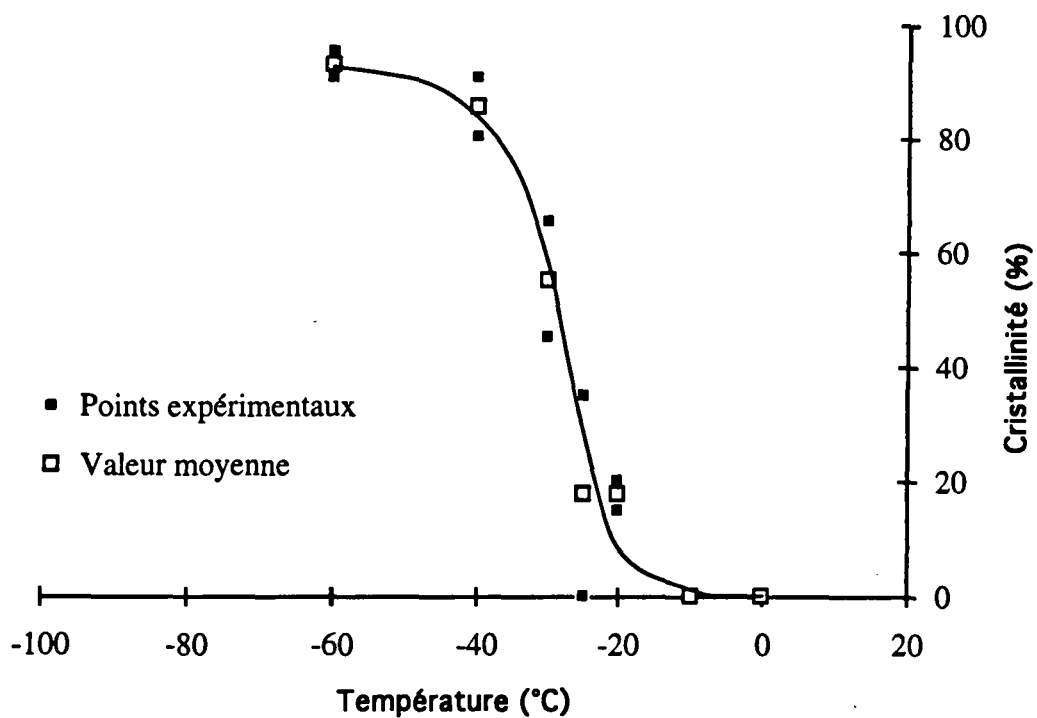
Bien que l'exposant obtenu diffère de celui de Nozaki, la relation (A5-7) permet de bien rendre compte des résultats expérimentaux. Il est important de noter que l'influence de l'épaisseur d'éprouvette sur l'énergie de rupture est très nettement supérieure à une simple relation de proportionnalité et peut être attribuée à une modification de l'état de sollicitations en pointe de fissure, qui s'éloigne d'un état de contraintes planes lorsque l'épaisseur augmente. Les ruptures observées ont toujours lieu par cisaillement, et on n'observe jamais de ruptures plates. Cependant, pour les éprouvettes d'épaisseur 10 mm, les faciès de ruptures sont en biseau avec un seul plan de cisaillement, alors que pour les éprouvettes d'épaisseur 16 mm, les faciès de rupture sont à lèvres avec deux plans de cisaillement symétriques.

### Références bibliographiques

- [IWA75] Iwasaki N., Yamagushi T., Taira T., "*Characteristics of drop-weight tear test on line pipe steels*" 17th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Pittsburg, Pa; January 22-23, 1975.
- [NOZ81] Nozaki N. , Bessyo K., Sumitomo Y., Takeuchi I., Yamashita A., "*Drop weight tear test (DWTT) on the high toughness linepipe steel*", The Sumitomo Search N° 26, pp 76 à 90, Novembre 1981
- [HEN71] Hengstenberg H., Henrichs F. "*Recherches sur les tôles fortes et les tubes de grand diamètre avec l'essai de choc par masse tombante de l'institut Batelle*" BANDER, BLECHE, ROHRE n° 5 pp 208 à 219, 1971.

**Figure A5-1 : Courbe de transition BDWTT pour l'acier B avec éprouvettes d'épaisseur 10 mm.**

*a) Cristallinité*



*b) Energie de rupture*

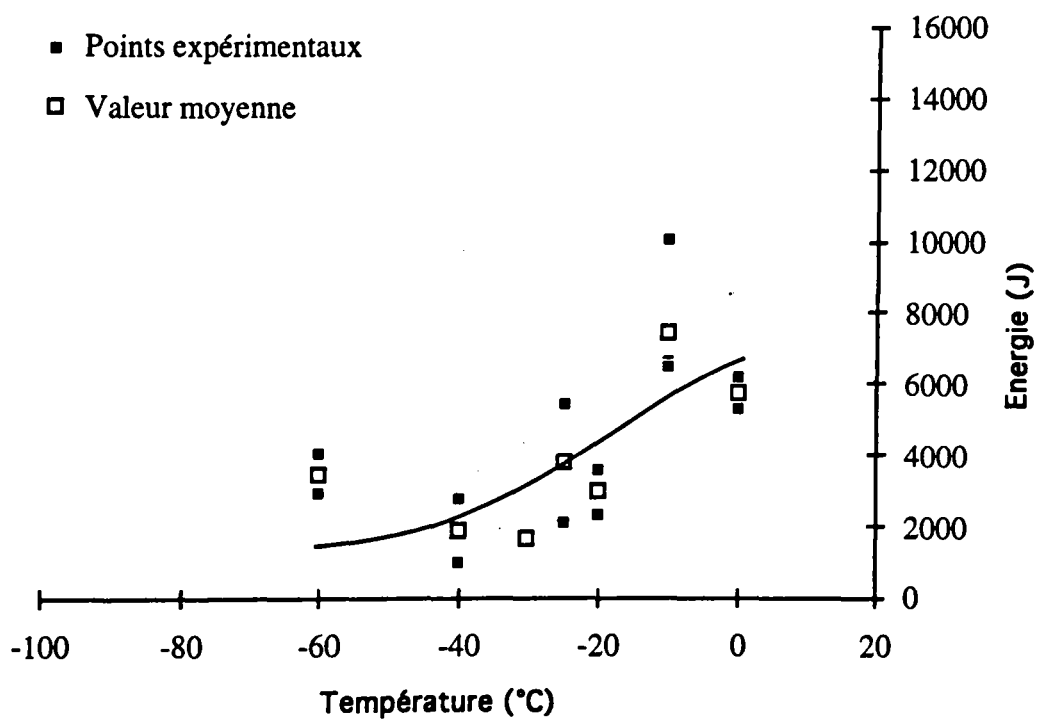
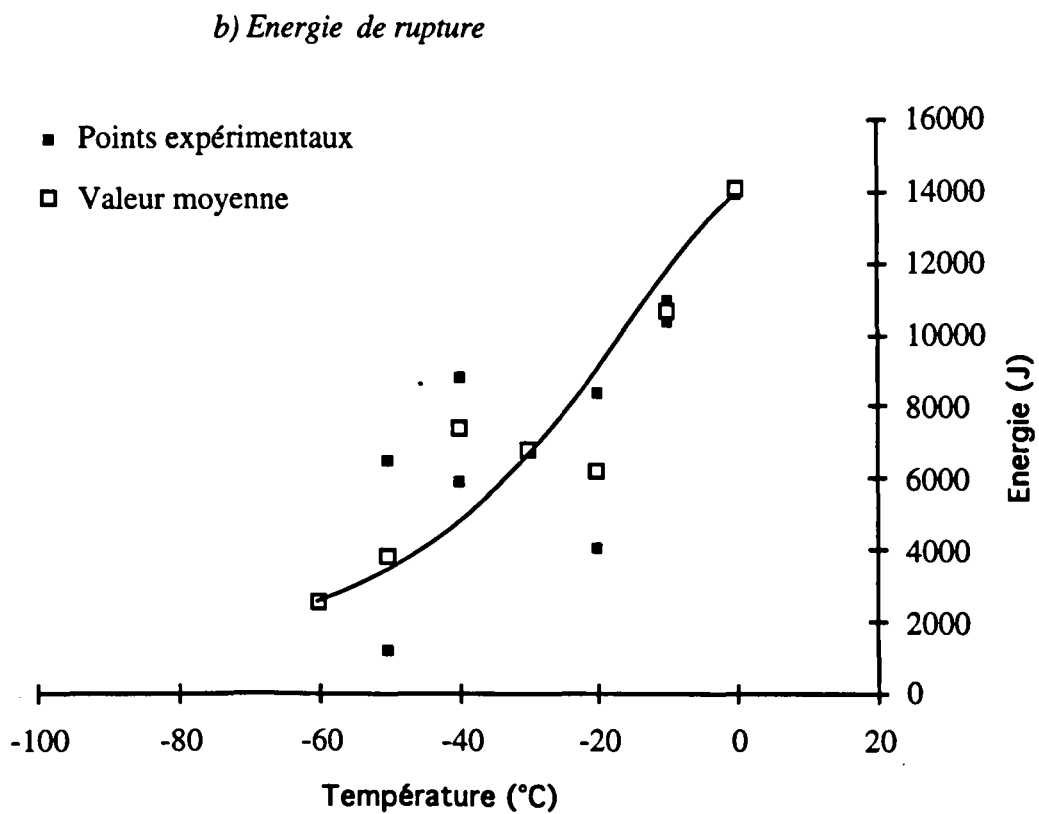
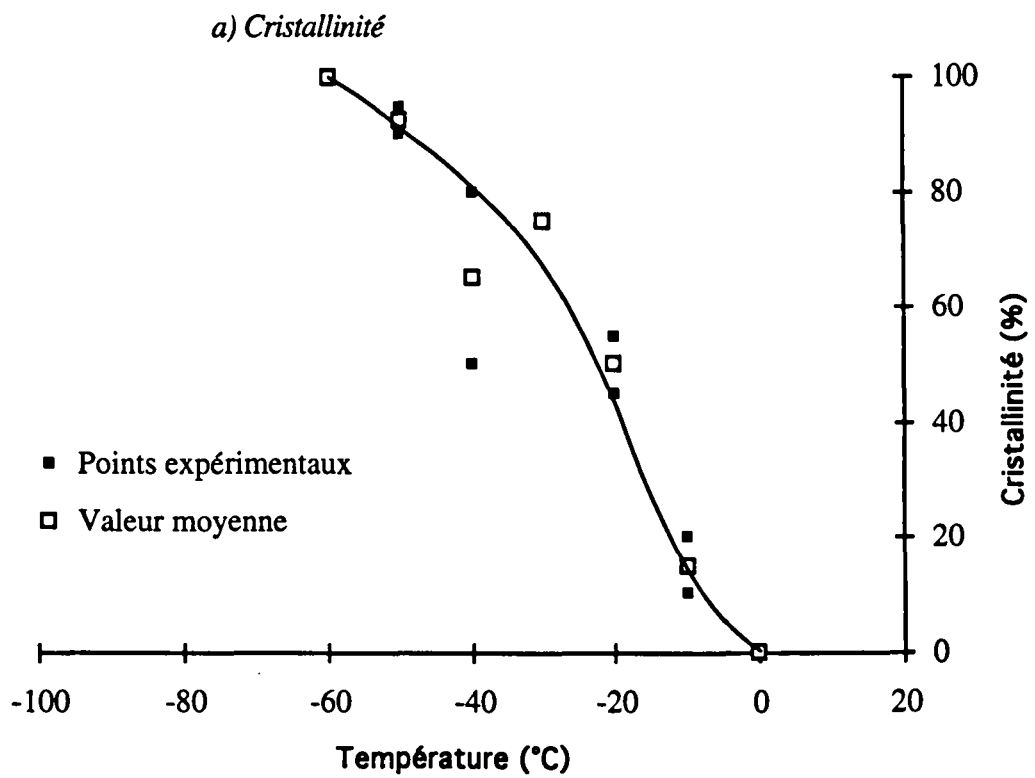
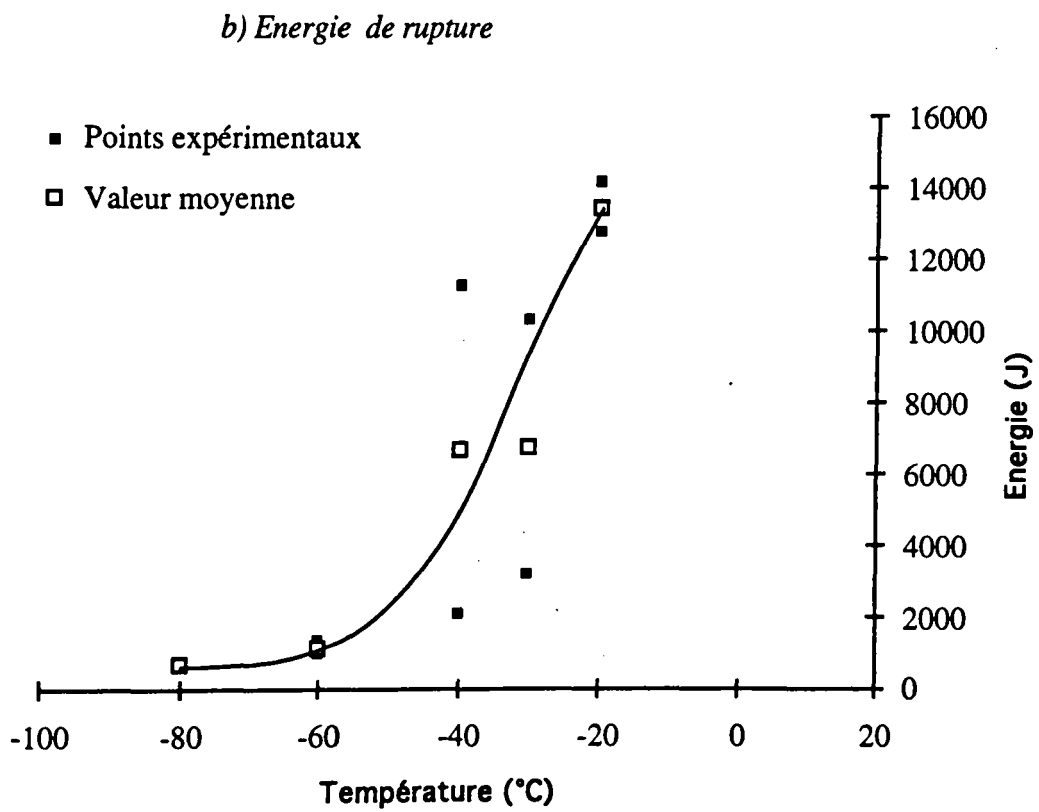
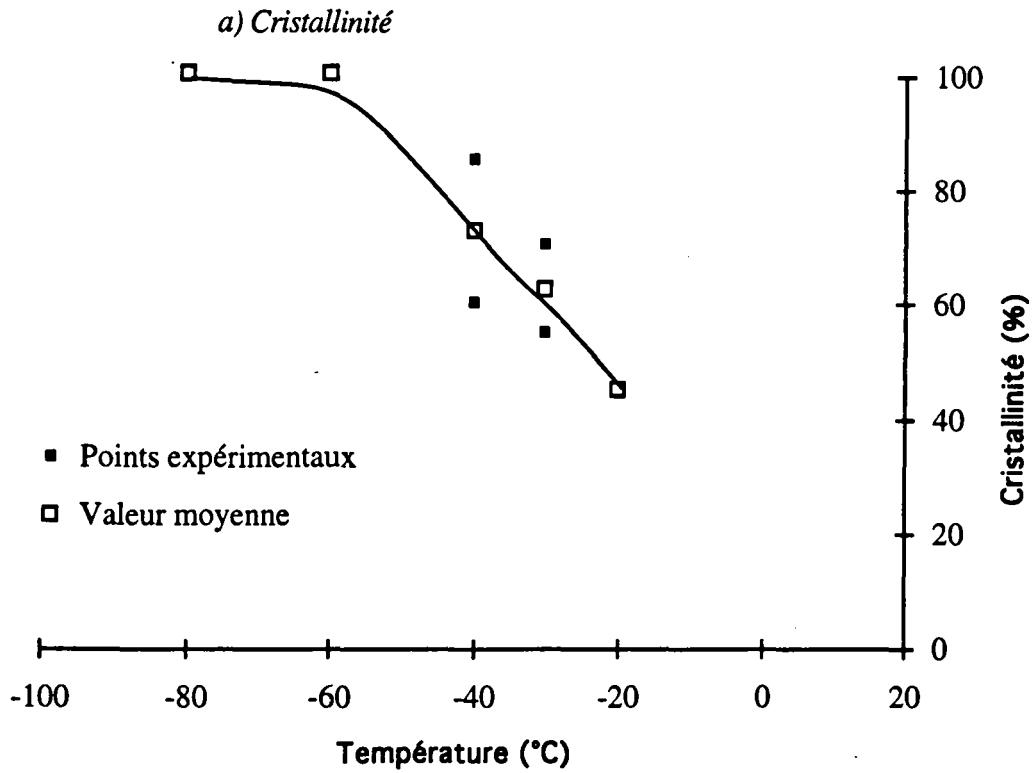


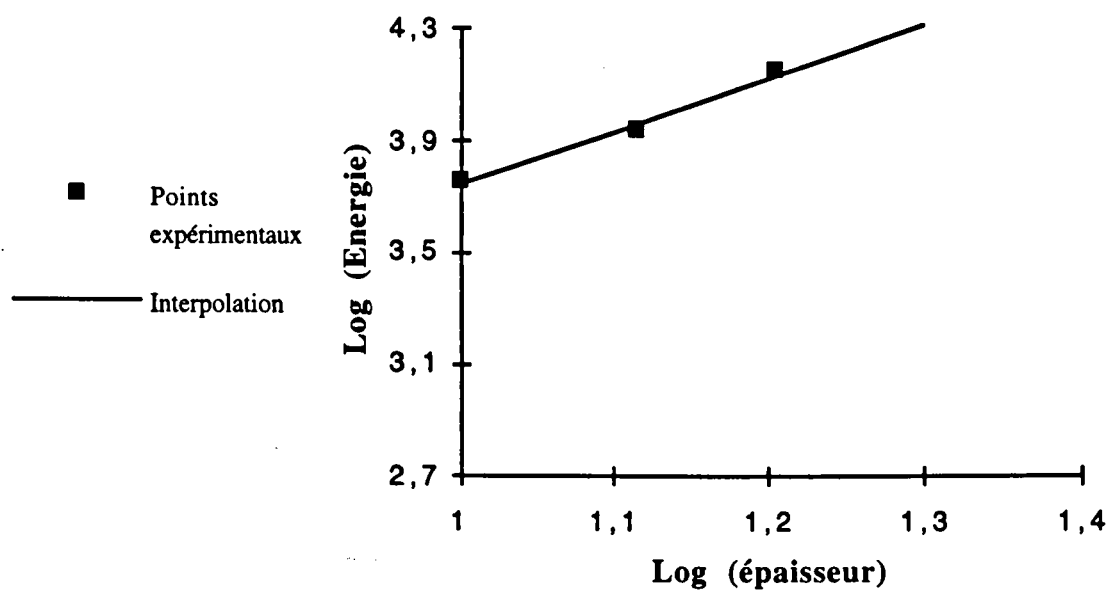
Figure A5-2 : Courbe de transition BDWTT pour l'acier B avec éprouvettes d'épaisseur 16 mm



**Figure A5-3 : Courbe de transition BDWTT pour l'acier B avec éprouvettes d'épaisseur 20 mm**



**Figure A5-4 :** Evolution du logarithme de l'énergie de rupture en fonction du logarithme de l'épaisseur d'éprouvette à la température de 0 °C.





# ANNEXE A6 : CALCUL DE LA RELATION ENERGIE/CRISTALLINITE POUR LES DEUX COMPORTEMENTS DE TRANSITION

## Introduction

Cette annexe regroupe uniquement les calculs nécessaires pour établir les relations énergie/cristallinité relatives aux deux comportements de transition observés à l'aide du modèle proposé au Chapitre III, paragraphe 2.3.1., sans réitérer la présentation du modèle et l'analyse des résultats effectuées au chapitre III.

## 1. Comportement de transition du premier type

### 1.1. Evolution de l'énergie de propagation de la fissure ductile en fonction de sa longueur

Pour appliquer la modélisation proposée, il faut admettre que la fissure se propage de façon fragile ou ductile, mais sur toute la largeur de l'éprouvette. Un comportement de transition du premier type se caractérise par le fait que la rupture se propage successivement de façon fragile puis ductile. Pour simplifier le raisonnement, le faciès de rupture observé est schématisé conformément à la Figure A6-1.

La part "propagation" de l'énergie de rupture peut ainsi être exprimée en fonction de  $a_d$ , longueur de ligament rompu de façon ductile, en intégrant l'équation (III-1) :

$$E_{pr} = \int_{W-a_d}^W (\alpha(W-a) + \beta) da \quad (A6-1)$$

soit 
$$E_{pr} = \frac{\alpha}{2} a_d^2 + \beta a_d \quad (A6-2)$$

## 1.2. Forme de la relation Energie/Cristallinité

La courbe  $E_{pr}(a_d)$  est une parabole de tangente à l'origine  $\beta$  (Figure A6-2 a). Pour le faciès schématisé Figure A6-1, la relation entre la cristallinité,  $C$ , et la longueur de ligament rompu de façon ductile,  $a_d$ , est :

$$C = \frac{(W - a_0) - a_d}{W - a_0} \quad (A6-3)$$

avec :  $a_0$  longueur de l'entaille.

Sachant que  $W - a_0 > a_d > 0$ , la courbe définissant la relation entre la part "propagation" de l'énergie de rupture et la cristallinité a la forme donnée à la Figure A6-2 b.

Les enregistrements force/temps n'ont pas mis en évidence de phase d'amorçage de fissure (Chapitre III, paragraphe 2.1.1.). Il est alors admis que l'énergie d'amorçage de fissure  $E_a$  est négligeable. L'énergie totale de rupture se réduit donc à l'énergie nécessaire pour propager la fissure. Il est alors possible de tracer la courbe définissant la relation énergie/cristallinité (Figure A6-3). Sur ce schéma, les énergies de rupture déterminées au chapitre III, paragraphe 2.3.2, pour une rupture ductile et une rupture fragile ont également été reportées.

## 2. Application à un comportement de transition du second type

### 2.1. Evolution de l'énergie de propagation de la fissure ductile en fonction de sa longueur

Il a été observé, en étudiant les courbes force/temps, que la quasi-totalité de l'énergie de rupture était consommée au cours de la première phase de rupture ductile (à savoir la phase où la fissure ductile se propage à partir de l'entaille avant l'amorçage de la rupture fragile). Seule cette phase sera donc prise en compte pour expliquer la consommation d'énergie. Le faciès de rupture peut donc être schématisé conformément à la Figure A6-4 .

La part "propagation" de l'énergie de rupture peut être exprimée en fonction de  $a_d$ , longueur de ligament rompu de façon ductile, en intégrant l'équation (III-1) :

$$E_{pr} = \int_{a_0}^{a_d + a_0} (\alpha(W - a) + \beta) da \quad (A6-4)$$

soit

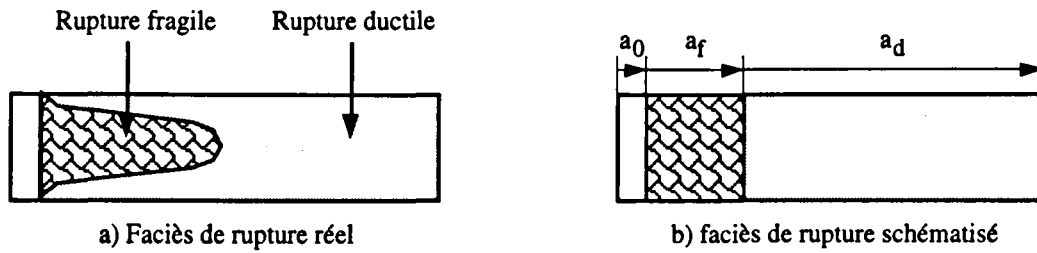
$$E_{pr} = -\frac{\alpha}{2} a_d^2 + [\alpha(W - a_0) + \beta] a_d \quad (A6-5)$$

## 2.2. Allure de la relation Energie/Cristallinité

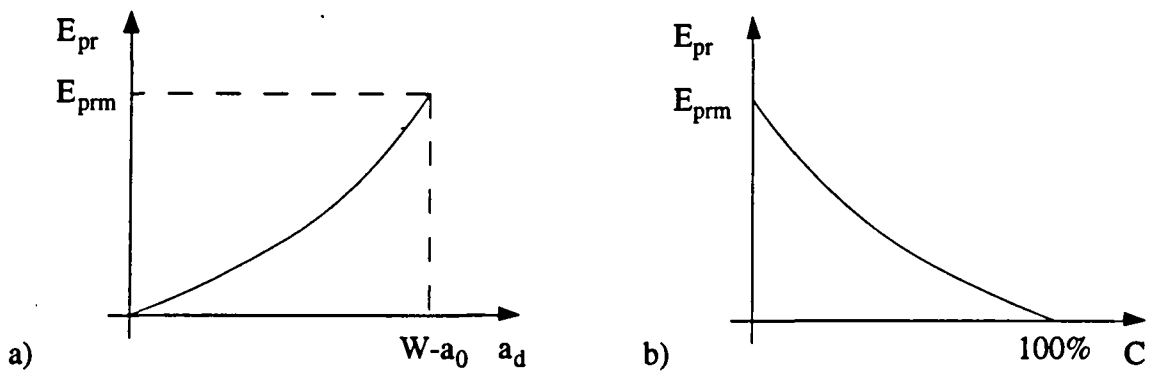
La courbe  $E_{pr}(a_d)$  est une parabole de tangente à l'origine  $\beta$  (Figure A6-5 a). Pour le faciès schématisé en Figure A6-4, la relation entre la cristallinité,  $C$ , et la longueur de ligament rompu de façon ductile,  $a_d$ , est donnée par la formule A6-3. Sachant que  $W-a_0 > a_d > 0$ , la forme de la relation entre la part "propagation" de l'énergie de rupture et la cristallinité est donnée à la Figure A6-5 b.

Il a été admis au Chapitre III, paragraphe 2.3.1 que l'énergie d'amorçage de la fissure ductile a une valeur constante  $E_a$ , qu'il faut dans ce cas ajouter à l'énergie nécessaire pour propager la fissure, définissant ainsi l'énergie totale de rupture. Il est alors possible de tracer l'allure de la relation énergie/cristallinité (Figure A6-6). Les énergies de rupture pour un comportement ductile et un comportement fragile, déterminées au chapitre III, paragraphe 2.3.1 ont également été reportées sur ce schéma.

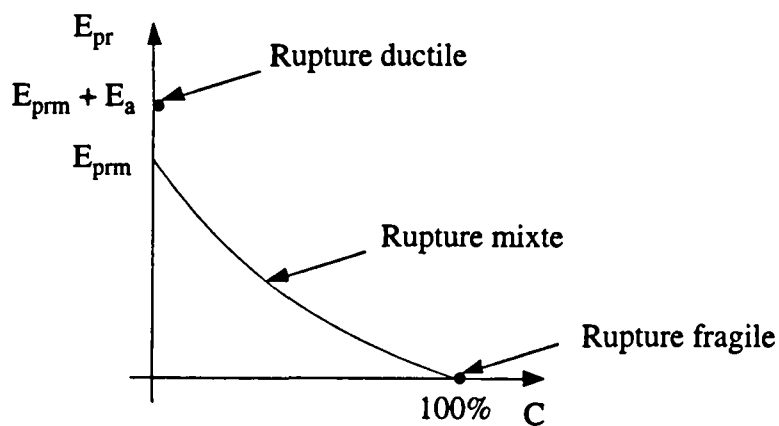
**Figure A6-1 :** Schématisation du faciès de rupture pour un comportement de transition du premier type.



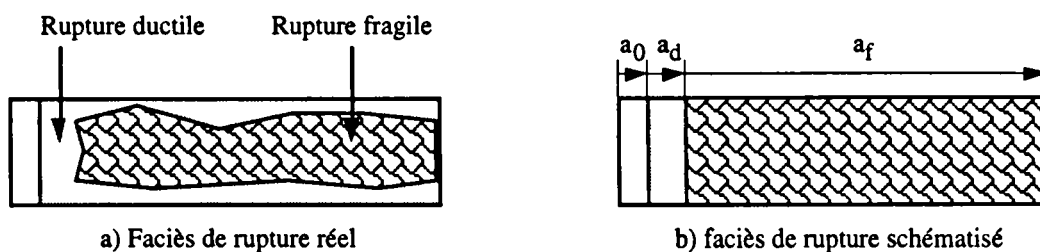
**Figure A6-2 :** Pour un comportement de transition du premier type, évolution de l'énergie de rupture consommée pendant la propagation de fissure en fonction : a) de la longueur de fissure ductile; b) de la cristallinité.



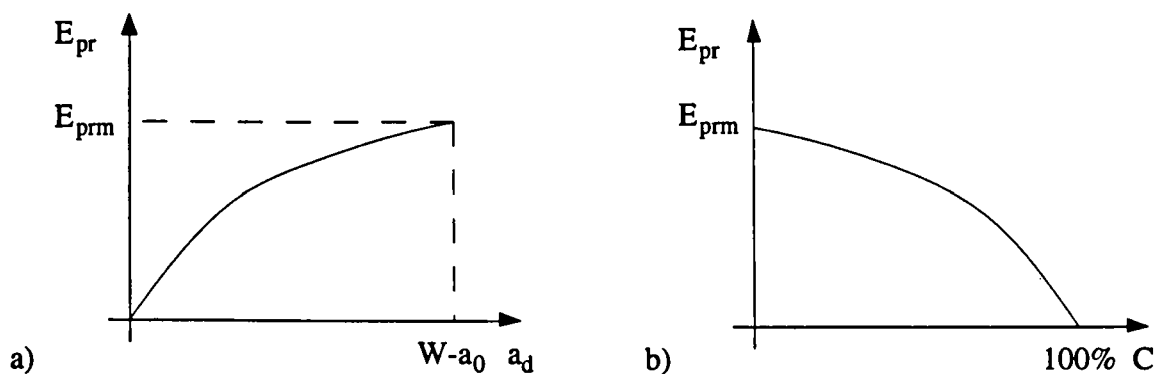
**Figure A6-3 :** Forme de la courbe énergie/cristallinité pour un comportement de transition du premier type.



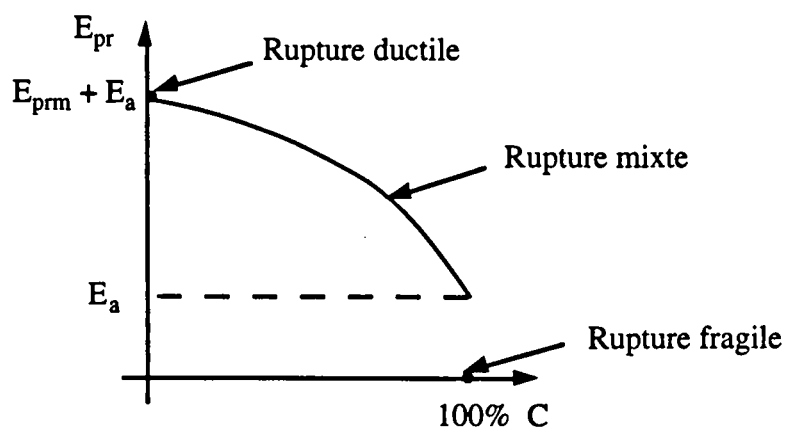
**Figure A6-4 :** Schématisation du faciès de rupture pour un comportement de transition du second type.



**Figure A6-5 :** Pour un comportement de transition du second type, évolution de l'énergie de rupture consommée pendant la propagation de fissure en fonction : a) de la longueur de fissure ductile; b) de la cristallinité.



**Figure A6-6 :** Forme de la courbe énergie/cristallinité pour un comportement de transition du second type.





# ANNEXE A7 : EVALUATION DE LA TAILLE DE LA ZONE PLASTIQUE PAR ESSAIS DE DURETE

## **1. Principe**

Une estimation locale de l'écrouissage d'un acier peut être faite à l'aide de mesures de dureté ou de microdureté. Cette méthode a été utilisée pour évaluer la dimension de la zone plastique créée par l'entaillage et ses variations éventuelles dans l'épaisseur de l'éprouvette.

L'étude a été menée sur des éprouvettes du matériau A. Comme dans le reste de cette étude, les mesures de dureté sont de type HV 10.

## **2. Etalonnage expérimental de la relation dureté/déformation**

Pour connaître la relation dureté/déformation, des mesures de dureté ont été effectuées sur des éprouvettes de traction dont le taux d'écrouissage est connu. Des éprouvettes de traction prismatiques pleine épaisseur : ( $L_0 = 176$  mm,  $S_0 = 25,5 \times 38$  mm<sup>2</sup>) ont été utilisées. Six essais sont réalisés pour les taux d'écrouissage correspondant respectivement à  $\Delta l/l_0 = 2\%$ ;  $5\%$ ;  $7,5\%$ ;  $10\%$ ;  $13\%$ ;  $15\%$ . La striction apparaît entre  $13$  et  $15\%$ .

Sur chaque éprouvette de traction cinq positions de mesure réparties dans l'épaisseur de la tôle ont été utilisées. Elles sont respectivement distantes de  $1$ ;  $3,5$ ;  $5,5$ ;  $10$  et  $18$  mm de la peau de l'éprouvette. Chaque mesure a été répétée cinq fois. La moyenne des duretés des cinq points de mesure pour chaque position est présentée en fonction du taux d'écrouissage de l'éprouvette en Figure A7-1.

Les mesures en peau se distinguent par une dureté supérieure à l'ensemble des autres mesures. Les autres mesures en revanche se situent toutes dans la même bande de dispersion; l'écart entre ces dernières mesures est de l'ordre de l'erreur de lecture sur le duromètre, soit 3 unités Vickers. La même relation entre contrainte et déformation peut donc être utilisée pour toutes ces mesures. On les notera dorénavant mesures à cœur. Deux relations entre dureté et déformation sont donc nécessaires : l'une pour les mesures en peau, l'autre pour toutes les mesures à cœur.

### **3. Calcul de la relation dureté-déformation**

La relation est de type linéaire, avec une très bonne corrélation pour les valeurs en milieu de tôle. Les valeurs obtenues pour un taux d'écrouissage de 15 % ne vérifient pas la relation. Les mesures ont été faites en dehors de la zone de striction; dans cette zone de déformation homogène, il n'y a localement plus d'élévation de la déformation, de la contrainte et donc de la dureté.

Pour les valeurs en peau, la relation est également linéaire. La dispersion est plus grande que pour les mesures à cœur, mais le nombre de points de mesure est également quatre fois plus faible.

Les relations retenues sont :

- en peau de pièce :  $\epsilon = 0,5114 \text{ HV} - 101,9$  (A7-1)

avec  $r = 0,890$

- en milieu de pièce :  $\epsilon = 0,3571 \text{ HV} - 72,5$  (A7-2)

avec  $r = 0,997$

Leur domaine de validité est cependant limité. Ces relations ont été déterminées pour une déformation uniaxiale et pour des déformations équivalentes inférieures à 13 %. L'extrapolation de ces relations en dehors de leur domaine de validité est bien sûr sujette à caution.

### **4. Mesures de dureté autour de l'entaille**

Deux éprouvettes BDWTT sont utilisées, et ont été découpées suivant deux plans distincts. Le premier plan de coupe est parallèle au plan de l'éprouvette (Figure A7-2). Le deuxième plan de coupe est perpendiculaire au plan de l'éprouvette (Figure A7-3). Les éprouvettes ont une épaisseur de 19 mm et sont prélevées dans la tôle A par fraisage de la contre-peau. Les points de mesure sont alignés sur des radiales à partir de l'entaille; ils sont espacés de 1 mm environ, espacement imposé par la charge utilisée.

Sur la Figure A7-2a, sont indiquées les positions des points de mesure pour la première éprouvette. La limite de l'éprouvette est représenté par l'axe OY, la position de l'entaille est ombrée. La symétrie de l'entaille par rapport à l'axe OX est utilisée pour n'effectuer les mesures que sur une moitié de la zone plastique.

Sur la Figure A7-3a, le contour de l'éprouvette est indiqué avant et après entaillage. L'expansion latérale de l'éprouvette après entaillage est notable. La position de l'entaille est ombrée. Le plan de coupe n'étant pas exactement le plan milieu de l'éprouvette, dans ce plan, la profondeur de l'entaille n'est pas maximale. La profondeur maximale est indiquée par la



ligne pointillée. Quatre séries de points de mesures sont prises dans une moitié de l'éprouvette, les résultats étant par symétrie les mêmes dans l'autre moitié de l'éprouvette.

## **5. Calcul des déformations équivalentes**

Il est choisi de présenter les courbes de déformation en fonction de la distance à l'entaille du point de mesure, le tracé d'isodéformées introduisant une incertitude supplémentaire. Seul le contour de la zone plastique a été tracé à titre indicatif.

Pour la première éprouvette, les duretés mesurées seront portées en fonction de la distance du point de mesure à l'origine du graphique qui est aussi le "centre" O de l'entaille, (Figure A7-2b). Elles sont traduites en déformations équivalentes à l'aide de la relation A7-2.

Il est clair que la limite de validité de la relation dureté-déformation est largement dépassée. Au delà de cette limite, les résultats n'ont plus qu'une valeur indicative. D'autre part, la position relative de chaque série de points par rapport à l'entaille n'est pas identique, la distance à l'origine n'a donc pas exactement la même signification pour chaque série de points.

On note que la zone plastique s'étend légèrement plus loin dans la direction de pénétration du couteau, que dans la direction perpendiculaire. Les gradients de déformation sont très voisins pour chacune des courbes. La valeur asymptotique est de l'ordre de 2 % au lieu de 0 %, ce qui nous donne une indication de l'erreur commise lors de ces mesures.

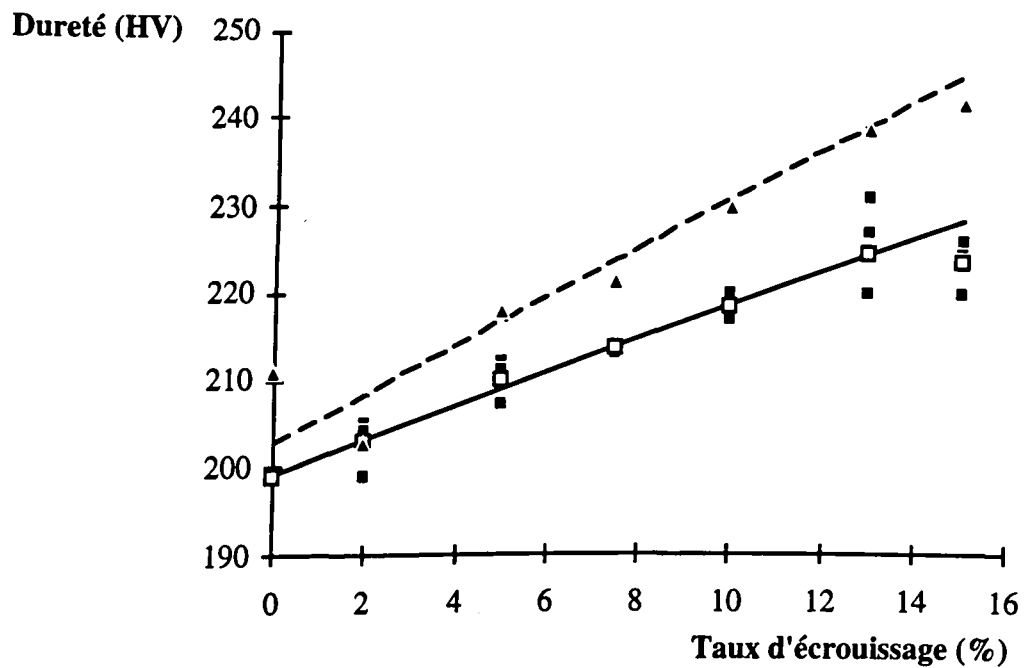
Pour la seconde éprouvette, le traitement des valeurs est similaire au traitement précédent, dont il ne diffère que sur deux points : on doit différencier les valeurs en peau et celles à cœur; et les duretés mesurées sont tracées en fonction de la distance du point de mesure à l'axe OZ qui correspond à l'origine O du repère précédent, (Figure A7-3b).

On remarque une différence de comportement très nette entre le milieu et la peau de pièce. Pour des points de mesure situés entre 5 et 10 mm du bord de l'éprouvette dans la direction X, l'écroutissage est beaucoup plus faible en peau qu'à cœur de pièce; au delà, les courbes sont confondues. On ne peut pas considérer les déformations comme étant uniformes dans l'épaisseur de l'éprouvette. Au voisinage de l'entaille, au cœur de l'éprouvette, on dépasse ici aussi largement la limite de validité de la relation contrainte-déformation. L'ordre de grandeur des déformations à proximité immédiate de l'entaille est supérieur à celui observé pour l'éprouvette précédente, mais les points de mesure correspondants sont situés immédiatement sous l'entaille, dans la direction Y.

## **6. Conclusion**

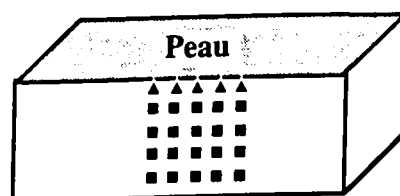
La méthode utilisée permet d'estimer la taille de la zone plastique et la répartition des déformations engendrées par l'entaillage. La taille de la zone plastique est vraisemblablement sous-estimée car la méthode par dureté n'est précise qu'à 2 ou 3% de déformation près. Elle ne permet donc pas de mesurer les faibles déformations. En revanche, l'intérêt de cette méthode est de donner un ordre de grandeur des déformations atteintes. En pointe d'entaille, celles-ci sont très élevées et atteignent 50 à 70%.

Figure A7-1 : Relations dureté/déformation en peau et à cœur de tôle pour l'acier A.



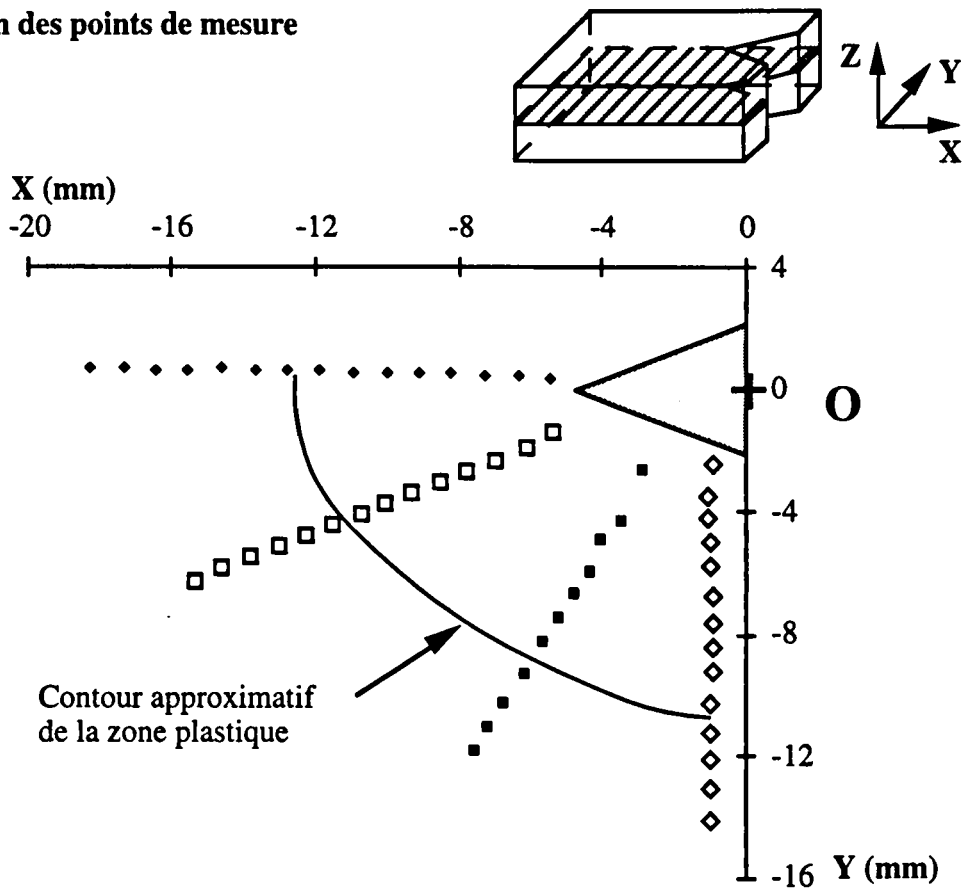
- ▲ Mesures en peau
- Mesures à cœur : en chacun des groupes de points
- moyenne des quatre groupes de points

Position schématique des points de mesure dans l'épaisseur d'une éprouvette

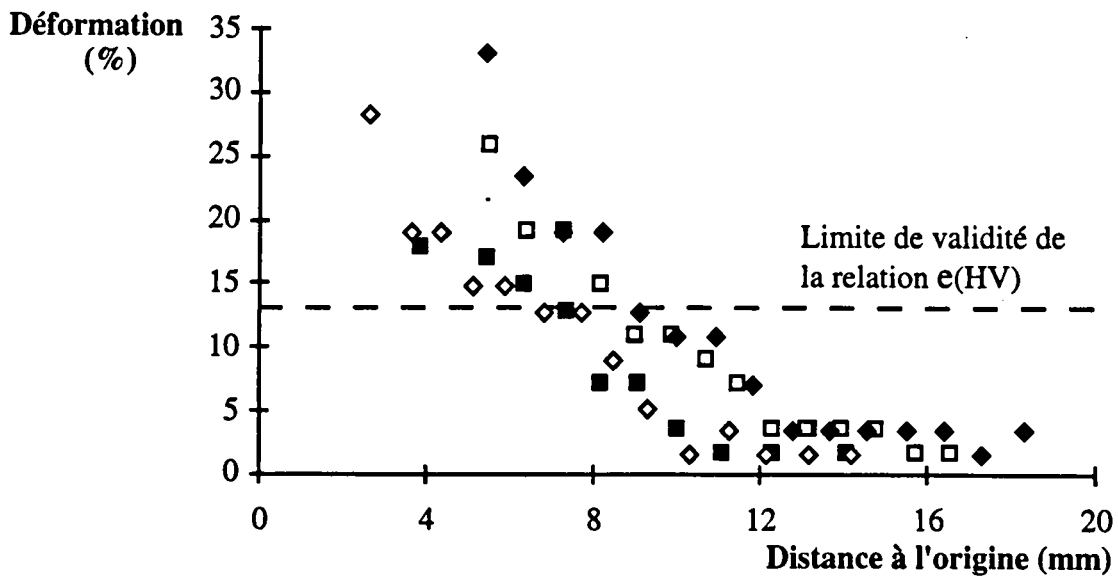


**Figure A7-2 : Estimation de l'écroissage généré par l'entaillage; mesures dans le plan moyen de l'éprouvette.**

**a) Position des points de mesure**

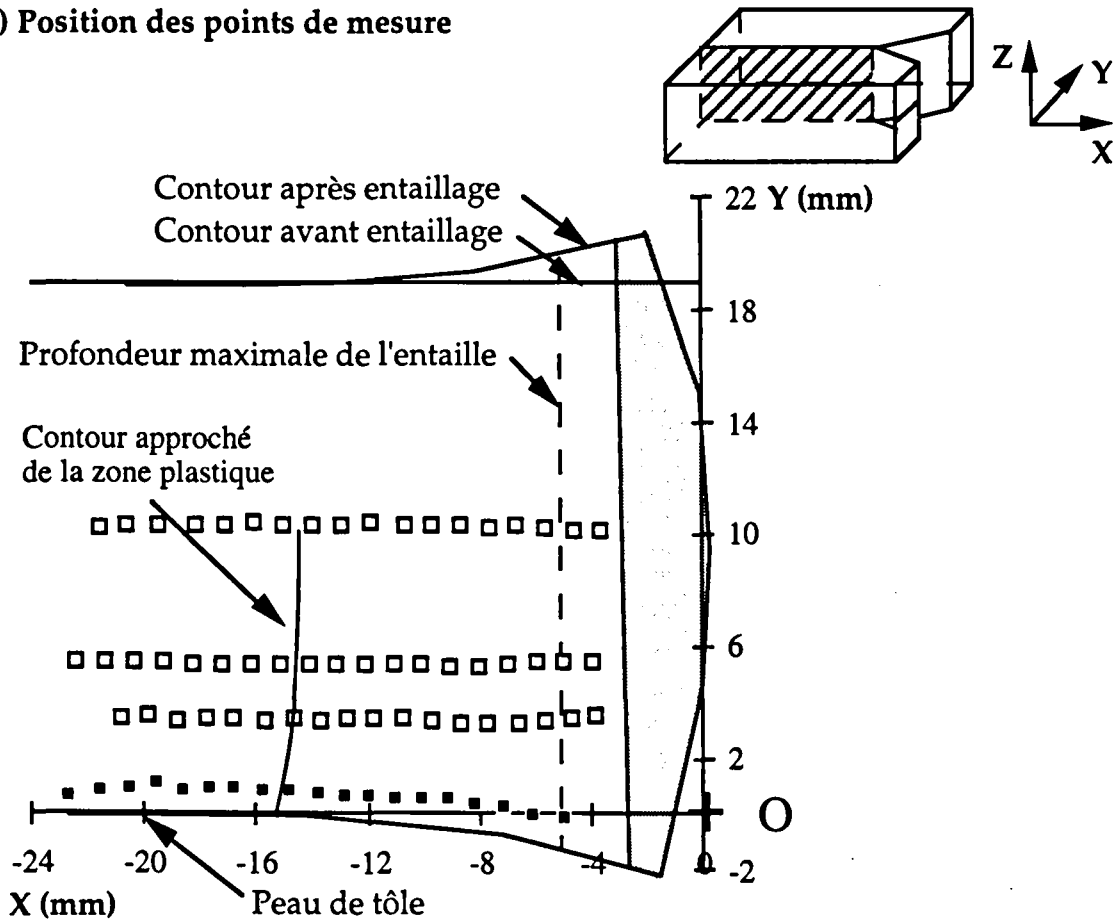


**b) Déformations calculées**

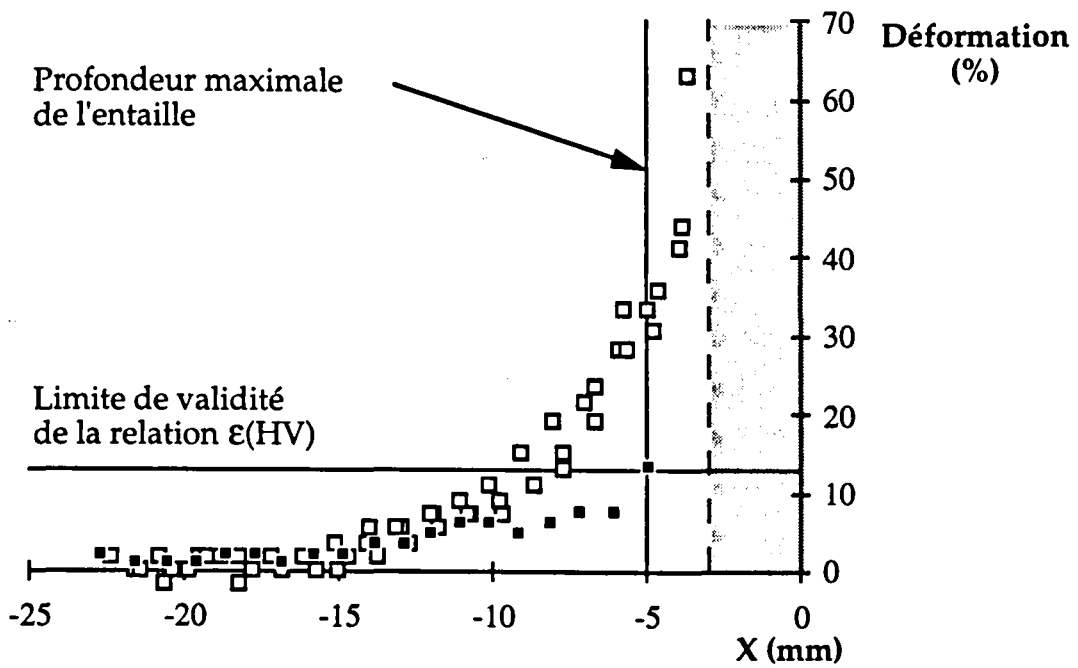


**Figure A7-3 :** Estimation de l'écroissage généré par l'entaillage; mesures dans l'épaisseur de l'éprouvette.

**a) Position des points de mesure**



**b) Déformations calculées**





# **ANNEXE A8 :**

## **MODÉLISATION PAR ÉLÉMENTS FINIS DE L'ENTAILLAGE D'UNE ÉPROUVETTE BDWTT**

### **1. Introduction**

L'estimation des contraintes résiduelles introduites par l'opération d'entailage a été effectuée par une approche numérique. Il a été choisi de développer un modèle assez simple. En particulier, la description des phénomènes de coupe complexes observés en pointe de couteau n'a été qu'esquissée. La simplicité d'un modèle ne doit cependant pas en exclure la justesse. Une validation expérimentale sur des grandeurs globales (effort d'entailage et déformation de l'éprouvette) a été effectuée pour assurer la pertinence des résultats obtenus.

### **1. Présentation du modèle utilisé**

#### **1.1. Choix du type de modélisation.**

Il convient tout d'abord de choisir entre un modèle à deux dimensions (2D) et un modèle à trois dimensions (3D). Du point de vue géométrique, le problème est un problème 2D. On ne peut cependant effectuer une modélisation 2D que si l'on peut également faire l'hypothèse d'un état de contraintes ou de déformations bidimensionnel.

Après entailage, l'éprouvette est fortement plastifiée au voisinage de l'entaille. Cette plastification se traduit principalement par une augmentation locale de l'épaisseur de l'éprouvette. L'hypothèse d'un état de déformations planes ne peut donc pas être choisie. En revanche, rien ne permet à première vue d'infirmer l'hypothèse d'un état de contraintes planes.

Le premier modèle utilisé est donc un modèle 2D en contraintes planes. La modélisation a été effectuée par M. Longuemare au cours d'un stage de DEA [LON93]. Pour comparer les résultats numériques aux résultats obtenus expérimentalement, une grandeur simple, représentative de la déformation macroscopique de l'éprouvette, est utilisée. Il s'agit de la variation relative d'épaisseur,  $\Delta E_r$ , c'est à dire la variation d'épaisseur ramenée à l'épaisseur initiale de l'éprouvette.

$$\Delta E_r = \frac{E_d - E}{E} \quad (A8-1)$$

- E        Epaisseur initiale de l'éprouvette  
 E<sub>d</sub>     Valeur maximale locale de l'épaisseur de l'éprouvette après déformation

Si l'hypothèse d'une modélisation en contraintes planes est valide,  $\Delta E_r$  devrait être indépendante de E.  $\Delta E_r$  a été mesurée pour les différentes épaisseurs d'éprouvettes utilisées dans cette étude, et les résultats obtenus sont présentés en Figure A8-1. Il est clair que  $\Delta E_r$  dépend fortement de E; l'écart entre l'expérience et la modélisation 2D est d'autant plus important que l'éprouvette est épaisse. Même pour la plus faible épaisseur d'éprouvette étudiée (4 mm), le modèle en contraintes planes ne rend pas compte des mesures expérimentales. Il est donc indispensable d'effectuer une modélisation 3D. Cette modélisation a été développée par M. Buirette dans le cadre d'un second stage de DEA [BUI94].

## **1.2. Conditions aux limites et taille de la zone modélisée**

L'entaillage est effectué par enfoncement d'un coin dans l'éprouvette placée sur une table de presse. L'éprouvette n'est en contact avec le dispositif d'entaillage qu'en deux zones qui sont le plan d'appui de l'éprouvette et la zone en cours d'entaillage. Le contact entre la table de la presse et l'éprouvette peut être modélisé par un appui plan. La modélisation du contact entre le couteau et l'éprouvette est plus complexe et sera détaillée ultérieurement.

Les deux plans milieux de l'éprouvette, P1 et P2, sont des plans de symétrie du problème (Figure A8-2). Il est donc possible de ne modéliser que le quart de l'éprouvette.

Expérimentalement on observe en surface d'éprouvette que la taille de la zone déformée plastiquement ( $\approx 30 \times 15 \text{ mm}^2$ ) est faible par rapport à la taille totale de l'éprouvette ( $305 \times 76 \text{ mm}^2$ ). Il n'est donc pas nécessaire de modéliser toute l'éprouvette.

Compte tenu des remarques précédentes, la taille de la zone modélisée est restreinte à un parallélépipède de dimensions  $32 \times 32 \times B/2 \text{ mm}^3$  (Figure A8-3). Le confinement élastique par la partie non modélisée de l'éprouvette est modélisé par une condition d'appui plan pour les nœuds des plans P3 et P4. Les conditions de symétrie se traduisent également par une condition d'appui plan pour les nœuds des plans P1 et P2.



### 1.3. Modélisation du contact couteau-éprouvette

Les conditions aux limites entre l'éprouvette et le couteau doivent traduire l'enfoncement progressif de la pointe du couteau dans l'éprouvette et le frottement des faces du couteau contre les flancs de l'entaille.

Le couteau est considéré comme rigide et indéformable. L'enfoncement du couteau se produit par coupe et refoulement de matière simultanés (Figure A8-4). Pour la première simulation 2D, des éléments linéiques de contact ont été utilisés pour représenter le phénomène de coupe. Ces éléments assurent le contact tant que les contraintes transmises à l'interface respectent un critère donné. Lorsque ce critère est violé la liaison est rompue. Pour les éléments utilisés, l'enveloppe des contraintes transmissibles est donnée par la relation :

$$\sqrt{\left(\frac{\sigma}{\sigma_c}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_c}\right)^2} \leq 1 \quad (\text{A8-2})$$

avec :  $\sigma, \tau$       Contraintes normale et tangentielle transmises par l'interface  
 $\sigma_c, \tau_c$       Valeurs critiques des contraintes caractérisant la résistance de l'interface

Avec ce type d'éléments, il n'a pas été possible de faire coïncider la vitesse de propagation de fissure calculée par le modèle avec les résultats expérimentaux, quelles que soient les valeurs choisies pour  $\sigma_c$  et  $\tau_c$ .

L'objectif de cette modélisation étant limité au calcul des contraintes et déformations résiduelles, il ne s'agit pas de définir un modèle très complexe de progression de fissure, mais au contraire d'utiliser une règle simple qui permette de tenir compte des observations expérimentales avec une précision suffisante. Une loi de propagation de fissure déduite de l'expérience a donc été utilisée.

En observant expérimentalement la progression du couteau dans une éprouvette quadrillée, on remarque qu'une ligne située à la distance  $h$  du bord de l'éprouvette est repoussée jusqu'à une distance  $h + \Delta h$ , avant d'être coupée par le couteau. Le critère numérique de progression de fissure dans le maillage utilisé est déduit de cette observation.

Initialement, la cohésion du matériau est modélisée par une condition d'appui simple pour les nœuds situés sur le trajet du couteau (Figure A8-5). La décohésion de l'acier est simulée en supprimant cet appui simple. Pour un nœud initialement situé à une distance  $h$  du bord de l'éprouvette, la condition d'appui est annulée lorsque le couteau a parcouru la distance  $h + \Delta h$  mesurée expérimentalement. Après décohésion, le contact entre les flancs du couteau et ceux de l'entaille se réduit à du frottement modélisé par une loi de Coulomb. La valeur du coefficient de

frottement utilisée est choisie pour rendre compte au mieux des résultats expérimentaux (cf. paragraphe 2.3)

#### **1.4. Maillage utilisé**

Un maillage simple construit avec des éléments parallélépipédiques est choisi (Figure A8-6). Le calcul est un calcul 3D; il est donc nécessaire de limiter le nombre d'éléments utilisés pour minimiser le temps de calcul. La déformation modélisée étant localisée, la finesse du maillage est adaptée en conséquence. Pour assurer la progressivité de la taille du maillage, une option du logiciel ABAQUS, qui permet de faire varier la taille de maille d'un facteur 2 entre deux éléments contigus, est utilisée.

A proximité de l'entaille, des éléments à base carrée de  $1 * 1 \text{ mm}^2$  dans le plan 1, 2 sont utilisés. Des éléments de plus petite taille ont également été testés, mais ils n'améliorent pas la précision du calcul; au contraire, les éléments en contact avec le couteau sont plus fortement distordus. Le maillage compte quatre éléments dans la demi épaisseur de l'éprouvette. Le gradient de déformation étant plus élevé en peau d'éprouvette qu'à cœur, la taille des éléments croît en progression géométrique de la peau vers le cœur de l'éprouvette, avec une raison de 1,15. Le couteau est modélisé par une surface rigide à déplacement imposé.

Des éléments de type linéaire sont été utilisés. En effet, des tests préliminaires ont permis d'établir que les éléments quadratiques étaient très fortement distordus dans la zone de contact avec le couteau. Le maillage finalement adopté se compose de 374 éléments, ce qui correspond environ à 2000 degrés de liberté et conduit à un temps de calcul de 1 heure sur une station HP720.

## **2. Calage et validation du modèle**

### **2.1. Principe**

Pour valider le modèle, il convient d'en confronter les résultats à des résultats expérimentaux. La comparaison entre modélisation et expérience est faite en termes d'effort d'entaillage et de profils de l'éprouvette après déformation, (Figure A8-7). Ces grandeurs sont mesurées lors d'essais d'entaillage sur machine de traction-compression.

Les aciers A et B ont des caractéristiques élastoplastiques très voisines (cf. Chapitre II, paragraphe 2.3.1.). Pour ne pas multiplier démesurément les essais de validation du modèle, la validation n'est effectuée que pour un acier, l'acier B. Le comportement du matériau est défini à partir des résultats de traction (Chapitre II, paragraphe 2.3.1) jusqu'à striction ( $\epsilon \leq 13 \%$ ). Pour les plus grandes déformations, la courbe de traction est extrapolée avec une loi de Ludwig.

Cette extrapolation est cependant source d'imprécision et on pourrait si nécessaire augmenter la précision du modèle en utilisant par exemple les résultats d'essais de compression, qui permettent de s'affranchir du phénomène d'instabilité plastique.

Pour vérifier que le modèle rend correctement compte de l'effet d'épaisseur, trois épaisseurs d'éprouvette, 4, 8 et 15 mm ont été choisies. Un seul essai expérimental par épaisseur a été effectué.

## **2.2. Evolution des résultats avec l'épaisseur d'éprouvette**

Pour apprécier globalement la validité de la modélisation, en particulier en ce qui concerne l'évolution des résultats avec l'épaisseur d'éprouvette, le paramètre  $\Delta E_r$  (Formule A8-1) est utilisé. Une comparaison des résultats numériques et expérimentaux est présentée en Figure A8-8. Compte tenu de la simplicité de la mesure, les résultats expérimentaux obtenus pour divers aciers (X60, X65, X80) et diverses épaisseurs d'éprouvette (4, 8, 10, 13, 15, 16, 18, 19 et 20 mm) sont présentés.

Dans l'intervalle d'épaisseurs d'éprouvette étudié,  $\Delta E_r$  décroît fortement lorsque l'épaisseur croît. Les résultats du modèle 3D sont en très bon accord avec les résultats expérimentaux, sur toute la gamme d'épaisseur considérée.

## **2.3. Relevé des profils de l'éprouvette**

On peut affiner ces résultats en mesurant au projecteur de profil l'éprouvette après déformation. La comparaison des profils mesurés et calculés, pour l'acier B, avec une éprouvette d'épaisseur 8 mm, est présentée en Figure A8-9. On remarque un très bon accord entre les résultats numériques et expérimentaux, qu'il s'agisse de l'étendue de la zone plastique ou de l'amplitude de la déformation plastique observée. L'influence du coefficient de frottement et de la loi de fissuration utilisés a été étudiée [BUI94]. L'influence du coefficient de frottement est notable. Le meilleur accord entre calcul et expérience est obtenu avec un coefficient de frottement faible ( $f = 0,01$ ). La loi de fissuration a un effet notable, mais il a été choisi de peu la faire varier puisqu'elle est déduite de mesures expérimentales.

## **2.4. Effort d'entaillage**

Un relevé expérimental de l'effort d'entaillage est présenté en Figure A8-10. L'effort mesuré expérimentalement varie de façon quasi-linéaire avec le déplacement du couteau. En revanche, pour l'effort calculé, on observe deux régimes distincts : au début de l'entaillage, l'effort croît très rapidement. Le maillage étant assez grossier, la taille de la zone plastifiée est surestimée : elle est au minimum égale à la taille du premier élément. On observe ensuite une

évolution linéaire de l'effort avec une pente modérée. Dans cette seconde partie de la courbe, la pente de l'effort calculé est nettement plus faible que celle mesurée expérimentalement.

L'influence du coefficient de frottement a été étudiée. Elle est faible et ne permet pas de rendre compte de l'écart entre les résultats de l'expérience et ceux du modèle. En effet, l'effort d'entaillage est essentiellement dû au refoulement de matière par la pointe du couteau; l'effort aux nœuds en pointe de couteau représente plus de 90 % de l'effort global, et le frottement le long des flancs du couteau ne participe que pour une faible part à l'effort total (<10%).

La loi de fissuration est donc certainement le facteur qui influe le plus sur l'effort d'entaillage. Il serait possible d'obtenir une évolution de l'effort calculé plus conforme à l'expérience en modifiant cette loi. Cette piste n'a pas été explorée par manque de temps. En effet, la loi de fissuration utilisée avait été définie d'après les mesures expérimentales, qu'il aurait été préférable de recommencer avec davantage de précision.

### **3. Résultats**

Les résultats essentiels de la simulation numérique de l'entaillage sont relatifs aux facteurs influant sur l'amorçage de fissure lors de l'essai BDWTT. Il s'agit principalement des champs de contraintes et déformations résiduelles. Des résultats complets ont été obtenus pour l'acier B. Les lois de comportement des deux aciers étant voisines, il est vraisemblable que les résultats pour l'acier A seraient très similaires. De plus les hypothèses faites sur la loi de comportement et sur les conditions de contact sont assez fortes. Les résultats obtenus sont donc plutôt à interpréter en terme d'ordre de grandeur que de valeur précise.

La direction Y est celle de la plus grande contrainte principale au cours de l'essai BDWTT. Les contraintes résiduelles dans la direction Y sont effectivement les contraintes résiduelles les plus significatives; elles sont présentées en Figure A8-11. Ces contraintes sont de compression. Le niveau de contrainte maximal est très élevé, de l'ordre de 1000 MPa. Ce maximum est situé approximativement à 0,5 mm en avant de la pointe d'entaille.

Les déformations résiduelles équivalentes au sens de Von Mises sont tracées en Figure A8-12. Les déformations maximales obtenues sont très élevées, de l'ordre de 1. Le maximum de déformation est observé le long des flancs de l'entaille. Les déformations sont donc dues au contact avec les flancs du couteau et non à la coupe en pointe de couteau.

L'intérêt principal de ces résultats réside dans leur exploitation pour une simulation de l'essai BDWTT. Un premier modèle de ce type a été réalisé [BUI94]. Bien que les résultats en soient très partiels, on retiendra que les contraintes résiduelles en pointe d'entaille se relaxent très rapidement en début d'essai BDWTT. L'effet principal de l'entaillage sur les résultats des

essais BDWTT semble donc être surtout l'élévation locale de la limite d'élasticité de l'acier par écrouissage.

#### **4. Conclusions**

Bien que très simple du point de vue géométrique, la modélisation de l'entaillage d'une éprouvette BDWTT n'est pas immédiate. La gestion du contact présente trois difficultés : le contact est glissant, les éléments de contact sont très fortement déformés et il faut simuler une fissuration progressive de l'éprouvette. Par ailleurs, le comportement de l'acier est extrapolé à partir d'essai de traction ( $\epsilon_{\max} = 0,13$ ) jusqu'à des déformations très élevées ( $\epsilon_{\max\text{éq}} = 1$ ); ce qui introduit un facteur d'inexactitude pour les grandes déformations. Enfin, il est nécessaire d'effectuer un calcul 3D.

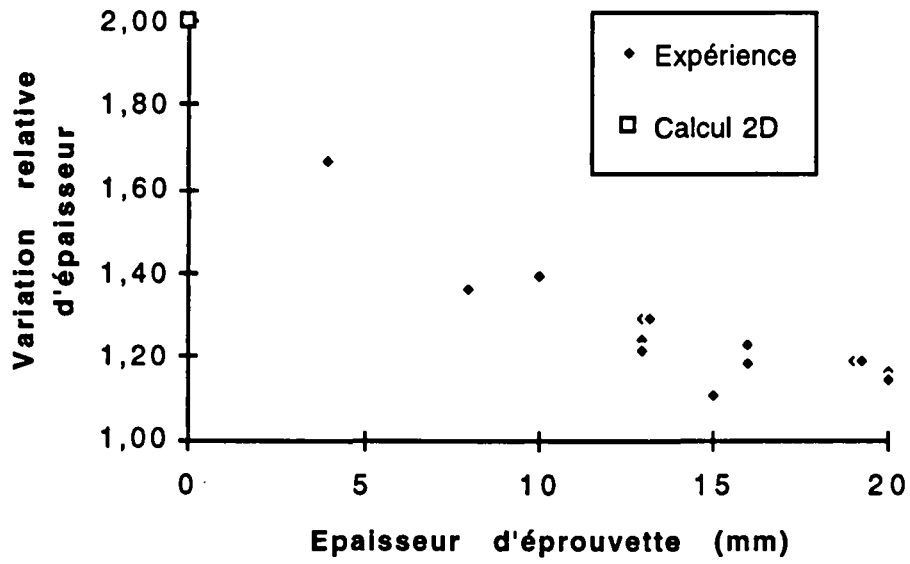
Pour vérifier que ces hypothèses n'entachent pas trop la précision du calcul, une validation expérimentale a été conduite. Celle-ci permet de rejeter les approximations les plus grossières telles qu'une modélisation en contraintes planes. Malheureusement, les grandeurs qu'il est possible de mesurer, effort d'entaillage et profils d'éprouvette, ne sont pas les grandeurs que l'on cherche à connaître, contraintes et déformations. La validation expérimentale n'a donc qu'une valeur partielle.

On retiendra cependant qu'en dépit de la difficulté du calcul, les résultats obtenus sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. Des contraintes et déformations résiduelles très élevées engendrées par l'entaillage ont pu être mises en évidence. Les contraintes sont de compression, et maximales en avant de la pointe d'entaille. Les déformations, en revanche, sont maximales le long des flancs de l'entaille.

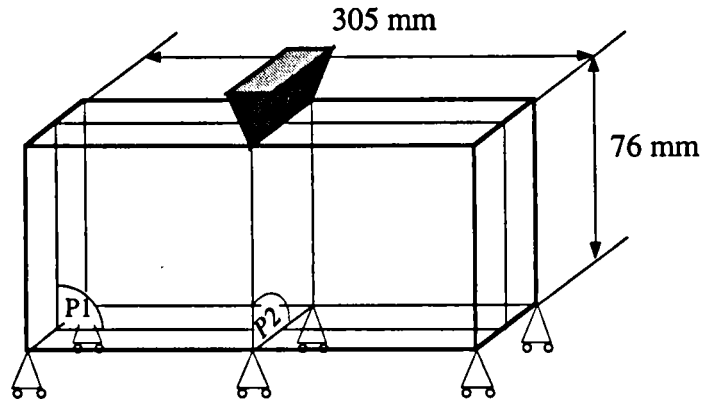
#### **Bibliographie**

- [BUI94] C. Buirette, "*Modélisation de l'entaillage et de la rupture d'une éprouvette BDWTT*" Rapport de stage de DEA, LML, Octobre 1994.
- [LON93] P. Longuemare, "*Modélisation numérique d'une éprouvette en tôle forte pour essai BDWTT, sur logiciel ABAQUS*" Rapport de stage de DEA, LML, Septembre 1993.

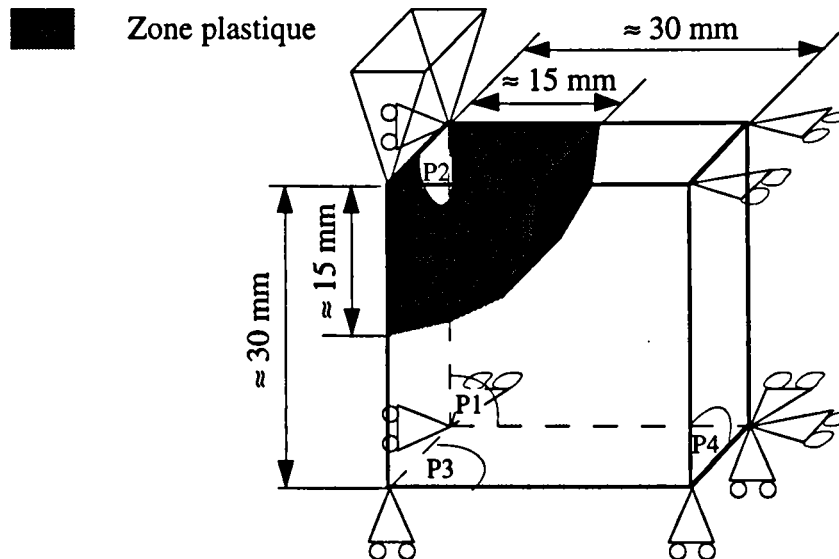
**Figure A8-1 :** Evolution de la variation relative d'épaisseur après entaillage en fonction de l'épaisseur d'éprouvette (par convention le point relatif au calcul 2D est porté à l'abscisse 0).



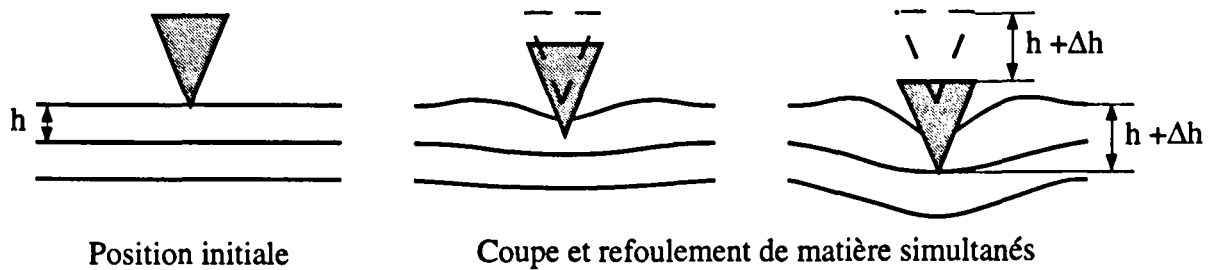
**Figure A8-2 :** Conditions aux limites et symétries du problème.



**Figure A8-3 :** Conditions aux limites et dimensions de la zone modélisée



**Figure A8-4 : Mode de pénétration du couteau observé expérimentalement.**



**Figure A8-5 : Modélisation de la fissuration de l'acier par gestion des conditions aux limites**

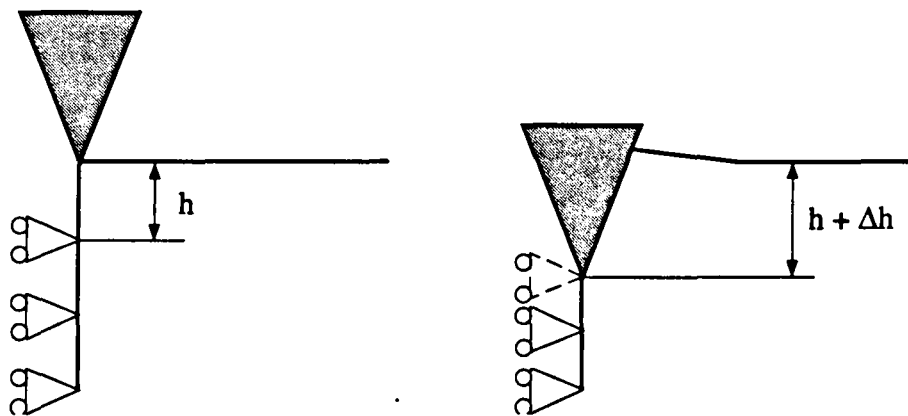
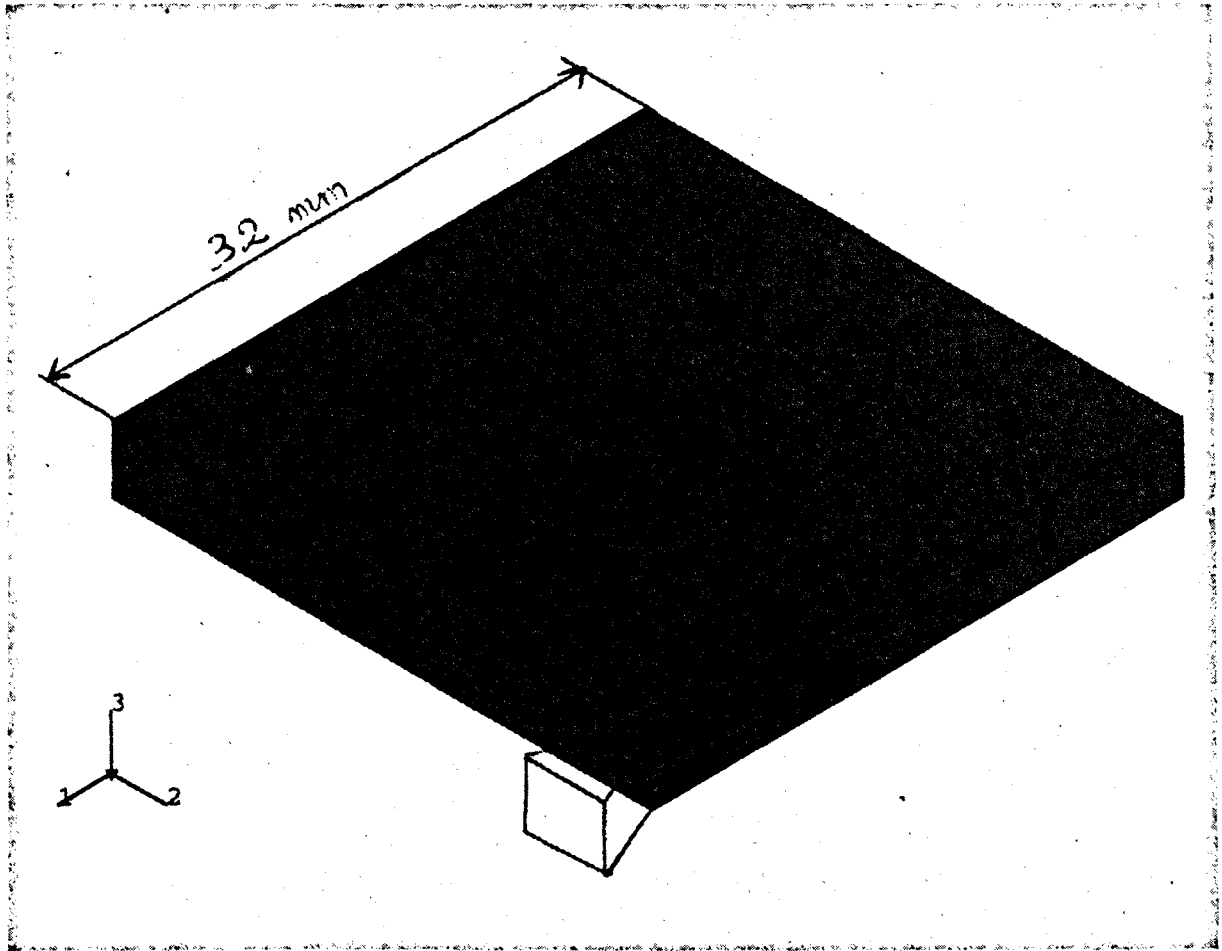
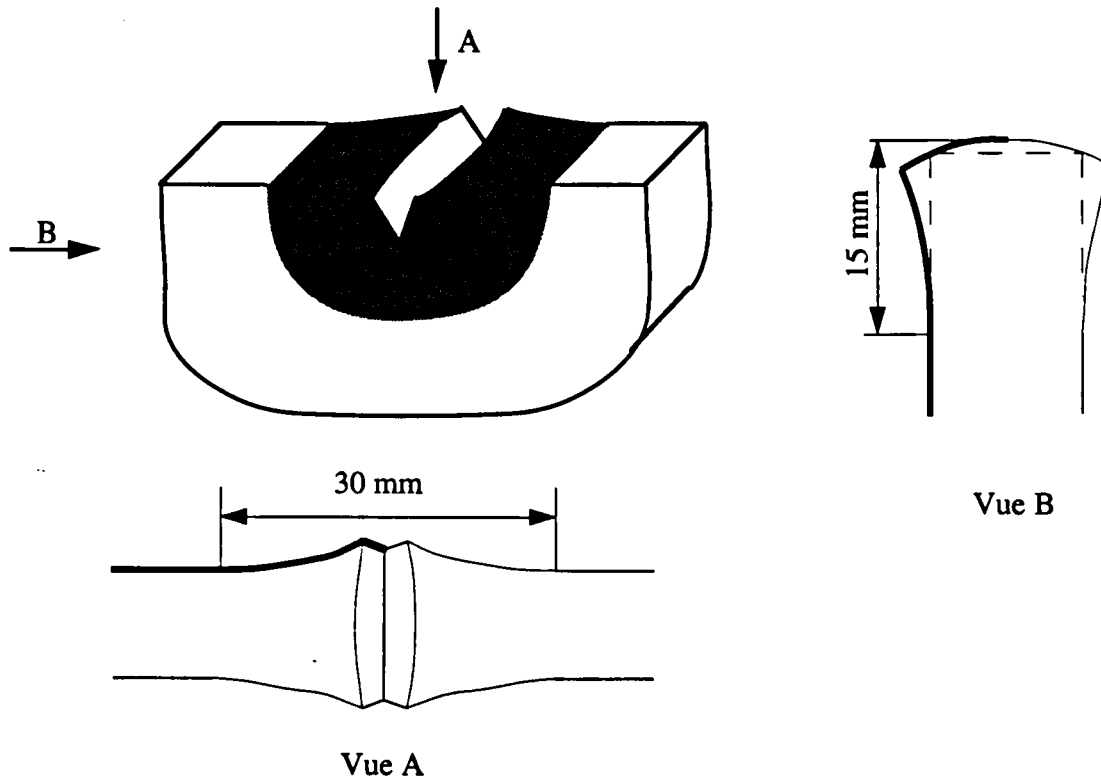




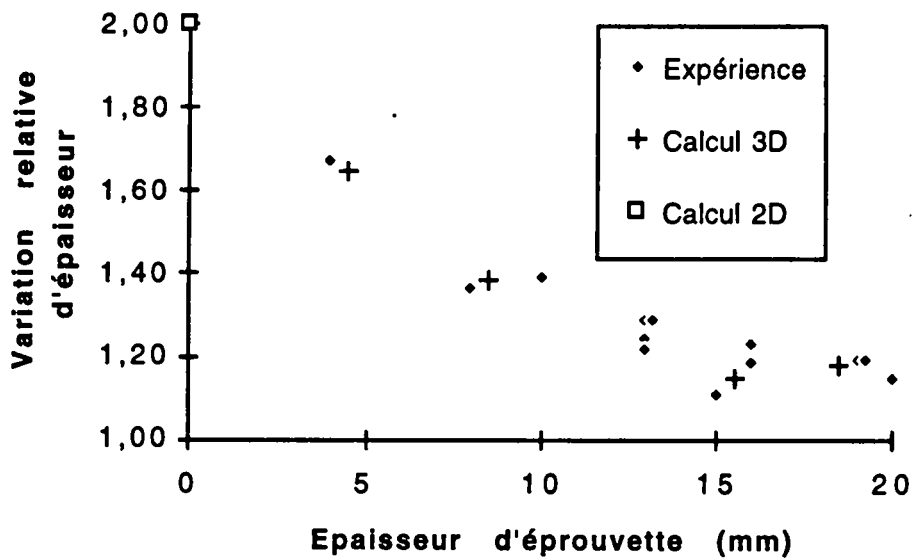
Figure A8-6 : *Maillage utilisé*



**Figure A8-7 : Définition des profils de l'éprouvette :**  
*Les profils mesurés sont représenté en gras sur les vues A et B*

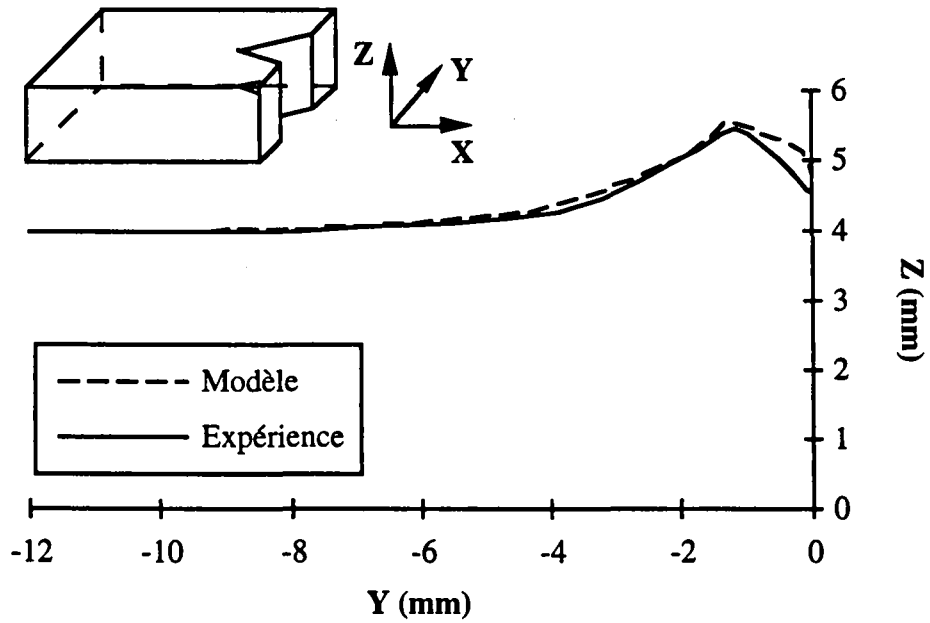


**Figure A8-8 : Evolution de la variation relative d'épaisseur après entaillage en fonction de l'épaisseur d'éprouvette; comparaison calcul-expérience.**



**Figure A8-9 :** Profils d'éprouvette après entaillage; comparaison calcul-expérience; acier B, éprouvette d'épaisseur 8 mm.

a) Vue suivant X



b) Vue suivant Y

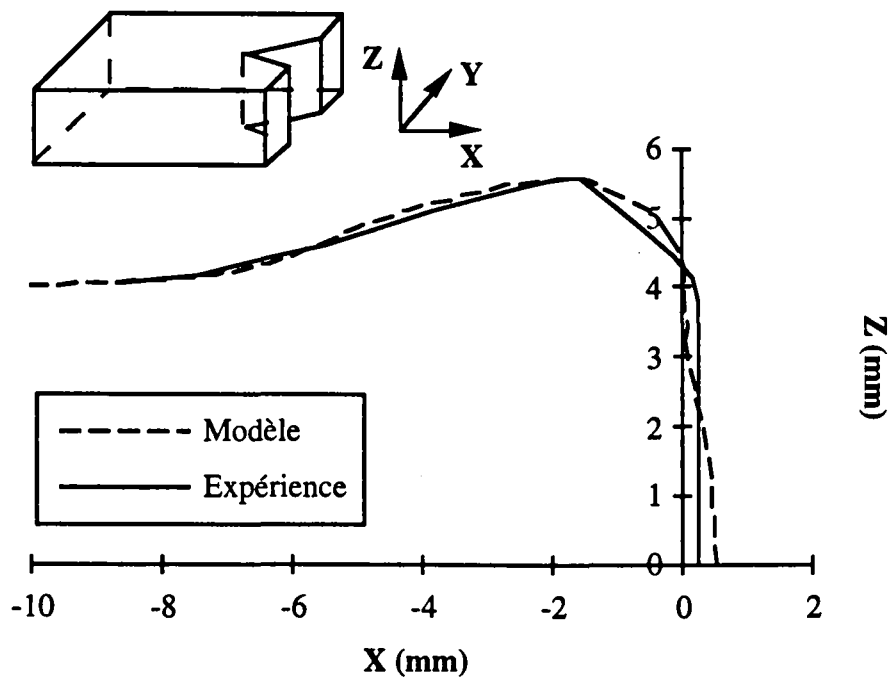
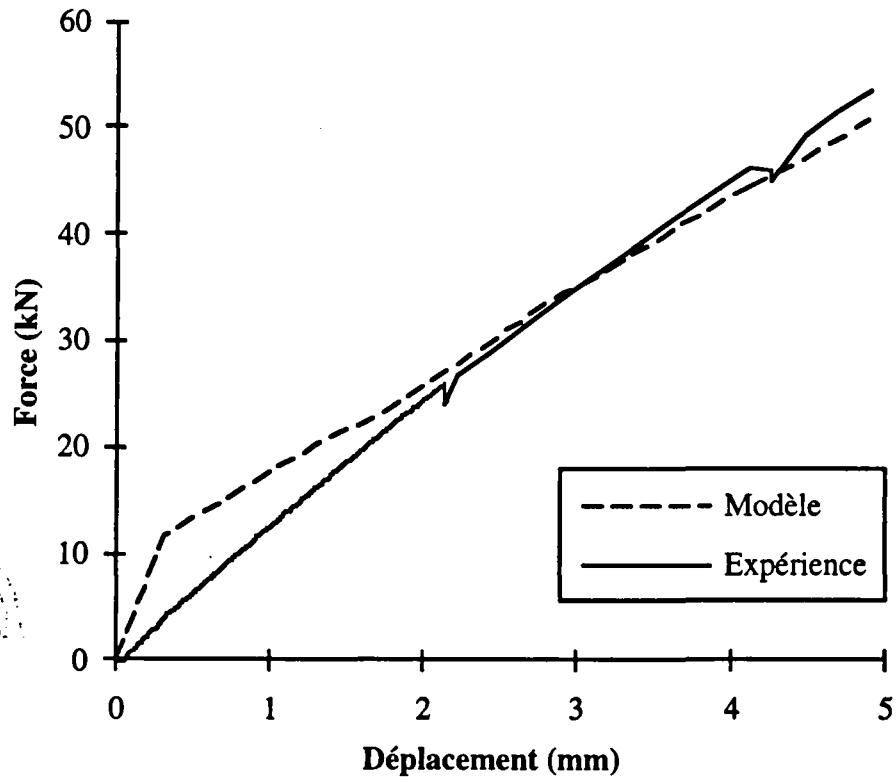
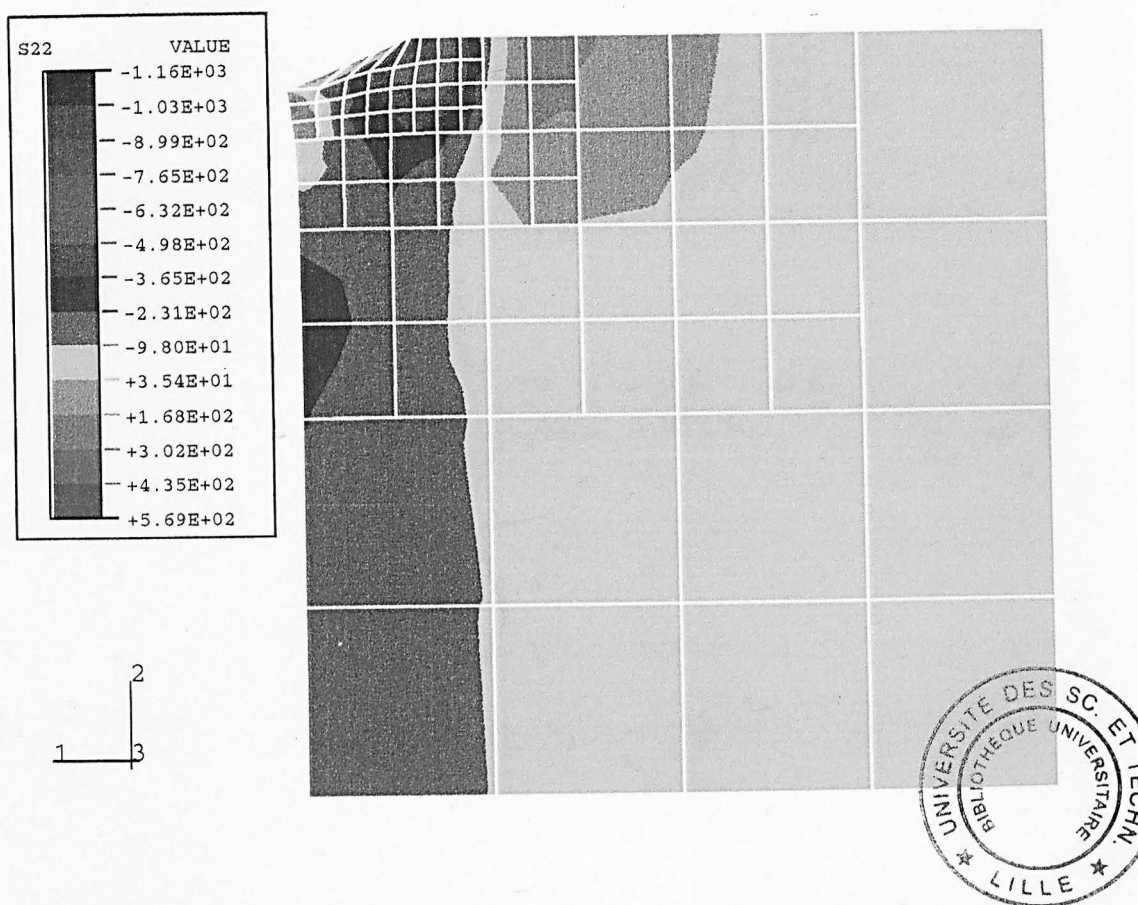


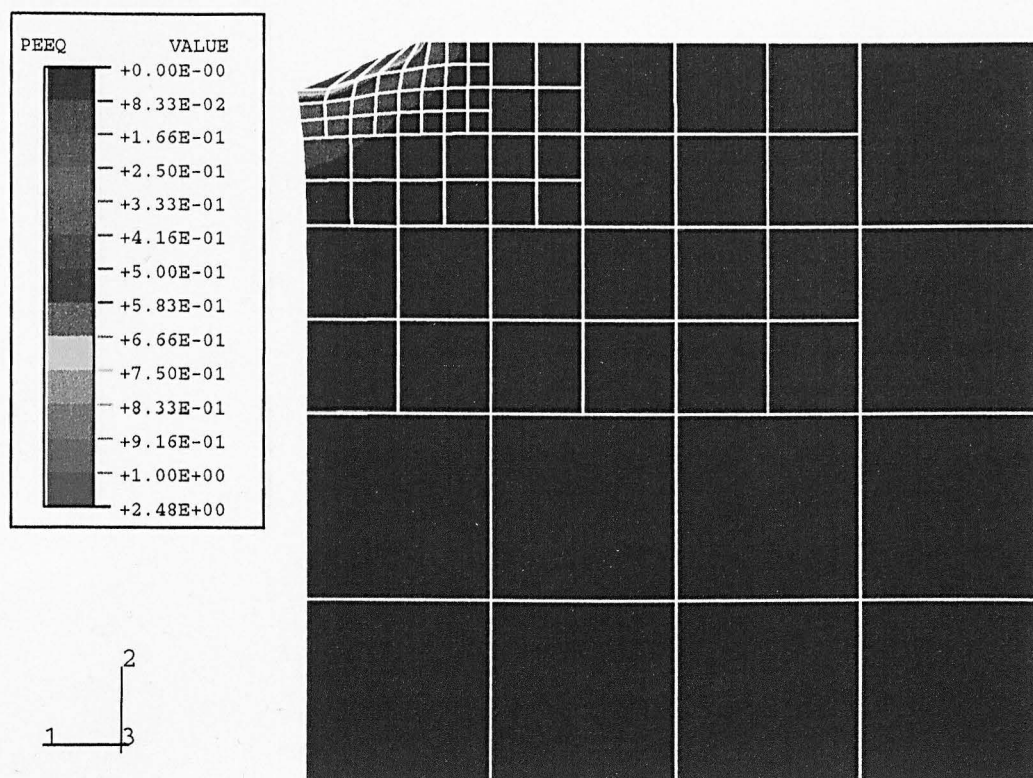
Figure A8-10 : Effort d'entaillage; comparaison calcul-expérience.



**Figure A8-11 :** Contraintes résiduelles dans la direction 2, acier B, épaisseur d'éprouvette de 8 mm.



**Figure A8-12 :** Déformations résiduelles équivalentes, acier B, épaisseur d'éprouvette de 8 mm.



## RESUME

L'essai BDWTT (Battelle Drop Weight Tear Test) est utilisé pour quantifier le phénomène de transition fragile-ductile des aciers pour tubes car ses résultats sont très bien corrélés au comportement de la conduite en service.

En règle générale, ces aciers présentent deux modes de rupture bien distincts : la rupture fragile qui consomme très peu d'énergie, le faciès de rupture présente alors un aspect "cristallin" caractéristique, et la rupture ductile qui consomme une forte énergie, le faciès de rupture est alors d'aspect "soyeux".

Le but de l'étude est de comprendre les résultats de l'essai BDWTT obtenus pour certains aciers expérimentaux pour lesquels on observe un nouveau mode de rupture caractérisé par une énergie de rupture élevée, associée à des faciès de rupture d'aspect fragile.

Dans un premier temps, une étude bibliographique, relative à l'intérêt et l'emploi de l'essai BDWTT, met en évidence les raisons du choix de l'essai BDWTT par les utilisateurs de tubes.

Le problème est ensuite traité suivant une démarche comparative. Deux aciers sont utilisés : le premier présente le comportement de transition usuel, le second présente l'anomalie de comportement de transition. Ces aciers, de propriétés mécaniques similaires, sont produits suivant des schémas de laminage différents. Les moyens et méthodes d'essais BDWTT sont décrits et étudiés. La mesure des propriétés BDWTT usuelles est complétée par l'instrumentation de l'essai qui en permet une compréhension plus fine.

Enfin, un modèle simple de consommation de l'énergie de rupture au cours de l'essai BDWTT est proposé. Il permet de rendre compte, du point de vue mécanique, des deux comportements de transition observés. Les conséquences de l'anomalie de comportement de transition sur les propriétés de service sont alors discutées. Pour comprendre le rôle du matériau sur le comportement de transition, une approche locale de la rupture fragile est utilisée. Elle est complétée par une approche métallurgique.