DYMAT 1987 Proceedings

Rupture sous sollicitation dynamique

4th Technical Meeting, 1987
Metz, France

4

DYMAT

Invited Paper presented at: 4 eme Journee Nationale de l'Association DYMAT

"Rupture sous Sollicitations Dynamique des Materiaux"

Universite de Metz, France, 14 May 1987

The Use of the Hopkinson Pressure Bar for the Instrumented Charpy Testing of Structural Steels

R. A. W. Mines

Department of Mechanical Engineering
The University of Liverpool
P.O. Box 147, Liverpool L69 3BX, U.K.

SUMMARY

Results from Instrumented Charpy Tests for a structural steel using the Hopkinson Pressure Bar are discussed. Data is presented in the form of graphs of force v deflection and energy v deflection, and problems associated with the definition of the point of crack initiation discussed. Contact stiffness effects are important in the Hopkinson Pressure Bar, as in other more usual drop weight tests, and hence measured force values are often inaccurate. Energy and deflection are shown to be more accurate measures of specimen behaviour, and hence should be used in the characterisation of material failure.

NOTATION

a	Crack depth (mm)
b	Ligament depth (mm)
k_1	Impactor stiffness (Nm^{-1})
k_2	Specimen stiffness (Nm^{-1})
r	Rotation factor
t	Temperature (°C)
B	Specimen breadth (mm)
E	Young's modulus (MPa)
E_m	Specimen energy at maximum load (J)
J	J integral (Jm^{-2})
K_I	Mode I stress intensity factor (MPa $\sqrt{m}$)
K_{Id}	Dynamic Initiation Fracture Toughness (MPa $\sqrt{m}$)
K_{IJ}	Fracture toughness derived from J (MPa $\sqrt{m}$)
$\dot{K}_I$	Rate of change of stress intensity factor (MPa $\sqrt{m}$ s^{-1})
P_m	Maximum load (N)
S	Span of specimen between supports (mm)
v_p	Crack opening gauge displacement due to plastic deformation
V	Impact velocity (ms^{-1})
W	Specimen width (mm)
δ	Deflection of specimen (μm)
δ_t	Total crack opening displacement
δ_e	Elastic crack opening displacement
δ_p	Plastic crack opening displacement
ν	Poissons ratio
σ_{ys}	Static yield stress (MPa)
$f(a/W)$	Calibration function for specimen

INTRODUCTION

The derivation of dynamic initiation fracture toughness values for structural steels from Instrumented Charpy Tests has been widely discussed. It has been proposed that the Hopkinson Pressure Bar gives more and better quality information as compared with the more usual drop weight pendulum machines [1]. This paper discusses further the derivation of toughness values from the Hopkinson Pressure Bar Test and focuses on the derivation of specimen applied force, loading point deflection and energy input into the specimen. The dynamic elasto-plastic response of the specimen is of special interest.

A typical Hopkinson Pressure Bar apparatus is shown in Figures 1 and 2. A 2 m long bar is fired at a 1 m long bar which rests against the specimen. The 2 m long bar is accelerated by means of a saddle running on two bars via linear bearings. The aim of the design is to give impact velocities of up to 15 ms^{-1}, which are both accurate and which can be varied by 0.1 ms^{-1}. Hence low friction is a major feature of the design. Figure 2 shows the details of the impact area. The geometry of the pointer is to ASTM E23 standard except for a 60° included angle at the pointer as opposed to a 30° angle as defined in the standard. The reason for this difference is to reduce contact stiffness effects. The specimen is in the form of a fatigue pre-cracked Charpy Specimen to an $a/W \cong 0.5$.

In order to describe the behaviour of the specimen we need values of applied force, specimen deflection and energy imparted to the specimen. These values can be derived from strain gauge measurements in Hopkinson Pressure Bar Tests [1]. The material failure parameters corresponding to each measured value are:

Force [2] $$K_{Id} = \frac{S}{BW^{3/2}} P_m \cdot f(a/W)$$

Displacement [3] $$\delta_t = \delta_e + \delta_p = \frac{K_I^2 (1-\nu^2)}{2E\sigma_{ys}} + \frac{v_p \, rb}{rb + a + z}$$

Energy [4] $$J = \frac{2E_m}{B(W-a)}$$

$$K_{IJ} = \sqrt{\frac{JE}{1-\nu^2}} .$$

The accuracy of measured values in the Hopkinson Pressure Bar test is dependent on the accurate manipulation of strain gauge traces. This includes matching incident and reflected waves on the rising portion of the curve - this can affect errors in the start of impact times and the initial part of the pulse. Also of importance is the continued rising of the incident wave strain through the test and different gauge factors for incident and reflected waves. The results in this paper have been calculated by hand but computer software for data reduction is being developed and the use of this will make analyses more reproducible and will help to quantify errors in the data reduction.

Three results are discussed here. The first two concern lower shelf behaviour, i.e., t = - 40° C in Figure 3. The effect of impact velocity will be considered in these two tests. The third test considered (t = 24° C in Figure 3) displays transition type behaviour and hence the effects of elasto-plastic behaviour will be discussed.

LOWER SHELF BEHAVIOUR

Figure 4 shows the force versus time graph for t = -40° C and are typical of those found in the literature. No filtering was used in these tests. Crack initiation is taken to occur at the maximum loads, which are similar. The period of specimen oscillation is independent of impact velocity.

The next point of interest are force-displacement curves. Figure 5 shows that the Hopkinson Pressure Bar gives a constant velocity test. The accuracy of this assumption depends on the proportion of the reflected wave to the incident wave. If this is large some oscillation in velocity may occur. This is dependent on impact velocity and bar cross-sectional area. The implication of constant velocity is that the specimen response should be similar to drop weight tests, in which reduction in velocity due to impact is up to 10% of the initial velocity.

Force-displacement curves are shown in Figure 6. The advantage of this representation is that the curves from the two impact velocities should collapse onto the same curve. The increase in the dynamics of the test due to increasing impact velocity can immediately be seen, viz. larger inertial oscillations, and the displacement period of oscillations is proportional to impact velocity. The reduction in δ_m at the higher impact velocity could be due to strain rate embrittlement or greater energy being imparted to the specimen.

Integration of the forced-displacement curve gives the energy imparted to the specimen. This is shown in Figure 7. A static, linear, force displacement curve will give a parabolic energy-displacement curve. The low velocity curve follows an approximately

smooth parabola whereas the larger inertial oscillations in the case of V_{imp} = 1.6 ms^{-1} gives some initial divergence, which is then carried through the rest of the curve. The similarity between the energies at maximum load, E_m, between these two tests could be fortuitous and needs to be investigated further. From these tests the following values can be derived:

E_m = 405 x 10^{-3} J

J = 16.2kJ

K_{IJ} = 61 MPa $\sqrt{m}$

P_m = 3.9 kN (average from both tests)

K_{Id} = 48 MPa $\sqrt{m}$

$\dot{K}_I$ (V_{imp} = 0.9 ms^{-1}) = 1.8 x 10^5 MPa $\sqrt{m}$ s^{-1}

$\dot{K}_I$ (V_{imp} = 1.6 ms^{-1}) = 3.5 x 10^5 MPa $\sqrt{m}$ s^{-1}

Figure 7 shows the parabola predicted from formulae in the literature [2,5]. The divergence from experimental results is discussed below.

The oscillations in measured force are due not only to specimen vibration but also due to contact stiffness effects. This problem is discussed for polymers by Williams and Adams [6]. They use a simple spring-mass model which is shown in Figure 8. k_2 is the specimen stiffness derived from compliance formulae or numerical models, m is the effective mass of the specimen, which equals 17/35 x specimen mass for the three point bend geometry and k_1 is the contact

stiffness. Figure 8 shows that k_1 corresponds to the stiffness of the 60° pointer. The impactor is given a constant velocity V and the displacement of the specimen is given by u. In the case of results quoted in this paper k_1 and k_2 were calculated numerically using ABAQUS:

$$k_1 = 1.088 \times 10^9 \ Nm^{-1}$$

$$k_2 = 4.080 \times 10^7 \ Nm^{-1} \ .$$

Figure 9 shows force-displacement curves predicted using the spring-mass model, for $V_{imp} = 0.9 \ ms^{-1}$. The spring-mass measured force gives large oscillations whereas the spring-mass specimen force is sensibly constant ramp. Hence the contact stiffness gives rise to unwanted oscillations which may differ greatly from the specimen force. Hence the Hopkinson Pressure Bar suffers from the same disadvantage as drop weights in this respect. This is true for all remote measurements of force and is a reason for instrumenting the specimen directly.

The spring-mass model is compared, in Figure 9, with a numerical model using the computer programme ABAQUS. A coarse mesh of 106 elements was used and elements were of the linear elastic plane strain type. The specimen only was modelled and the impact point was given a constant velocity V. This can be shown to be approximately correct for the spring-mass model [6]. The numerical model displays some oscillation in specimen force, which is not found in the spring-mass model. Both the spring-mass and numerical models neglect material damping effects and possible specimen bouncing.

The mean line in the numerical model and the spring-mass specimen force agree with compliance formulae found in the literature [2,5]. Values are given for a/W = 0.5, i.e., for numerical and spring-mass models and for a/W = 0.53, i.e., for experimental results. Experimental results display half the stiffness of the other results. This could be due to plasticity effects and needs to be investigated further. From Figure 3 it can be seen that t = -40° C is nearly into the transition region. The experimental results shown in Figure 9 agree with tests at other impact velocities and with independent drop weight pendulum tests. Inertial oscillations in the experimental test are similar in period and amplitude to the numerical model.

The conclusions from Figure 9 are that the measured force is not necessarily the force experienced by the specimen - although deflection and energy are less sensitive to these oscillations, and hence may be more applicable measures of specimen behaviour.

TRANSITION BEHAVIOUR

The next area of interest is the occurrence of more extensive plasticity giving rise to crack 'pop-in', crack tunnelling and the formation of shear lips. In these tests the impact velocity has to be greater to ensure crack 'pop-in'. Figure 10 compares t = -40° C, V_{imp} =1.6 ms^{-1} with t = 24° C, V_{imp} =3.06 ms^{-1}. For higher impact velocity, force oscillations due to contact stiffness become very large. Again the deflection period of oscillation is proportional to impact velocity. Crack initiation is taken as the maximum load although this could be up to 10% inaccurate. The specimen and pointer do not attain equilibrium at maximum load and hence the load

becomes an inaccurate measure of the state of the specimen. As far as crack initiation is concerned, an independent measure is required, e.g., strain gauges or AC potential drop techniques. The mean line for the two curves shown are similar, suggesting similar specimen behaviour up to δ = 160 μm.

Figure 11 shows that the displacement-time relation for the t = 24° C test displays a constant velocity characteristic. The large oscillation in force and velocity have little overall effect on the growth of displacement with respect to time.

The J integral, and K_{IJ} parameters may or may not be valid for this test, but energy versus deflection is shown in Figure 12. The curve is compared with that derived for t = -40° C, V_{imp} = 0.9 ms^{-1}. The over prediction at low deflections is due to the large scale oscillations although the difference is not great. This indicates that energy is less sensitive to contact stiffness effects as compared to force, and hence greater confidence can be given to energy values. At δ = 350 μm the test diverges from the parabola, assuming lower shelf behaviour, and this point may be identified with large scale yielding. This point occurs before maximum load at δ = 450 μm. The overall characteristic for this test is a straight line indicating continuous conditions of yielding and the negligible effect of crack initiation.

It should be noted that at t = 24° C the specimen does not fully fracture during a test. The Hopkinson Pressure Bar gives a stress pulse of a duration related to the lengths of the bars and hence for ductile behaviour the specimen behaviour up to crack initiation only can be measured. This situation could be improved with the use of longer bars but then the reflected wave would become a smaller

proportion of the total trace and hence data reduction errors would be increased. There is also a maximum specimen deflection attainable for a given bar and impact velocity.

CONCLUSIONS

The derivation of applied force, specimen deflection and energy imparted to the specimen from Hopkinson Pressure Bar tests has enabled a detailed analysis of lower shelf and transition temperature behaviour of structural steels. It has been shown that force versus deflection curves display divergence from static lower shelf behaviour. Contact stiffness effects introduce errors into analyses, especially at higher impact velocities, and hence energy may be a more accurate parameter. If crack initiation cannot be measured from force or energy curves an independent measure is required. Only when accurate values of force, deflection and energy are derived from instrumented impact tests can improvement in the characterisation of material failure under impact loading be developed. The use of the Hopkinson Pressure Bar goes some way towards this goal.

REFERENCES

1. Mines, R. A. W. and Ruiz, C., International DYMAT, Paris, 1985, pp. C5187-C5196.

2. Ireland, D. R., CSNI Specialist Meeting on Instrumented Pre-cracked Charpy Testing, EPRI NP-2102-LD, 1981, pp. 125-163.

3. E walds, H. L. and Wanhill, R. J. H., Fracture Mechanics, Arnold, 1984.

4. Sumpter, J. D. G. and Turner, C. E., ASTM ST 601, pp. 3-18.

5. Kobayashi, A. S., Ramulu, S. and Mall, S., Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 104, 1982, pp. 25-30.

6. Williams, J. G. and Adams, G. C., to be published in International Journal of Fr acture.

FIGURES

Figure 1	The Hopkinson Pressure Bar at Liverpool University
Figure 2	Detail of impact area
Figure 3	K_{Id} v t curve for a pressure vessel steel [1]
Figure 4	Force v time for t = -40° C
Figure 5	Displacement v time for t = -40° C
Figure 6	Force v displacement for t = -40° C
Figure 7	Energy v displacement for t = -40° C
Figure 8	Spring-mass model for test
Figure 9	Force v displacement for t = -40° C for spring mass model, numerical model and experimental results
Figure 10	Force v displacement for t = -40° C and + 24° C
figure 11	Displacement v time for t = + 24° C
Figure 12	Energy v displacement for t = + 24° C

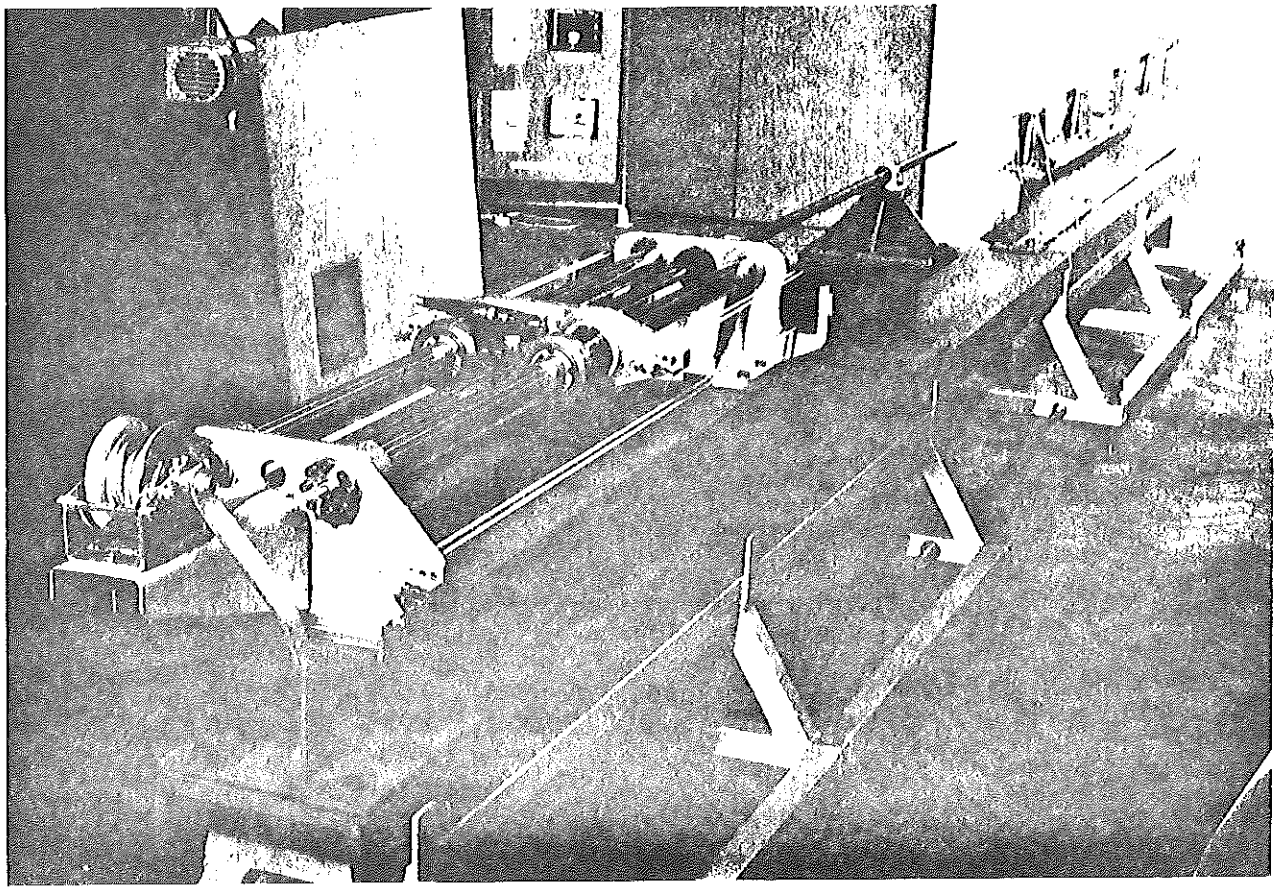


FIG 1

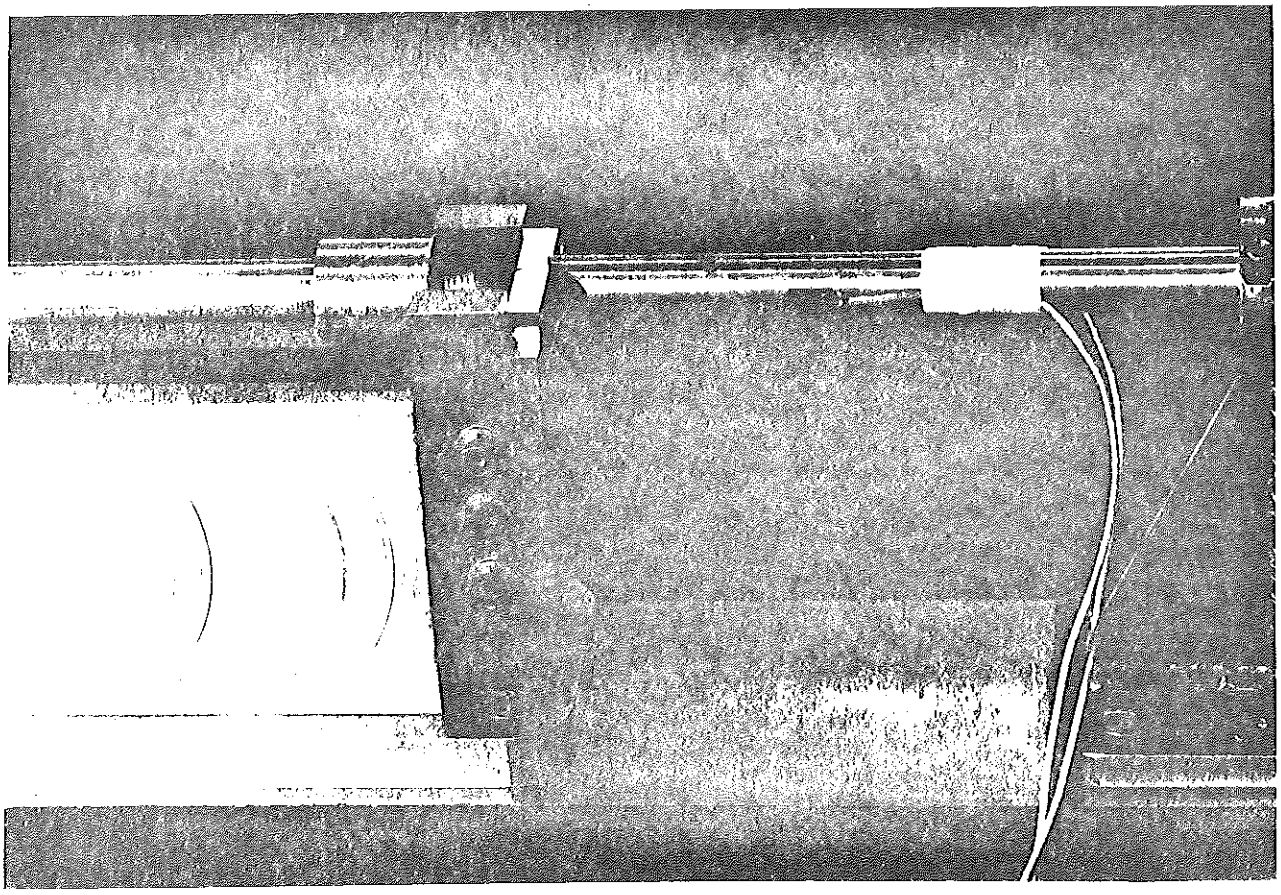


FIG 2

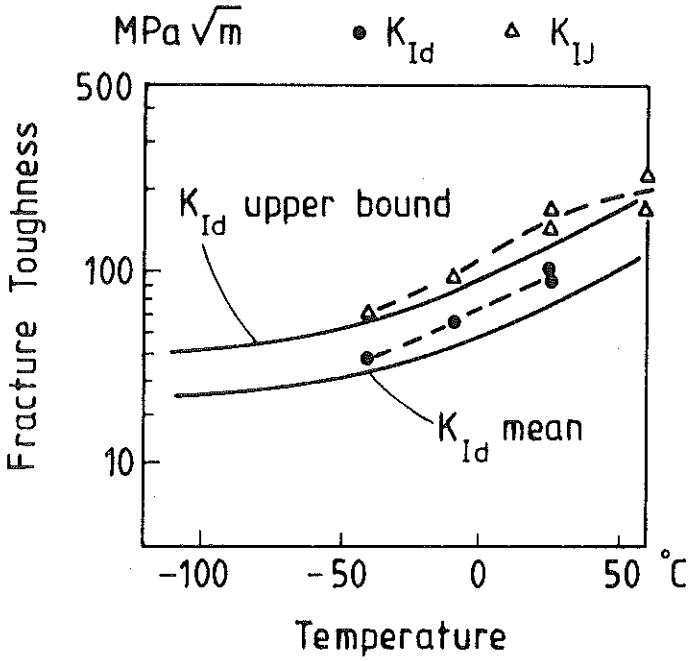

MPa √m
• K_{Id}
△ K_{IJ}
500
100
10
Fracture Toughness
K_{Id} upper bound
K_{Id} mean
-100
-50
0
50
°C
Temperature

FIG. 3

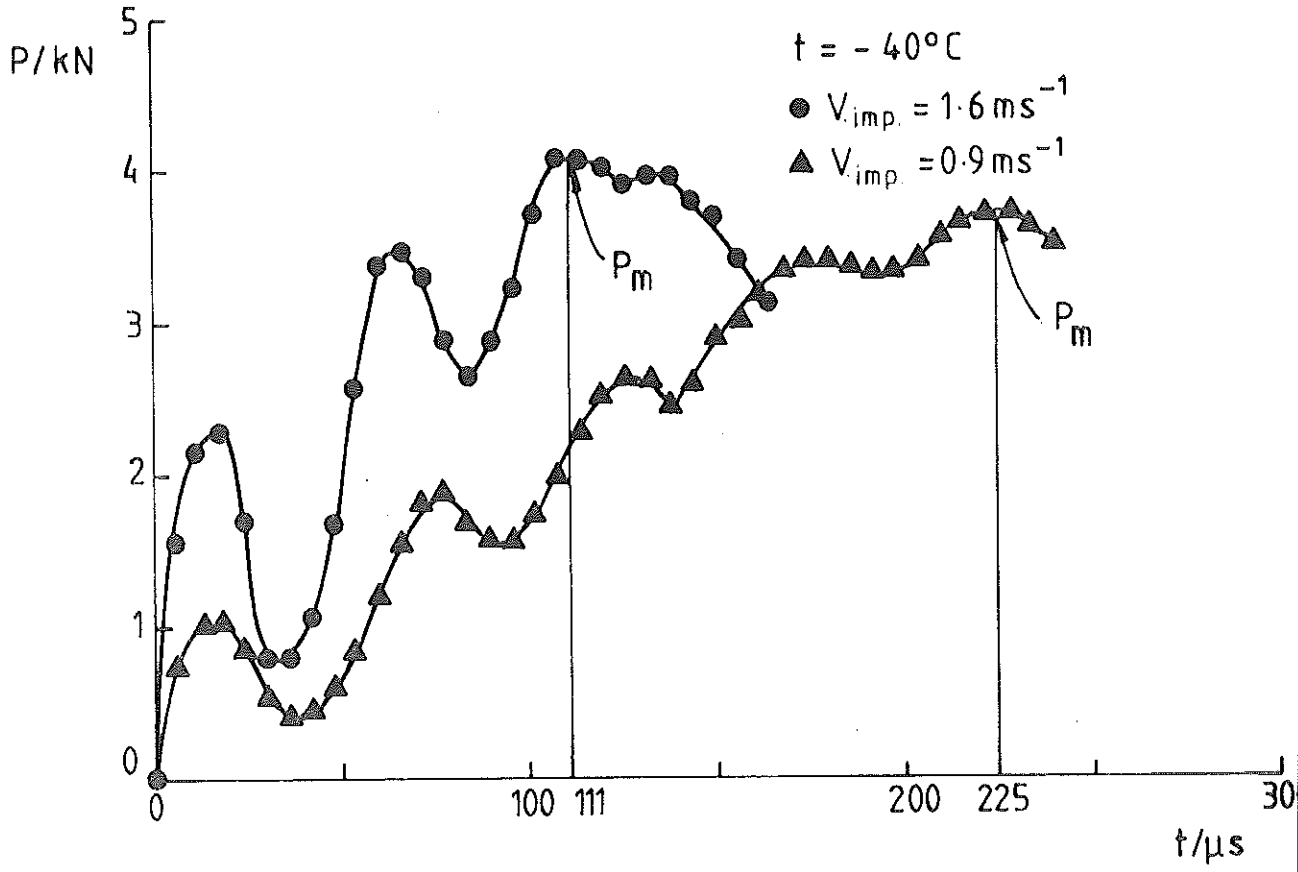

P/kN
5
4
3
2
1
0
t = - 40°C
● $V_{imp.}$ = 1·6 ms^{-1}
▲ $V_{imp.}$ = 0·9 ms^{-1}
P_m
P_m
0
100
111
200
225
30
t/μs

FIG. 4

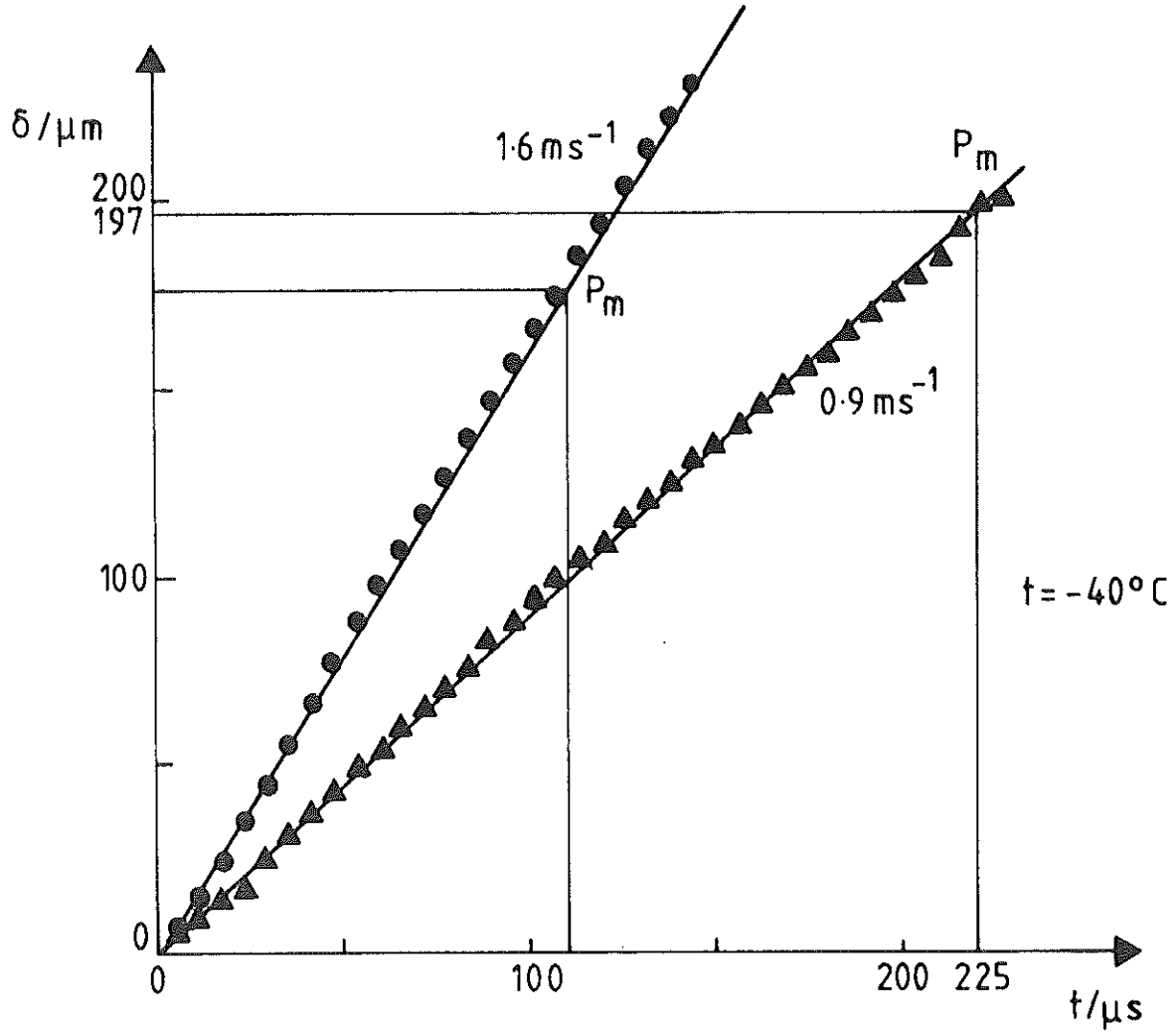


FIG. 5

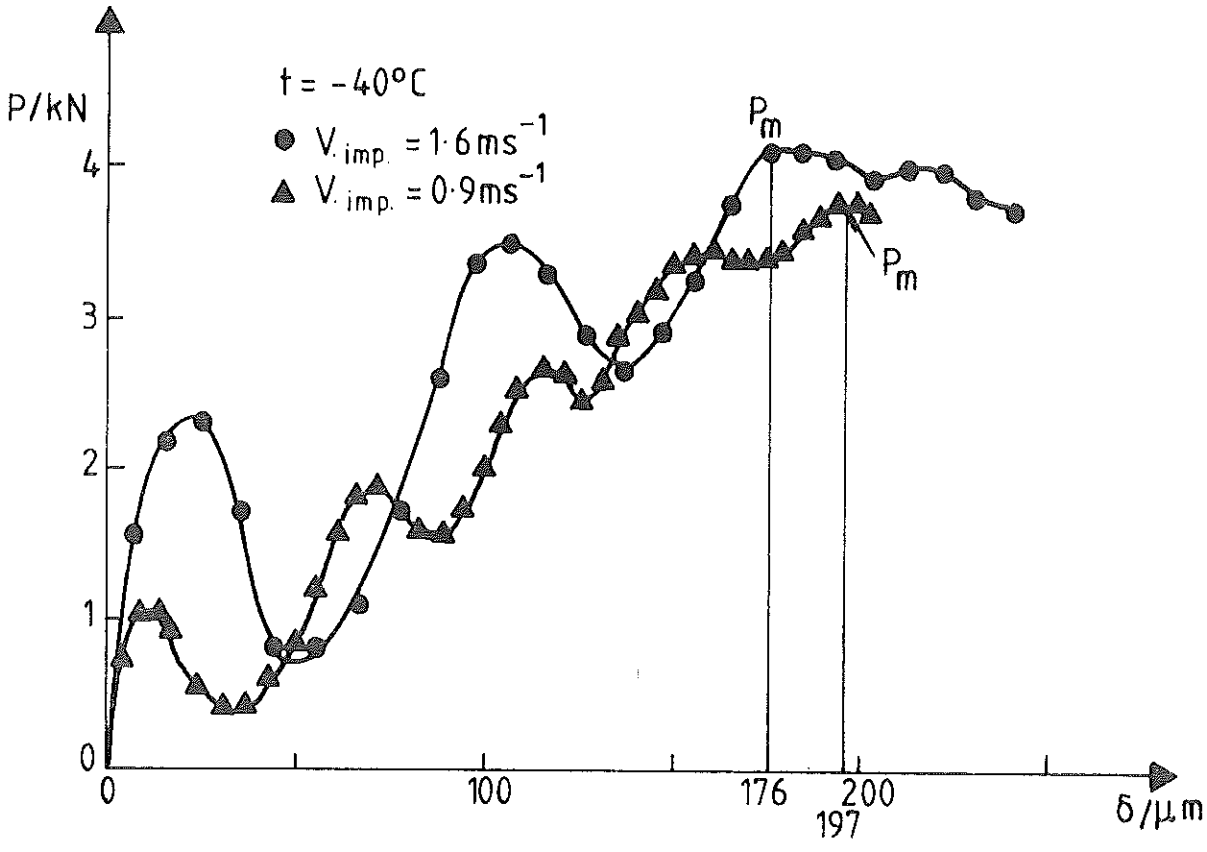

P/kN
t = -40°C
● V. imp. = 1·6 ms⁻¹
▲ V. imp. = 0·9 ms⁻¹
Pm
Pm
4
3
2
1
0
0
100
176
200
197
δ/μm

FIG. 6

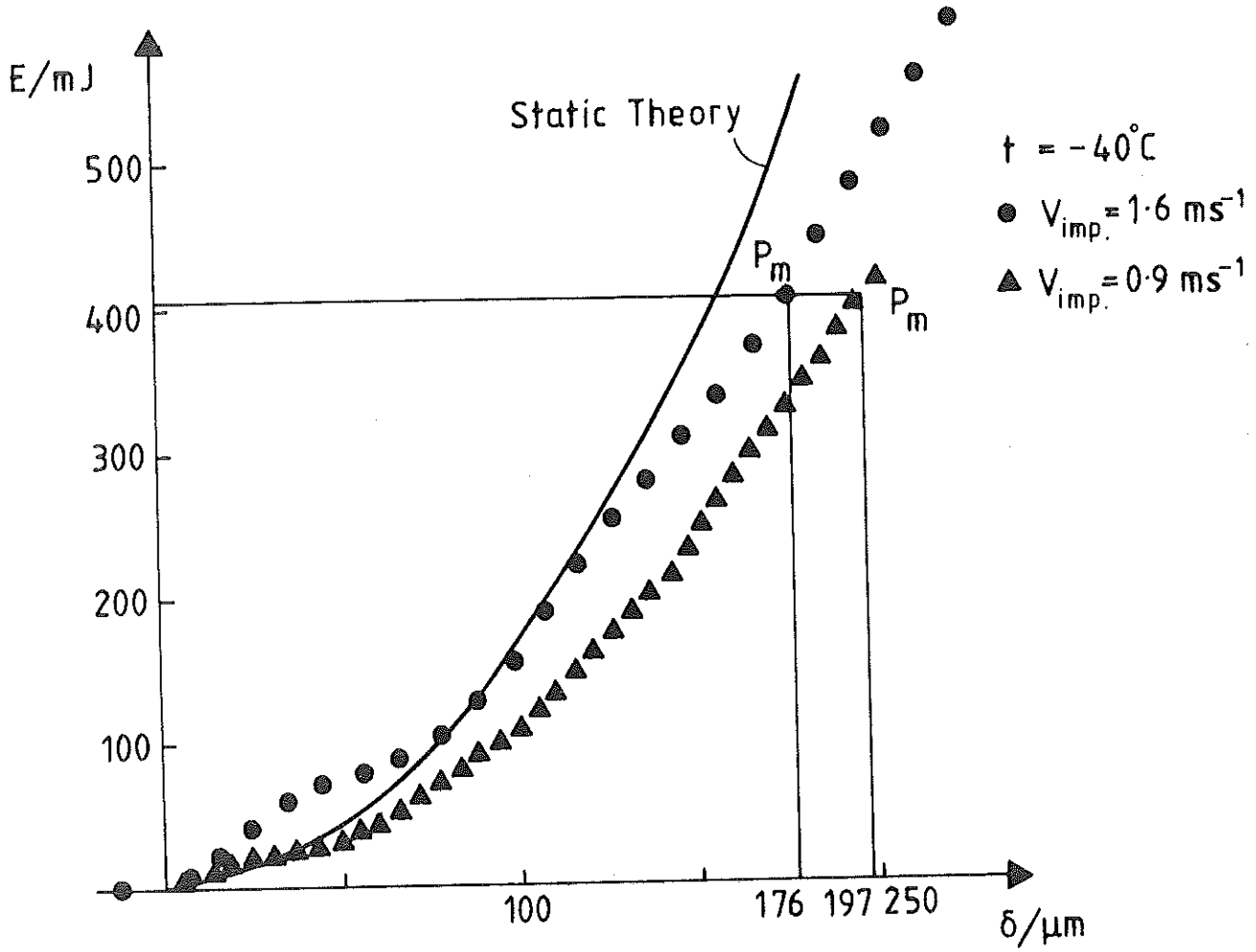
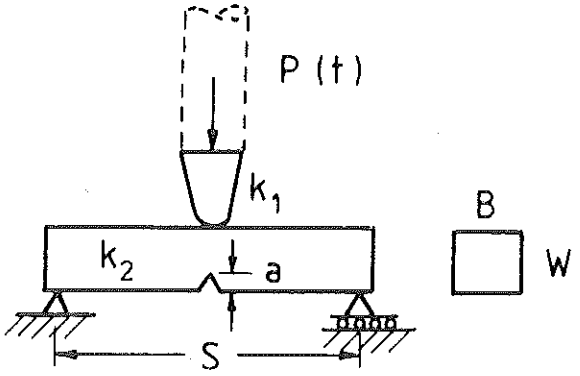
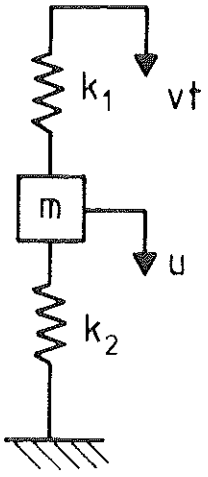

E/mJ
500
400
300
200
100
Static Theory
P_m
P_m
t = −40°C
$V_{imp.}$ = 1·6 ms^{-1}
$V_{imp.}$ = 0·9 ms^{-1}
100
176 197 250
δ/μm

FIG. 7



Charpy Test Geometry



The Dynamic Model

Geometry and Model

FIG.8

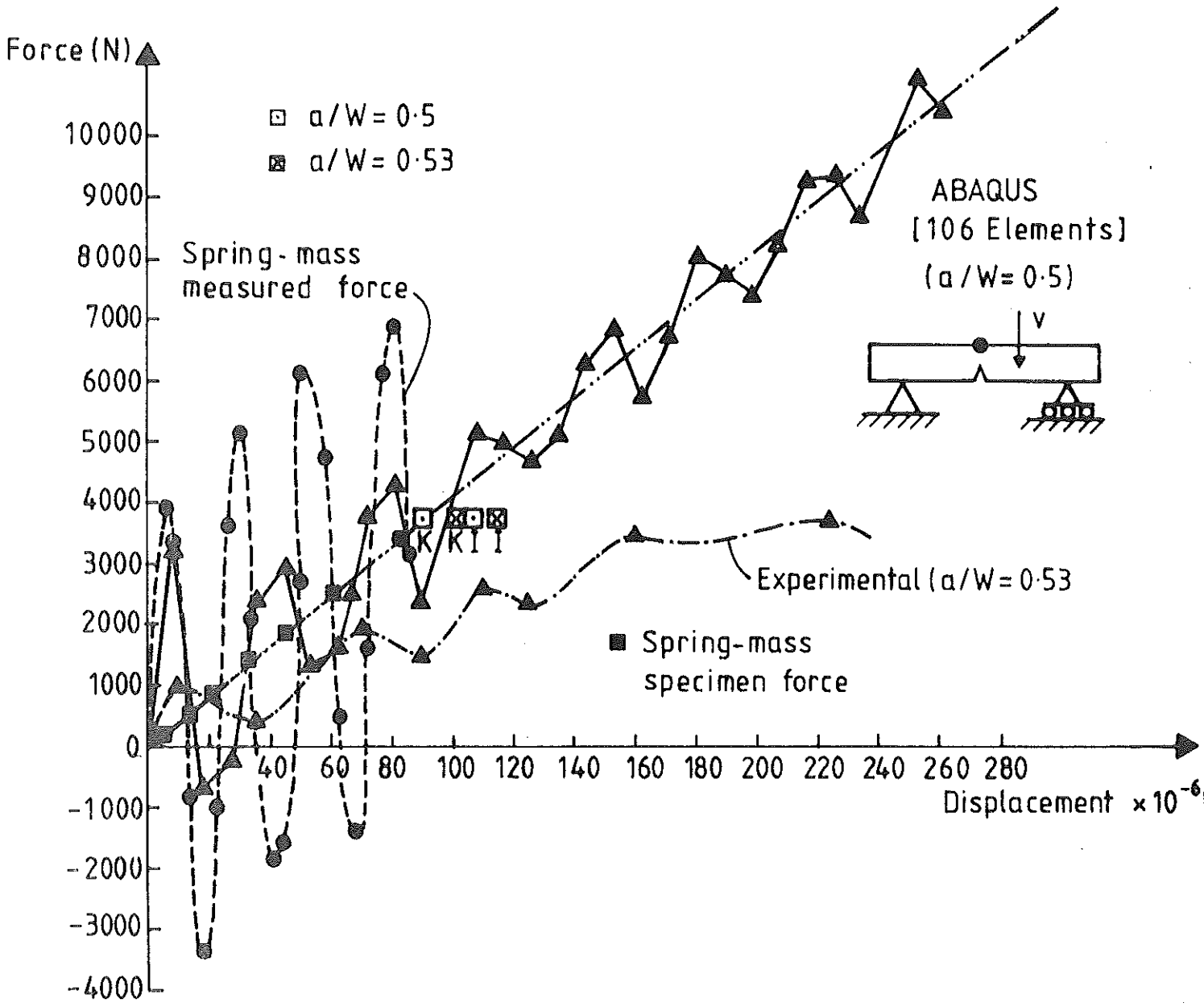

Force (N)
10000
9000
8000
7000
6000
5000
4000
3000
2000
1000
0
-1000
-2000
-3000
-4000
a/W = 0·5
a/W = 0·53
Spring-mass
measured force
ABAQUS
[106 Elements]
(a/W = 0·5)
V
K
KI I
Experimental (a/W = 0·53
Spring-mass
specimen force
40
60
80
100
120
140
160
180
200
220
240
260
280
Displacement ×10⁻⁶

FIG. 9

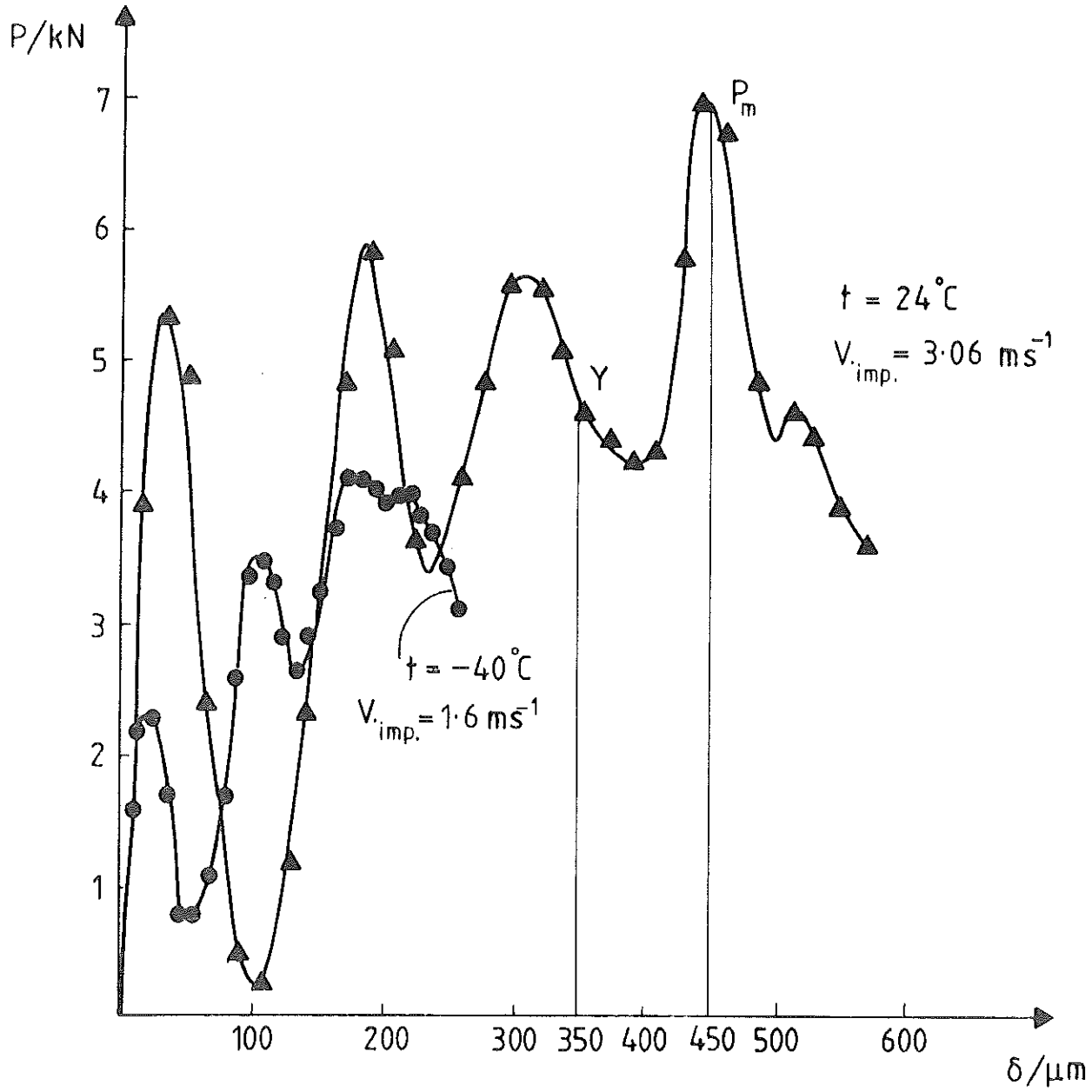

P/kN
7
6
5
4
3
2
1
P_m
Y
t = 24°C
$V_{imp.}$ = 3·06 ms^{-1}
t = −40°C
$V_{imp.}$ = 1·6 ms^{-1}
100
200
300
350
400
450
500
600
δ/μm

FIG. 10

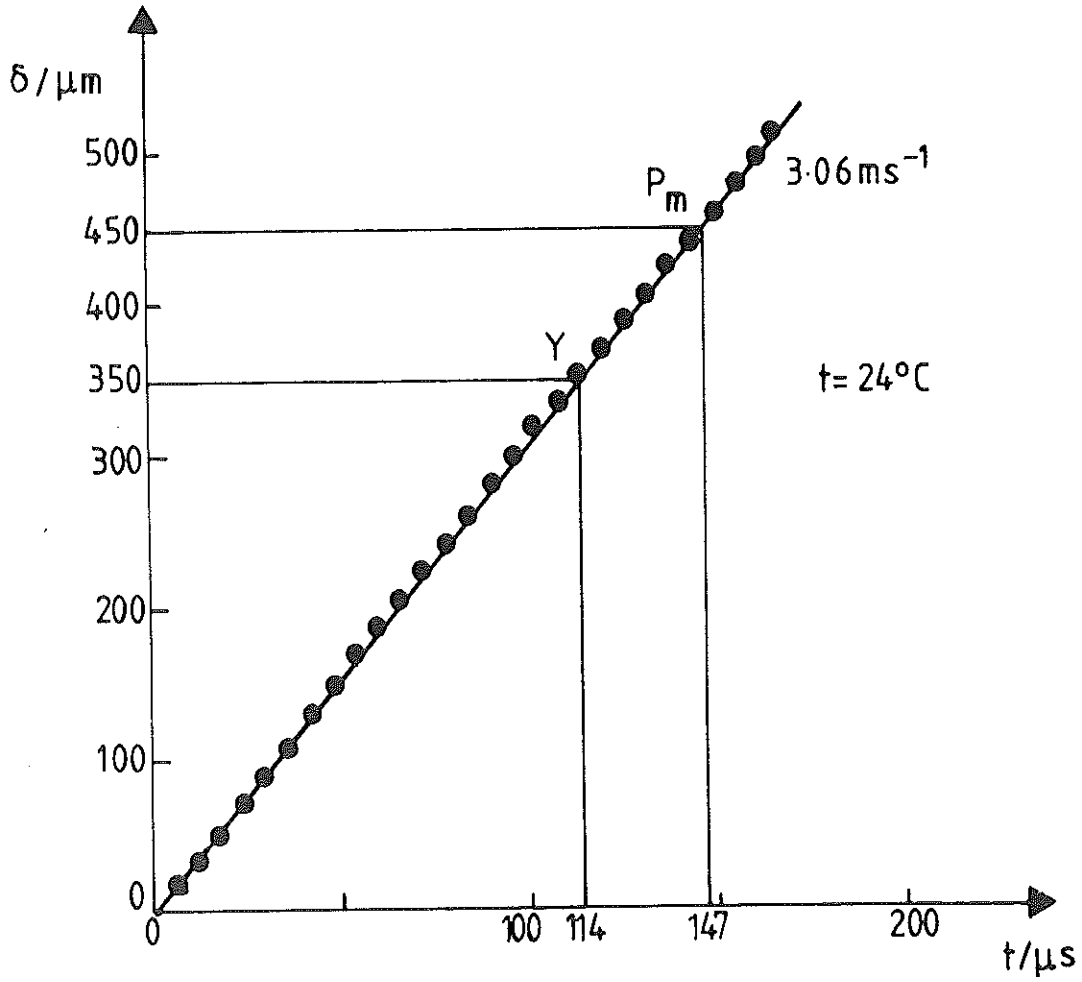

δ / μm
500
450
400
350
300
200
100
0
0
100
114
147
200
t/μs
Pm
3·06 ms⁻¹
Y
t= 24°C

FIG. 11

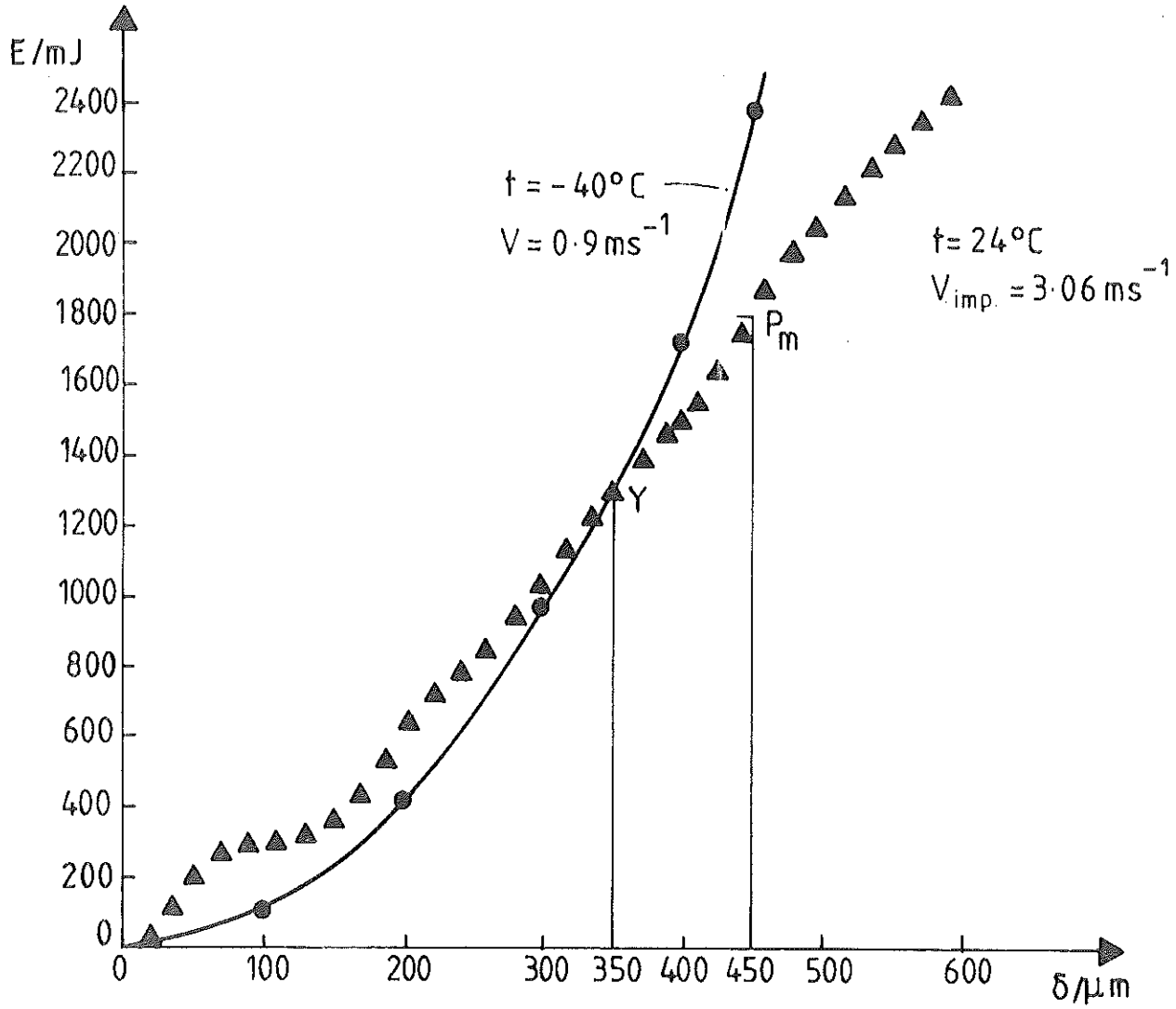

E/mJ
2400
2200
2000
1800
1600
1400
1200
1000
800
600
400
200
0
0
100
200
300
350
400
450
500
600
δ/μm
t = - 40°C
V = 0·9 ms⁻¹
t= 24°C
V imp. = 3·06 ms⁻¹
Pm
Y

FIG. 12

ETUDE DE LA FRAGMENTATION DYNAMIQUE DES EXPLOSIFS COMPOSITES

F. STANKIEWICZ

SNPE Centre de Recherches du Bouchet

91710 VERT-LE-PETIT

1) Introduction

Les explosifs composites sont utilisés dans un environnement mécanique qui met en oeuvre des charges dynamiques importantes (impact d'une tête militaire sur une structure métallique par exemple). Pour connaître l'aptitude de ces matériaux à supporter ces charges, il est nécessaire de maitriser le comportement mécanique des explosifs dans leur environnement :

---> sous sollicitation fonctionnelles qui sont :
la température, l'accélération, la vitesse de déformation et la pression.

---> sous sollicitations accidentelles telles que :
l'impact par balle. Le produit est alors dégradé.

2) Les matériaux composites

Ce sont des polymères chargés :

- Propergols : ils contiennent du perchlorate d'ammonium, de l'aluminium avec un liant polybutadiène ou polyuréthane.
- Explosifs : ils sont composés par des charges d'octogène ou d'héxogène dans un liant polybutadiène ou polyuréthane.

Ils sont généralement viscoélastiques non linéaires :
- dépendant de la vitesse de déformation
- dépendant de la température
- dépendant de la pression

3) Les études de fragmentation

Ces études sont menées à la SNPE sur deux fronts :

- connaissance et maitrise du comportement mécanique du du matériau sous sollicitations dynamiques.
- étude de la rupture et de l'endommagement du matériau (décohésion, fissures....).

3.1 Moyens expérimentaux :

Pour mener à bien ces études, nous disposons de plusieurs types d'appareillage :

- Machines classiques de traction et de compression couvrant le domaine statique ($\dot{\varepsilon} = 10^{-4}$ à $10^{-2}\ s^{-1}$)
- Machine de traction grande vitesse (TGV) ($\dot{\varepsilon} = 10^{-2}$ à $10^{+2}\ s^{-1}$)
- Barres d'HOPKINSON en compression ($\dot{\varepsilon} = 10^{-2}$ à $10^{+3}\ s^{-1}$)

.../...

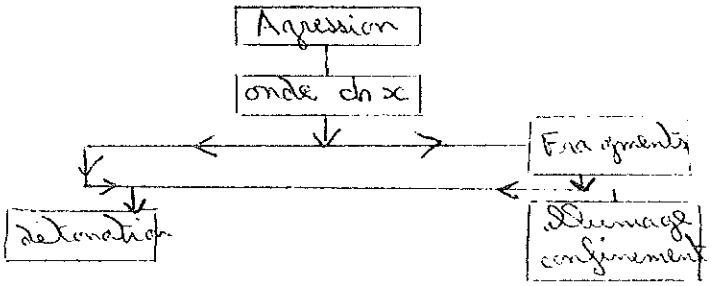
- Impact contre paroi plane d'un échantillon ($\dot{\varepsilon}=10^{2}$ à $10^{3}\ s^{-1}$)
- Canon à gaz qui devrait nous permettre de balayer un domaine plus important en vitesse de déformation ($\dot{\varepsilon} > 10^{-5}$).

Ces dispositifs expérimentaux nous permettent de déterminer les caractéristiques mécaniques en dynamique de nos matériaux (obtention de courbes maîtresses couvrant le domaine statique et dynamique).

3.2 La fragmentation dynamique :

Le phénomène DDT résulte de la fragmentation de l'explosif DDT :

Transition-Déflagration-Détonation. Notre souci est d'expliciter la partie mécanique menant du choc à la fragmentation (schéma ci-dessous).



Il s'agit essentiellement de prévoir la taille, le nombre, et la répartition des fragments suite à une agression de type choc.
On détermine ainsi la fragmentabilité du matériau.
Différentes approches :

- A l'aide de l'essai d'impact contre paroi plane, on veut relier le nombre des fragments, l'énergie fournie.Le volume de l'échantillon et la taille initiale de l'échantillon : ainsi on veut vérifier l'applicabilité de la loi de KICK (1) (1983) et depuis la loi de RITTINGER (2).

$$\text{Kick} : \frac{W}{L_0} = K \log \frac{L_0}{L_m}$$

- A l'aide du montage des barres d'HOPKINSON en traction, nous étudions le comportement en fissuration de nos matériaux et nous déterminons le coefficient de surcontrainte en fonction de la longueur de fissure et de la granulométrie.
  Application du critère d'ANDREWS : (3)

$$\left(\frac{dU}{da}\right)\frac{1}{B} = W_c\, a\, K_i\,(W_c)$$

- Avec les essais à la machine de traction grande vitesse, nous voulons déterminer les paramètres du comportement à la rupture. Nous utilisons une méthode statistique de type WEIBULL (4) la fonction de distribution s'écrit :

$$P(G) = 1 - \exp -\left(\frac{\sigma_0 - \sigma_G}{\sigma_c}\right)^m \qquad G_0 > G_c$$

- A l'aide de l'analyseur d'images, nous regardons l'influence de la microstructure sur le comportement mécanique en dynamique (taille de la granulométrie par exemple).

4) Conclusions

Actuellement, un effort important est mis sur l'étude et la compréhension des phénomènes dynamiques sur nos matériaux compacts énergétiques lorsqu'il sont soumis à des sollicitations élevées. La connaissance du comportement mécanique grande vitesse est primordiale pour l'étude de la fragmentation dynamique, donc il est nécessaire de disposer de moyens expérimentaux adaptés et de développer les outils théoriques adéquats.

REFERENCE

1) F. TAGGART : "The work of crushing" Trans Aime 1914 J42P153-179
2) P.R Von RITTINGER : BERLIN (1867)
3) EH ANDREWS : "Materials subject to general yielding"
Journal of materials Science 11 (1976)
4) W. WEIBULL : "Statistical theory of the strengh of Materials"
Inˌvetenskaps Akad. Handl. (1939)

RUPTURE par CISAILLEMENT ADIABATIQUE

Motz, Rondelli, Buisson
METZ: Faculté Sciences/LPMM
en collaboration avec
ARCUEIL: ETCA/CMCM/TM

La formation de bandes de cisaillement adiabatique (BCA) est un phénomène frequemment observé dans le domaine de la fragilisation des blindages. L'étude entreprise, lancée par l'ETCA, vise à déterminer les caractéristiques thermomécaniques et métallurgiques d'un acier à haute limite d'élasticite, offrant une résistance optimale à la formation de BCA.

Des éprouvettes dites de cisaillement, sont prélevées dans des plaques d'acier de type 25NCD6 (Creusot Loire) se distinguant par leurs degrés de propreté inclusionnaire, de laminage et de température de revenu.

L'utilisation d'un montage à barres d'Hopkinson permet de créer un choc engendrant une localisation importante et très rapide de la déformation plastique à l'endroit de l'épaulement (fig.1). On peut obtenir ainsi une B.C.A et, dans une phase ultérieure, une rupture de l'éprouvette si cette localisation devient catastrophique (instabilité thermoplastique).

ANALYSE METALLOGRAPHIQUE:

L'analyse post-mortem des éprouvettes nous permet d'observer différents types de configuration:

fig.2 début de localisation
fig.3 obtention d'une B.C.A
fig.4 rupture complète et traces de B.C.A

résultats:

* On établit une correspondance entre le type de la configuration métallographique obtenue et l'aspect du signal de l'onde de choc enregistré par la jauge de contrainte placée sur la barre d'Hopkinson de transmission.

* Il apparait que les aciers ayant subi un traitement de revenu élevé sont moins susceptibles à la formation de B.C.A . Le montage permet de plus d'estimer une valeur critique de cisaillement. L'etude de l'influence de la proprete inclusionnaire et du degré de laminage est en cours.

* Des mesures de microduretés (fig.5) faites suivant un angle faible par rapport à la direction de la B.C.A révèlent une durete extrême de la bande analogue à celle d'une ferrite fortement écrouie ou à celle d'une martensite. La distinction à cette echelle d'observation n'est pas possible. Ces mesures témoignent cependant d'un echauffement intense du matériau (travail de déformation plastique très localisé) suivi d'un effet de trempe (action de la conduction thermique à travers la matrice environnante).

difficultés: * sens de prélèvement: l'observation des B.C.A est plus aisée si l'éprouvette est prélevée dans le sens perpendiculaire à la direction de laminage. La bande apparait moins nettement si elle se situe dans le même sens que les lignes de microségrégation.

* dispersion:

- on constate une certaine dissymétrie du fissurage des pièces. Cette dissymétrie est liée à la difficulté de réaliser une bonne orthogonalité entre les faces de l'éprouvette et l'axe de sollicitation.
- on examine actuellement l'influence de l'anisotropie initiale du matériau (liée au sens de prélèvement de l'éprouvette) sur cette dissymétrie.
- la présence de tapures dues à la trempe du traitement thermique ou dues à la libération au cours du choc de contraintes résiduelles et la disparité assez importante des rayons de raccordement à l'endroit de l'épaulement de l'éprouvette contribuent également à augmenter la dispersion des profils de rupture.

Ces observations expérimentales montrent que la sollicitation qui engendre la B.C.A ne peut être réduite rigoureusement à une composante de cisaillement simple.

ANALYSE MECANIQUE:

L'analyse mécanique propose, en première approximation, une modélisation de la formation de B.C.A dans l'éprouvette en utilisant une simulation numérique d'un essai de cisaillement simple. La loi de comportement du matériau est du type parabolique. Elle fait intervenir les coefficients phénoménologiques du seuil de contrainte, de l'écrouissage, de la sensibilité à la vitesse de déformation et de l'adoucissement thermique. Ces paramètres sont déduits de mesures expérimentales faites à l'aide de tirs sur barres d'Hopkinson.

Remerciements: Nous remercions Mr et Mme Pokorny pour la partie métallographique; le Professeur Molinari pour la partie mécanique et l' ETCA pour les essais dynamiques.

Réferences:

Zener-Hollomon: Journal of Applied physics,1944,Jan,15
Molinari : Journal de mécanique théorique et appliquée vol 4. n°5 pp 659 1985
Buisson : Rapport bibliographique Sept 1986 ETCA
: Journées Matériaux ETCA 1986
: 2ième journée nat. DYMAT 1986 NANTES
Bousseau-Buisson: Etude du Cisaillement Adiabatique(Aciers) rapport ETCA Fév 1987.
Derep: Transformations microstructurales induites par le cisaillement adiabatique(Acier) rap ETCA Juil 1987

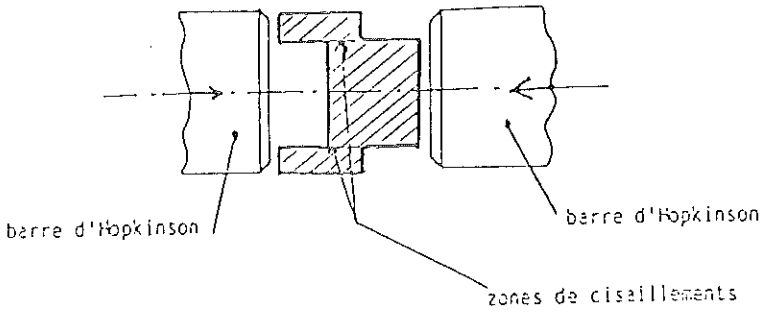
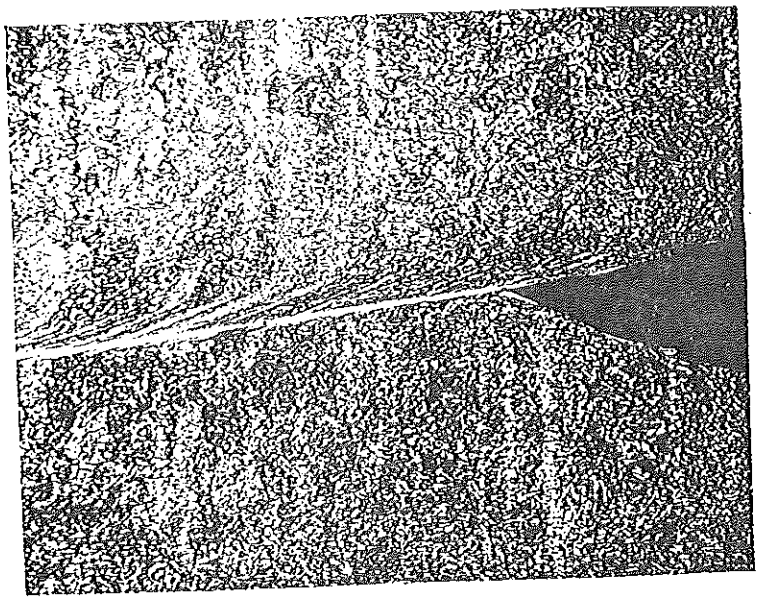


FIG. 1 : Schéma du montage expérimental

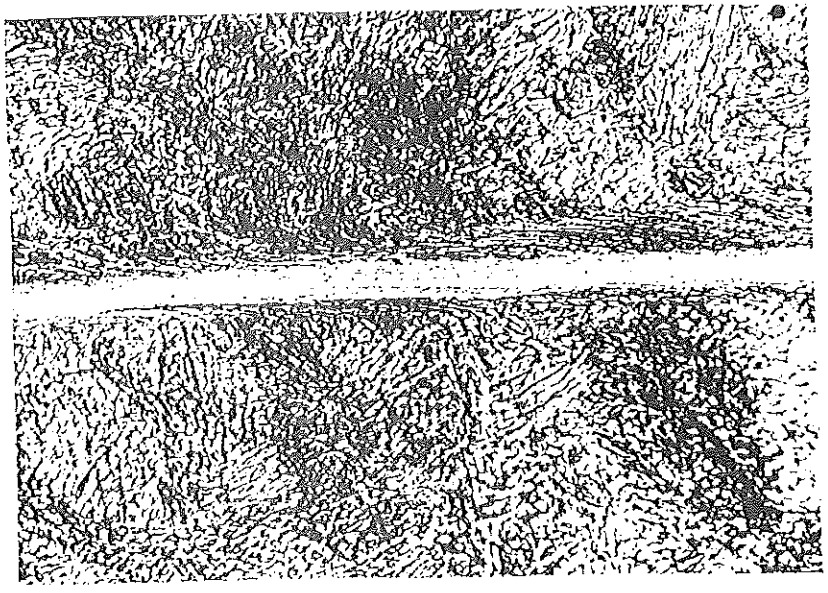
Fig. 2 : Début de localisation (X 115)



X 115

Fig. 3 : Obtention d'une B.C.A.

X 700



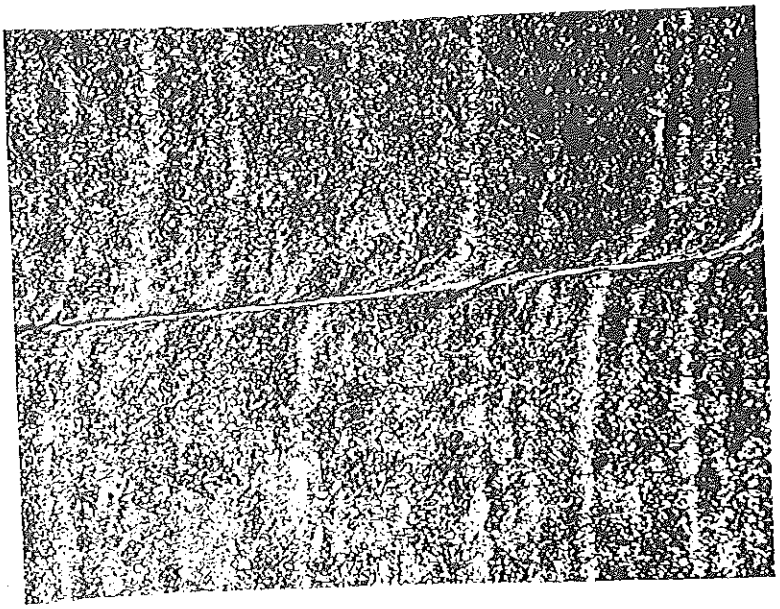
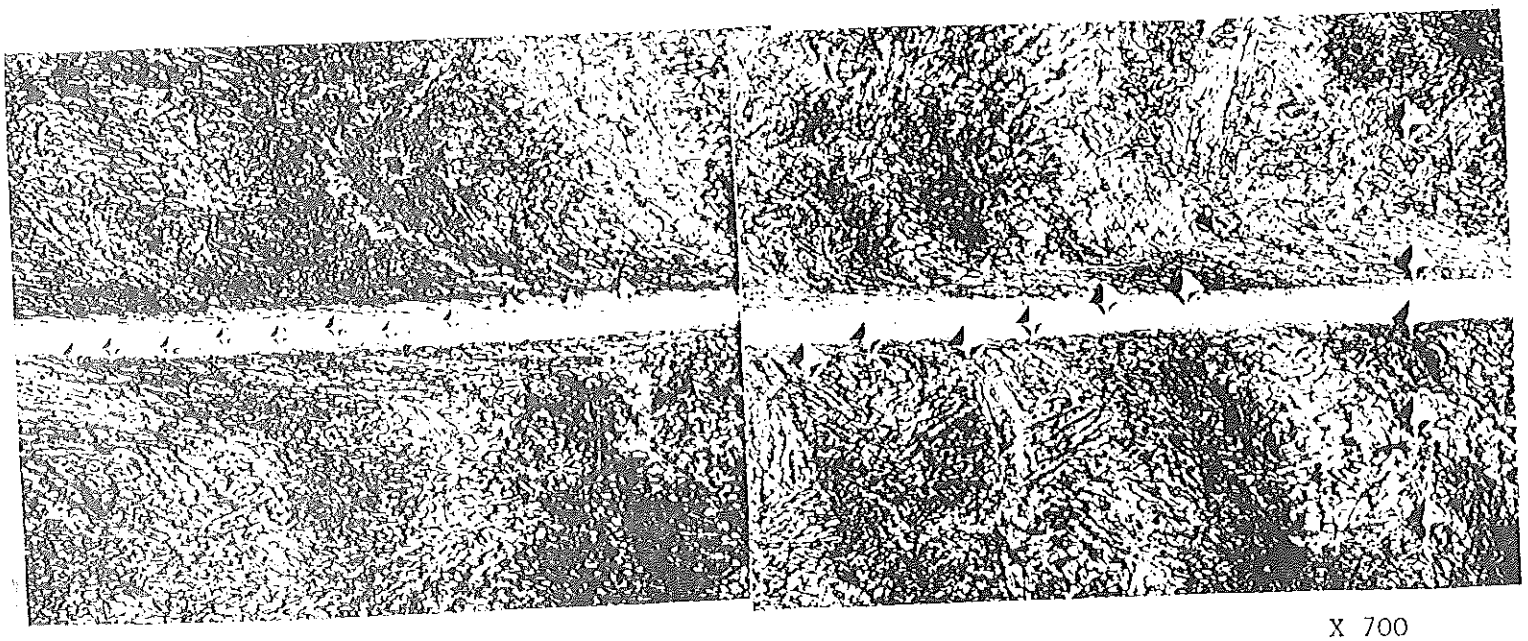


Fig. 4 : Rupture et traces de B.C.A.

X 115



X 700

Fig. 5 : Mesures de microdureté

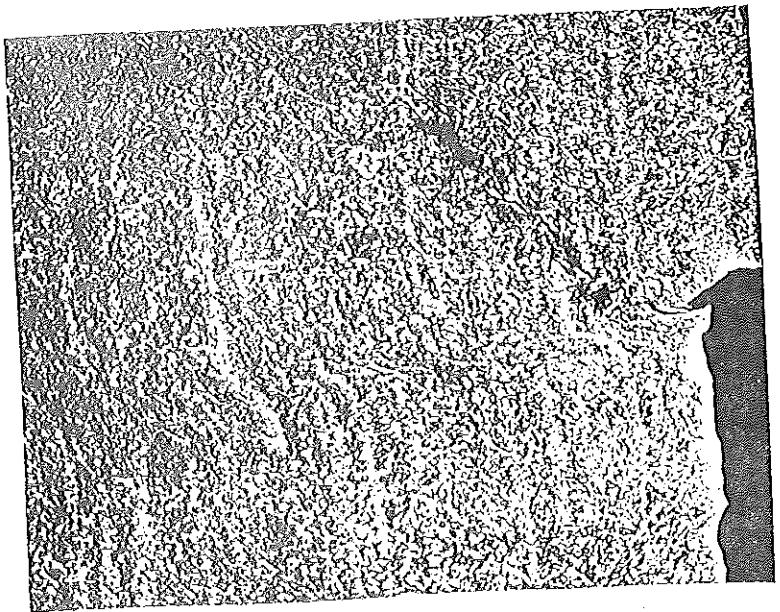


Fig. 6 : Tapure observée au raccord d'épaulement

FRAGILISATION DES VERRES METALLIQUES AVEC LA VITESSE DE SOLLICITATION

Monique CALVO

Laboratoire de Science et Génie des Matériaux Métalliques
(CNRS U.A 159) Parc de Saurupt - 54042 NANCY Cedex - France

I - INTRODUCTION

Les verres métalliques deviennent fragiles lors de traitements thermiques ainsi qu'aux très basses températures (77 K) et aux fortes vitesses de sollicitation ($\dot{\varepsilon} = 5.10^{-2} s^{-1}$). Ces deux derniers types de fragilisation ont été peu étudiés pour ces matériaux mais se rencontrent pour d'autres types d'alliages, les aciers par exemple. Nous nous intéressons ici à la fragilisation avec la vitesse de sollicitation que nous interprétons par le concept des courbes R.

II - MATERIAUX ET METHODES EXPERIMENTALES

Les alliages étudiés sont d'origine commerciale, à base de fer, nickel et cobalt et sous forme de rubans minces. Les essais de traction ont été préparés et menés selon [1] et [2], sur INSTRON II21. La fractographie s'est effectuée sur microscope à balayage HITACHI 650.

III - CARACTERISATION DE LA FRAGILISATION

Les verres métalliques cassent dans leur état brut de trempe le plus souvent en Contraintes Planes. Des courbes R ont pu être tracées pour plusieurs alliages [1]. Ces résultats ont montré que la mécanique de la rupture s'applique parfaitement aux verres métalliques. La tenacité, mesurée en traction par le facteur d'intensité de contrainte, K_C, et le concept des courbes R ont alors pu être utilisés pour caractériser leur comportement mécanique et leur fragilisation [2].

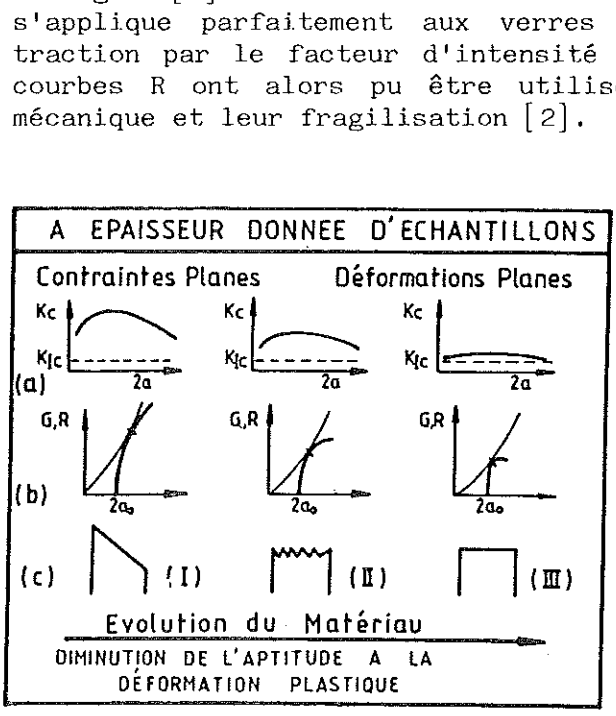


Figure 1 - Caractérisation macroscopique de la fragilisation

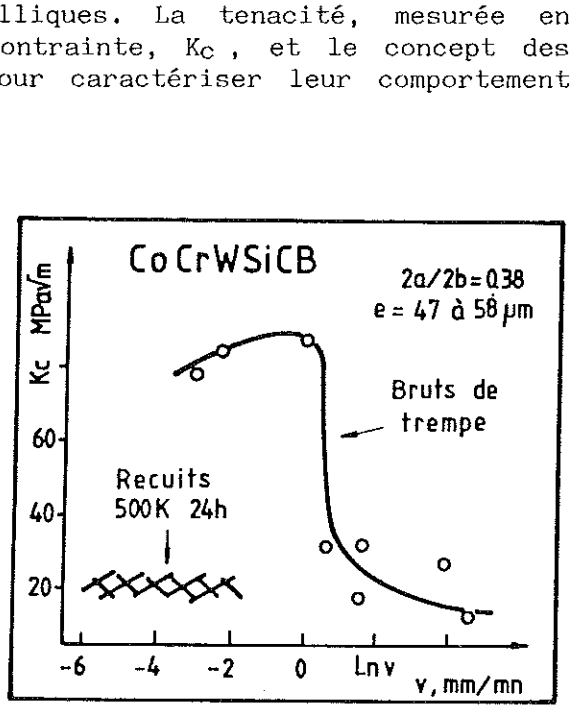


Figure 2 - Variation de K_C avec la vitesse de sollicitation v, pour un alliage à base Co de Allied Chemical, brut de trempe et après recuit.

Au cours de la fragilisation, les conditions de rupture changent de Contraintes Planes à Déformations Planes. La **Figure 1** résume la caractérisation macroscopique établie à partir des essais mécaniques, des observations fractographiques et par généralisation de la transition Contraintes Planes-Déformations Planes, bien connue pour une augmentation de l'épaisseur des échantillons. A épaisseur donnée, la transition se produit par une diminution de l'aptitude à la déformation plastique.

IV - FRAGILISATION AVEC LA VITESSE DE SOLLICITATION

Chaque étape de la fragilisation est caractérisée par un domaine de valeurs de tenacité, une courbe R et un faciès de rupture [2]. D'après la littérature, la courbe R dépend de l'épaisseur des échantillons, mais aussi de la température d'essai et de la vitesse de sollicitation [3]. Les verres métalliques suivent parfaitement la mécanique de la rupture - leur fragilisation avec la vitesse de sollicitation était donc prévisible. La **Figure 2** montre les résultats obtenus pour un alliage à base cobalt pour des vitesses de sollicitation allant de 0,05 mm/mn à 100 mm/mn ($\dot{\varepsilon} = 1{,}7.10^{-5}s^{-1}$ à $3{,}3.10^{-2}s^{-1}$). La tenacité chute de K_C = 80 MPa$\sqrt{m}$ à 15 MPa$\sqrt{m}$. La faciès de rupture change de "veines" à "surface plane".
Le processus microstructural qui gouverne la fragilisation n'est pas encore bien connu et, bien qu'il existe plusieurs mécanismes microscopiques, chacun n'explique que partiellement les phénomènes observés.

V - UN MECANISME MACROSCOPIQUE

La fragilisation se traduit par un changement de la courbe R de **Figure 1b, I à III.** Considérons son concept rappelé **Figure 3** :

- la courbe R représente la résistance du matériau à la propagation de la fissure, en fonction de son accroissement Δa. Elle correspond au développement d'une zone plastique en avant de la fissure. Sa forme varie avec l'aptitude du matériau à la déformation plastique.

- les courbes G représentent l'énergie donnée au système (échantillon + fissure). La valeur de G croît avec la charge appliquée.

La propagation de la fissure est stable tant que G = R. Le point d'instabilité correspond au point de tangence de la courbe R avec une courbe G, $G(\sigma_c)$.

Considérons maintenant les variations $\frac{\partial R}{\partial t}$ et $\frac{\partial G}{\partial t}$ avec le temps de R et G :

$\frac{\partial G}{\partial t} = \dot{G}$ dépend de l'accroissemnet de la charge avec le temps, donc de la vitesse de sollicitation v, et de $\dot{\varepsilon}$.

$\frac{\partial R}{\partial t} = \dot{R}$ représente la "vitesse de résistance" du matériau. Sa valeur dépend de la réponse du matériau, de sa vitesse à développer une zone plastique en avant de la fissure.

A épaisseur d'échantillons, état de relaxation et température d'essai constants, le comportement mécanique dépend des valeurs relatives de R et G. La **Figure 2** peut s'interpréter par la **Figure 4** comme suit :

Domaine I : accroissement lent de la charge. Faibles v et $\dot{\varepsilon}$. Le matériau a le temps de développer une zone plastique en avant de la fissure. Courbe R du type **Figure 1b I.**

$\dot{R} > \dot{G}$

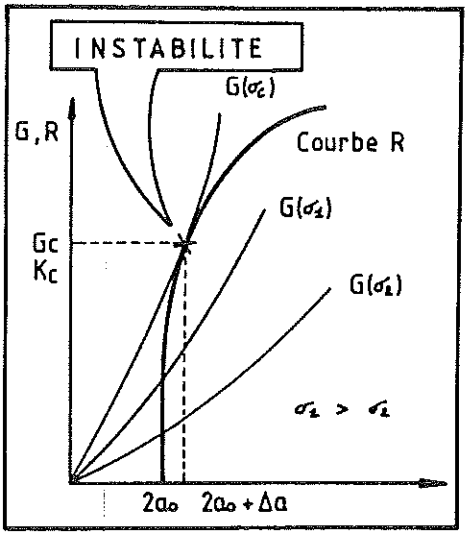


Figure 3 - Concept de la courbe R.

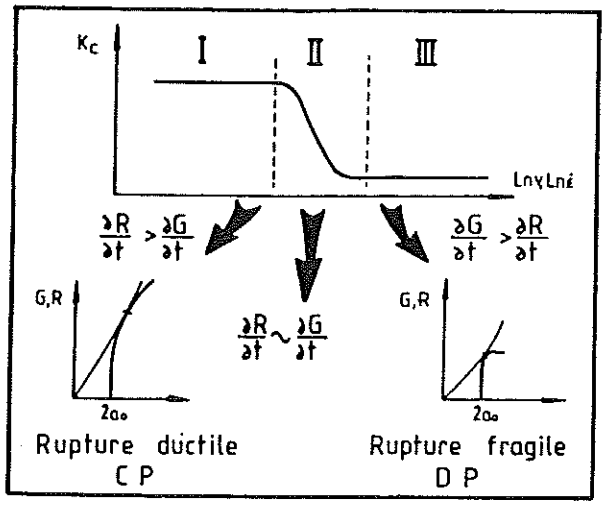


Figure 4 - Interprétation de la fragilisation avec la vitesse de sollicitation par le concept de courbe R.

Domaine III : accroissement rapide de la charge. v et $\dot{\varepsilon}$ élevées. Le matériau n'a pas le temps de développer une zone plastique suffisante. Courbe R du type **Figure 1b III.**

$\dot{R} > \dot{G}$

Domaine II : valeurs intermédiaires. Courbe R du type **Figure 1b II.** $\dot{R} \sim \dot{G}$.

Ce mécanisme macroscopique simple représente bien les observations faites au cours des essais mécaniques. Basé sur le concept de courbe R et la mécanique de la rupture, ce n'est pas un mécanisme microstructural mais il permet d'émettre des hypothèses concernant la "structure amorphe".

VI - DISCUSSIONS ET CONCLUSIONS

Les mécanismes proposés pour interpréter l'évolution structurale et le comportement mécanique des verres métalliques sont basés principalement sur le concept de "volume libre", la rupture se produisant par écoulement visqueux [4] [5]. D'autres mécanismes introduisent le concept de "dislocations" dans la "structure amorphe" [6]. L'évidence de leur existence dans les verres métalliques a été montrée, particulièrement dans le cas de la fragilisation aux basses températures [7].
Suivant ceux de ces mécanismes que l'on envisage, $\dot{R}$, la vitesse de réponse du matériau, peut être reliée soit à un mouvement de "dislocations" dans la "structure amorphe", soit au temps de redistribution du volume libre, τ. Les faciès de rupture observés coïncident parfaitement avec ceux obtenus par les simulations effectuées avec des fluides de même viscosité [4]. D'autre part, certains métaux ou métalloïdes, connus maintenant pour leur rôle fragilisant dans les verres métalliques, ont été aussi étudiés aux basses températures dans d'autres alliages non amorphes, où la fragilisation se produit par un mécanisme de dislocations [8].

La confrontation des mécanismes microstructuraux proposés dans la littérature pour les verres métalliques et les conclusions obtenues sur la fragilisation des matériaux en général, conduit à émettre quelques hypothèses quant au "milieu amorphe". On pourrait en effet envisager ce "milieu" comme composé d'unités structurales, où pourraient être définies les "dislocations" et qui seraient reliées entre elles de façon à pouvoir "adapter" les contraintes suivant leur degré de liberté.

Des études et travaux sont en cours pour préciser ces hypothèses. Ce type de "structures" semble néanmoins être la voie pour arriver à une cohérence entre les phénomènes observés aux échelles macroscopique et microstructurale. Il ressemble d'ailleurs, bien que de très loin bien sûr, à certains modèles structuraux, issus, eux, d'analyses locales par Mössbauer, diffraction de neutrons ou rayons X.

[1] **Henning W., Calvo M., Osterstock F.,** J. Mat. Sci., 1985, 20, 1889.
[2] **Calvo M.,** Thèse Univ. Caen, mars 1986, Caen, France.
[3] **Marandet G., Sanz G.,** Rev. Mét. C IT 77, 827.
[4] **Spaepen F., Turnbull D.,** Scripta Met., 1974, 8, 563.
[5] **Wu T.S., Spaepen F.,** Proc. TMS-AIME, 1985.
[6] **Li J.C.M.,** Metallic Glasses, ASM, Ohio Park, 1976, 224.
[7] **Pampillo C.A., Polk D.E.,** Acta Met., 1974, 22, 741.
[8] **Magnusson A.W., Baldwin W.M.** J. Mech. Phys. Sol., 1957, 7, 172.

INFLUENCE D'UNE PREDEFORMATION SUR L'ALLIAGE DE TITANE: TA6V

A. ROUXEL, C.Y. CHIEM
Ecole Nationale Supérieure de Mécanique, Laboratoire des Sciences des Matériaux de la Mécanique, Groupe ENSM-IMPACT, 1 rue de la Noë, 44072 NANTES Cedex

RESUME

Nous présentons les résultats d'essais à vitesse de déformation incrémentale sur l'alliage de titane TA6V sollicité en torsion. Ces résultats montrent que la sensibilité à la vitesse de déformation est légèrement importante ,que les effets de l'histoire sont peu marqués avec un phénomène d'"overshoot" observé pour des valeurs de prédéformation supérieures à 20%.

INTRODUCTION

Les études sur l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la contrainte d'écoulement sont faites par des expériences à vitesse de déformation et température constantes. Par contre, les études sur les effets de l'histoire nécéssitent des changements de vitesse ou de température durant la déformation avec ou sans déchargement de la contrainte. Une expérience utilisable pour l'étude de l'influence des effets de l'histoire est le "jump test" ,plus correctement appelé l'essai à vitesse de déformation ou température incrémentale. Une revue de ce sujet a été faite par Duffy (1) et Nicholas (2).

Les premiers travaux sur les effets de l'histoire de la vitesse de déformation sont ceux de Lindhlom (3) qui a démontré que la contrainte lors d'un chargement cyclique statique dynamique et dynamique statique dynamique en compression sur l'aluminium n'est pas la même que celle obtenue en chargement dynamique sans précontrainte. Cette différence fût attribuée aux effets de l'histoire de la vitesse de déformation. Cependant, les essais en traction et en compression ont des effets indésirables sur la détermination de l'état des contraintes et des déformations impliquant des composants hydrostatiques et des complications tel que le flambage qui rendent difficile l'interprétation des résultats. De plus, l'inertie radiale, le cisaillement transversal et l'interaction complexe des ondes de contrainte rendent difficile l'analyse des essais à très grande vitesse de déformation. Ainsi, l'essai le plus souhaitable, éliminant la plupart de ces difficultés, est la torsion de tubes à paroi mince , n'impliquant qu'une seule composante de contrainte et de déformation en cisaillement, sans composante hydrostatique. Les avantages de la torsion par rapport à l'impact axial sont reconnus ,ainsi le dispositif de Kolsky modifié pour la torsion est très souvent utilisé, entre autre pour les essais où la vitesse de déformation varie durant le chargement. Campbell et Dowling (4), Nicholas (5), Chiem et Duffy (6), Hartley et Duffy (7) créent la torsion dynamique par

un brusque relachement d'un bloc de serrage, tandis que Duffy et Campbell (8) et Frantz et Duffy (9) utilisent un chargement par explosif. Par ce dispositif Senseny et al (10) étudient les effets de la vitesse incrémentale à différente température ,tandis que Eleiche et Campbell (11) appliquent un déchargement et un chargement inverse à différentes vitesses. Les résultats obtenus tendent tous à confirmer l'existence plus ou moins marquée des effets de l'histoire de déformation sur différents matériaux.

L'objet de notre étude est d'étudier les effets de l'histoire de la vitesse de déformation sur l'alliage de titane TA6V.

METHODES EXPERIMENTALES

Le dispositif utilisé pour effectuer les essais est une barre fendue de Hopkinson (ou barre de Kolsky) modifiée pour la torsion permettant un chargement quasi-statique et/ou dynamique de l'échantillon. La figure 1 montre schématiquement l'appareillage. Les essais quasi-statiques sont mis en oeuvre au moyen d'une poulie reliée à un moteur asservi en vitesse qui applique un couple de torsion à vitesse constante sur l'ensemble barre/échantillon. Le chargement dynamique est appliqué à l'autre extrémité du dispositif par un soudain relachement du couple emmagasiné à l'aide d'un vérin hydraulique.

Le bloc de serrage (figure 1) a deux fonctions, d'une part il bloque la barre incidente durant le chargement quasi-statique et d'autre part la rupture de la vis pré-entaillée crée une onde de torsion qui se propage vers l'échantillon.

Durant un essai quasi-statique, le couple dans l'échantillon est mesuré par le pont de jauges positionné sur la barre transmise. Le déplacement angulaire est déterminé par la différence de réponse des deux capteurs de déplacement à courant continu (DCDT) placés de chaque côté de l'échantillon. Les contraintes et déformations en chargement dynamique sont déterminés avec la réponse des jauges de déformation placées sur les barres. Les signaux sont enregistrés sur oscilloscope et analysés sur ordinateur.

Les essais incrémentaux combinent les deux types de chargement, le chargement quasi-statique est appliqué en premier jusqu'à une certaine déformation et est suivi par un chargement dynamique sans relachement de la contrainte. Les équations, tenant compte des dimensions de l'échantillon, utiles au dépouillement des résultats sont données en référence (12).

Les échantillons ont une longueur utile de 2.2 mm, un diamètre intérieur de 12 mm et une épaisseur de paroi de 0.4 mm. Aprés usinage ils ont subi un recuit sous vide à 750°C et un refroidissement au four pour éviter toute contamination (oxydation à l'air, hydrogénation) liée à la forte réactivité du titane vis-à-vis de l'atmosphère. La dureté du matériau testé est de 340 Vickers.

RESULTATS ET DISCUSSION

La figure 2 montre schématiquement la courbe contrainte déformation lors d'un essai à vitesse de déformation incrémentale. Les indices des contraintes et déformations sont utilisés pour caractériser les résultats des essais. La courbe la plus basse et la plus haute représentent respectivement la contrainte d'écoulement aux vitesses constantes quasi-statique et dynamique. La courbe DABE montre le résultat d'un pré-chargement quasi-statique (DA) suivi d'un chargement dynamique (ABE). A est le point correspondant au brusque changement vitesse de $\dot{\tau}s$ à $\dot{\tau}d$ avec un accroissement de contrainte résultant de $\Delta\tau s$.

Deux sensibilités à la vitesse peuvent être évaluées en comparant les différences de contrainte suivant la valeur de prédéformation τi. Aux points B et C, la contrainte est différente pour une même déformation et vitesse de déformation, aussi $\Delta\tau h$ représente la dépendance de l'histoire, $\Delta\tau$ est relatif à la sensibilité apparente: $1/\beta a$, tandis que $\Delta\tau s$ est relatif à la sensibilité vraie: $1/\beta t$. Les sensibilités sont calculées par les équations suivantes:

$$\frac{1}{\beta t} = \frac{\Delta\tau s}{\ln(\tau d/\tau s)} \quad \text{ou} \quad mt = \frac{\ln(\tau B/\tau A)}{\ln(\dot{\tau}d/\dot{\tau}s)} \qquad \text{Equ. 1}$$

et

$$\frac{1}{\beta a} = \frac{\Delta\tau}{\ln(\dot{\tau}d/\dot{\tau}s)} \quad \text{ou} \quad ma = \frac{\ln(\tau C/\tau A)}{\ln(\dot{\tau}d/\dot{\tau}s)} \qquad \text{Equ. 2}$$

m représente la sensibilité logarithmique à la vitesse de déformation.

La figure 3 montre les résultats des essais de torsion sur le TA6V, avec des vitesses de déformation d'environ 7.5 10-3 s-1 en quasi statique et 1600 s-1 en dynamique. Les valeurs numériques expérimentales et calculées sont regroupées dans le tableau 1 et 2 où le volume d'activation est calculé par:

$$v^* = kT\beta t \qquad \text{Equ.3}$$

où k est la constante de Boltzmann (k=1.38 10-23 J/K), T la température absolue et b le vecteur de Burger .

Pour une prédéformation supérieure à 20% un 'overshoot' est observé pour ce matériau de structure hexagonale compact. Ce phénomène est similaire à celui observé dans les matériaux de structure cubique centré sollicités dans les mêmes conditions. Ce phénomène pourrait être expliqué soit par l'apparition de mâcles (13), soit par l'apparition de dislocations mobiles supplémentaires lors du chargement dynamique (14) à partir d'une certaine valeur de prédéformation.

Les figures 4 et 5 montrent une sensibilité apparente de la vitesse de déformation relativement importante, ce qui est en accord avec les résultats de Eleiche et Campbell (15) sur le titane, par contre la sensibilité à l'histoire de la vitesse de déformation est très peu marquée.

Δ_{rdf} (tableau 2) représente la portion de déformation dynamique; lorsque la prédéformation augmente cette portion diminue, par contre la valeur totale de déformation dans l'échantillon est sensiblement la même , d'environ 50%; il faut noter que tous les échantillons ont été déformés jusqu'à rupture.

CONCLUSIONS

Les résultats expérimentaux mettent en évidence une faible sensibilité à l'histoire de la vitesse de déformation du TA6V sollicité en torsion à température ambiante. Il est nécessaire de compléter cette étude par des analyses microstructurales, de plus il serait intéressant de compléter cette étude par des essais similaires en fonction de la température et d'autre part, d'étudier l'influence de l'histoire de la température.

REMERCIEMENTS

Les auteurs tiennent à remercier la Direction des Recherches et Etudes Techniques (DRET/SD/68, Contrat N°85-134), pour l'aide financière qu'elle a apportée à la réalisation de ces travaux.

REFERENCES

(1) J. DUFFY: Inst. Phys. Conf. Ser. N°47 (1979) 1
(2) T. NICHOLAS: Impact dynamics, ed J. Wiley & Sons (1982) 277
(3) U.S. LINDHOLM: J. Mech. Phys. Solids 12 (1964) 317
(4) J.D. CAMPBELL, A.R. DOWLING: J. Mech. Phys. Solids 18 (1970)
(5) T. NICHOLAS: Exp. Mech. 11 (1971) 370
(6) C.Y. CHIEM, J. DUFFY: Mat. Sci. Eng. 57 (1983) 233
(7) K.A. HARTLEY,J. DUFFY: Inst. Phys. Conf. Ser. N°70 (1984) 21 3rd Conf. Mech. Prop. High Rates of Strain ,Oxford
(8) J. DUFFY, J.D. CAMPBELL, R.H. HAWLEY: J.Appl.Mech. (1971) 83
(9) R.A. FRANTZ, J. DUFFY: J. Appl. Mech. (1972) 939
(10) P.E. SENSENY, J. DUFFY, R.H. HAWLEY: J.Appl. Mech. 45 (1978)
(11) A.M. ELEICHE, J.D. CAMPBELL: Exp. Mech. (1976) 281
(12) C.Y. CHIEM, A. ROUXEL, P. BLINOT, R. COZIC: Rapport technique ENSM (1987), Convention DRET N°85-134
(13) T.C. LINDLEY: Acta Met. 13 (1961) 681
(14) R.C. SMITH : Exp. Mech. 1 (1961) 153
(15) A.M. ELEICHE, J.D. CAMPBELL: University of Oxford Report, N° 1106/74 (1974)

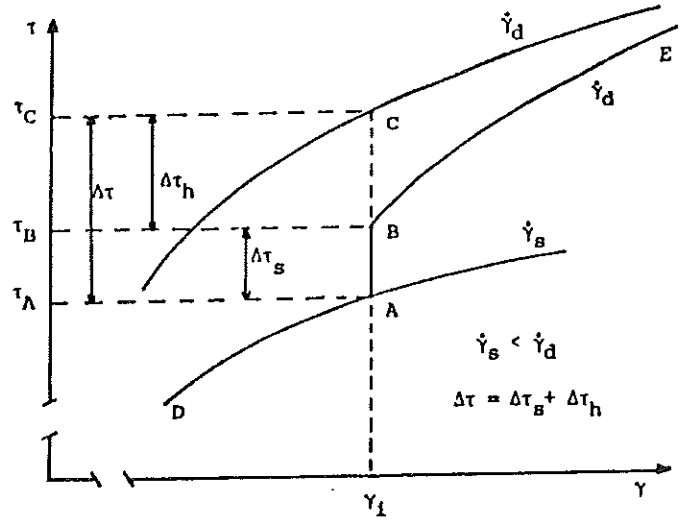


Figure 2: Courbe schématique contrainte-déformation obtenue lors d'essai à vitesse de déformation incrémentale

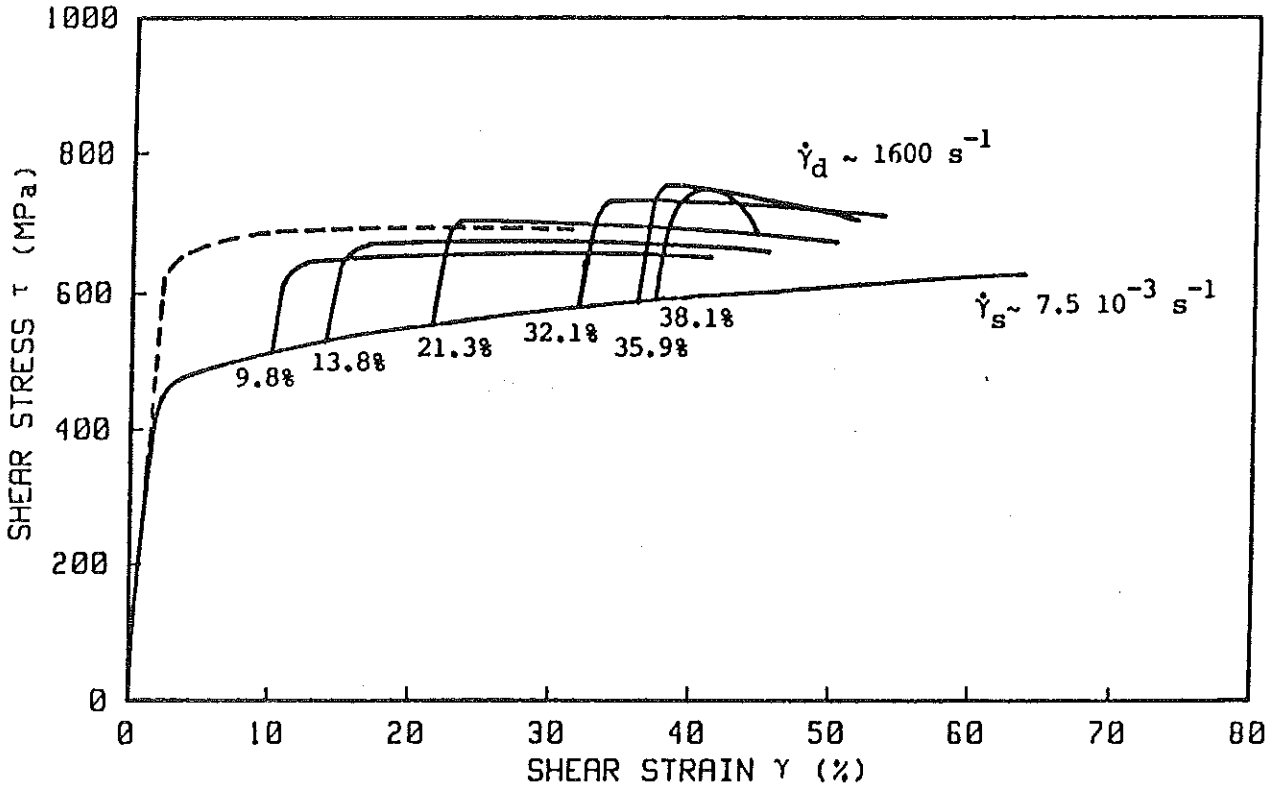


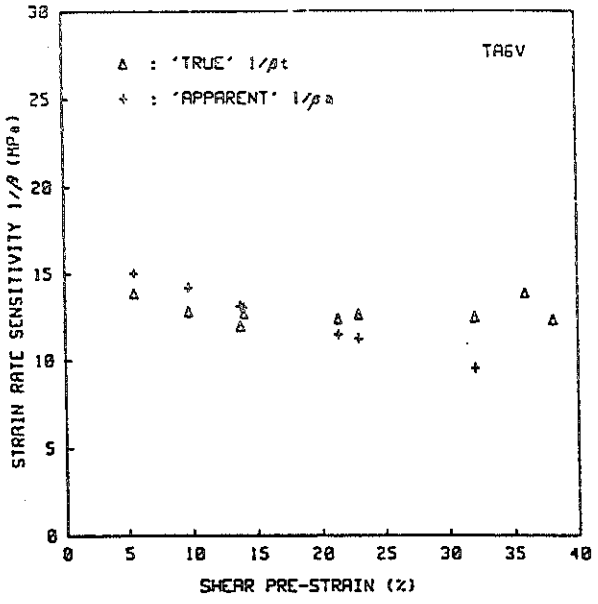
Figure 3: Résultats d'essais incrémentaux sur le TA6V où la vitesse de déformation varie de $\dot{\gamma}_s \sim 7.5\ 10^{-3}\ s^{-1}$ à $\dot{\gamma}_d \sim 1600\ s^{-1}$ pour différentes de prédéformation.

éch.	τ_A (MPa)	γ_i (%)	$\Delta\tau_s$ (MPa)	$\Delta\gamma_{df}$ (%)	τ_B (MPa)	τ_C (MPa)
Tsd2	489	5.6	170	41.1	659	673
Tsd15	516	9.8	157	39.9	673	690
Tsd11	532	13.8	147	31.6	679	693
Tsd1	5[illegible]3	14.0	156	48.1	689	693
Tsd12	554	21.3	152	29.2	706	695
Tsd5	558	22.9	155	21.3	713	696
Tsd14	579	32.1	153	21.4	732	696
Tsd6	586	35.9	170	15.9	756	
Tsd9	590	38.1	151	7.1	741	

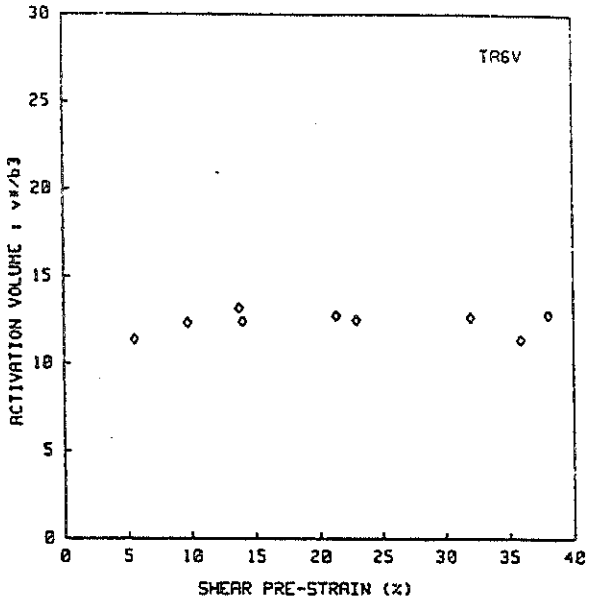
Tableau 1: Résultats numériques des essais incrémentaux sur le TA6V

éch.	γ_i (%)	$1/\beta_t$ (MPa)	m_t	$1/\beta_a$ (MPa)	m_a	β_t $(MPa)^{-1}$	v^*/b^3
Tsd2	5.6	13.85	0.024	14.99	0.026	0.072	11.37
Tsd15	9.8	12.79	0.022	14.18	0.024	0.078	12.31
Tsd11	13.8	11.98	0.020	13.12	0.021	0.083	13.15
Tsd1	14.0	12.71	0.021	13.04	0.021	0.079	12.39
Tsd12	21.3	12.39	0.020	11.49	0.018	0.081	12.72
Tsd5	22.9	12.63	0.020	11.25	0.018	0.079	12.47
Tsd14	32.1	12.47	0.019	9.53	0.015	0.080	12.64
Tsd6	35.9	13.85	0.021			0.072	11.37
Tsd9	38.1	12.31	0.019			0.081	12.80

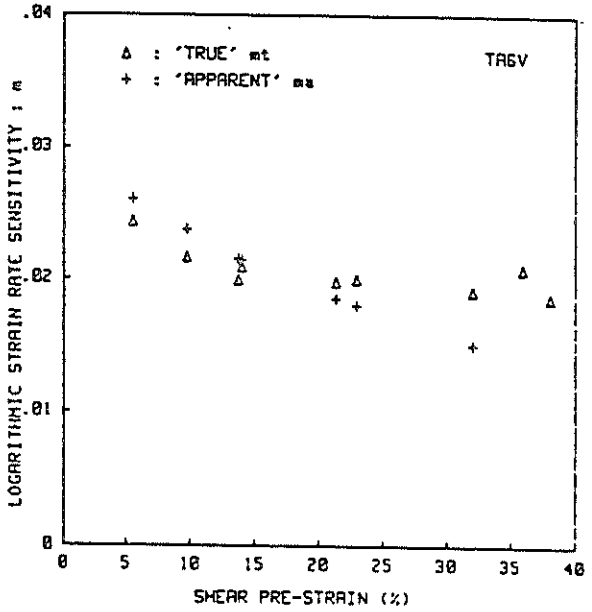
Tableau 2: Sensibilités à la vitesse de déformation 'vraie' et 'apparente' et volume d'activation



(a)



(c)



(b)

Figures 4: Tracé des sensibilités 'apparente' et 'vraie': a) $1/\beta_a$ et $1/\beta_t$; logarithmique: m_a et m_t et tracé du volume d'activation: c) v^*/b^3 par rapport à la prédéformation.

Objet : Communication de l'IRSID à la 4è Journée Nationale de l'Association DYMAT "Rupture sous sollicitation dynamique des Matériaux".

ASPECTS EXPERIMENTAUX DE LA PROPAGATION ET DE L'ARRET DES FISSURES EN REGIME DYNAMIQUE

A. FONTAINE - E. MAAS

Résumé

La connaissance des caractéristiques de ténacité en propagation dynamique et à l'arrêt est indispensable dans le cas de structures pour lesquelles on ne peut garantir l'intégrité vis-à-vis de l'amorçage d'un défaut instable (réservoirs cryogéniques, tubes pour gazoducs, structures hétérogènes).

Différentes méthodologies ont été mises au point à l'IRSID pour étudier, d'une part, les caractéristiques de ténacité en déchirure ductile d'aciers de construction sous chargement rapide ($\dot{K} \sim 10^4$ MPa$\sqrt{m}$/s), d'autre part, pour étudier les conditions d'arrêt de fissure après propagation en clivage. L'étude porte sur plusieurs nuances d'aciers sollicitées à différentes températures.

Les méthodologies expérimentales mises en oeuvre sont discutées au cours de cet exposé.

Méthode d'analyse des conditions de propagation de fissure sous sollicitation rapide

L'étude du comportement des fissures en régime de déchirure ductile est réalisée au moyen de courbes R (J-Δa). La détermination de ces courbes nécessite la connaissance des courbes de chargement des éprouvettes ainsi que l'avancée de fissure à différents stades de leur chargement. En condition de sollicitation statique, l'avancée de fissure peut être estimée grâce à la méthode du chargement interrompu, la méthode des décharges partielles ou la méthode électrique. En condition de chargement dynamique, ces méthodes sont difficiles, voire impossibles à mettre en oeuvre. Pour cette raison, la méthode de la "Key-curve", développée récemment, a été mise en application. Elle permet la détermination des courbes R (J-Δa) à partir de la seule connaissance des courbes de chargement des éprouvettes. Après avoir validé cette méthode au moyen d'essais sous sollicitation statique, nous avons étudié le comportement en déchirure ductile de différentes nuances d'acier de construction sollicitées à grande vitesse. Les résultats obtenus par cette approche sont présentés.

Méthode d'analyse des conditions d'arrêt de fissure

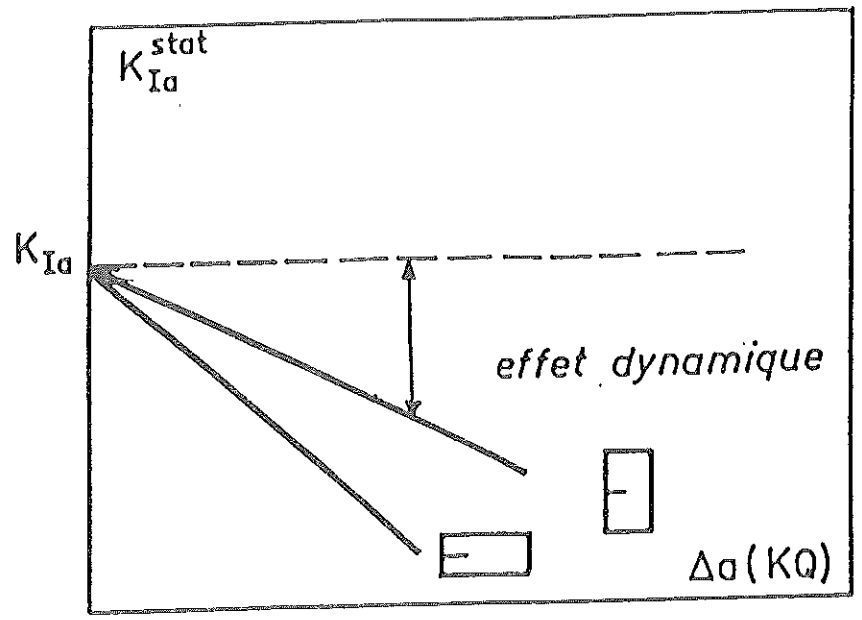
Bien que l'arrêt soit, par définition, "un évènement statique" caractérisé par une vitesse de propagation nulle, les conditions qui contrôlent l'arrêt des fissures peuvent être sensiblement influencées par les effets dynamiques qui se sont produits au cours de la propagation. En toute rigueur, une analyse dynamique de l'arrêt des fissures est nécessaire. Cependant, en raison de la complexité d'une telle analyse, certains auteurs proposent une analyse statique de l'arrêt qui permet d'obtenir une valeur par défaut, K_{Ia}^{stat}, de la ténacité du matériau. L'écart entre la valeur réelle de la ténacité et celle mesurée par cette approche est d'autant plus faible que les effets dynamiques sont réduits. Comme l'illustre la figure 1, l'importance de ces effets dépend essentiellement des conditions d'essais (géométrie des éprouvettes, mode et niveau de chargement) qu'il convient de choisir de façon adéquate pour obtenir une bonne estimation de la ténacité à l'arrêt du matériau. Dans le cadre de cette étude, des éprouvettes de type CCA (Compact Crack Arrest) et à Effets Dynamiques Réduits (EDR) ont été utilisées. La géométrie des éprouvettes est donnée à la figure 2. Durant l'essai, les éprouvettes sont chargées à l'aide d'un coin de façon à obtenir le système le plus rigide possible et limiter ainsi les échanges énergétiques entre l'éprouvette et la machine en cours de propagation (Figure 3). L'éprouvette est instrumentée de façon à mesurer l'ouverture de l'entaille mécanique à partir de laquelle est calculé le facteur d'intensité de contraintes après mesure de la longueur de fissure à l'arrêt. Dans son principe, cet essai est très simple. Cependant des problèmes apparaissent au niveau des conditions d'amorçage de la fissure en dynamique. Dans le cas de matériaux peu tenaces, l'amorçage ne pose pas de problèmes majeurs. L'usinage d'une entaille droite ou en chevrons suffit généralement pour amorcer un défaut en condition dynamique. Dans le cas de matériaux tenaces, il est nécessaire de fragiliser le fond d'entaille mécanique de façon à amorcer un défaut à grande vitesse. Pour ce faire, différentes solutions peuvent être envisagées (dépôt d'un cordon de soudure fragile, utilisation d'éprouvettes duplexes, trempe localisée, ...). Aucune solution n'est parfaite et ne peut à elle seule être utilisée quel que soit le matériau étudié. En pratique, il convient de réaliser plusieurs essais en faisant varier les conditions expérimentales de façon à trouver la solution optimale.

Ayant maitrisé ces techniques, des essais d'arrêt de fissure ont été réalisés sur plusieurs nuances d'aciers (E 36-4, aciers à tubes, aciers à rails, soudures guide fil fusible). Les résultats obtenus montrent :

- qu'il est nécessaire de réaliser plusieurs essais d'arrêt de fissure de façon à déterminer une ténacité intrinsèque au matériau par extrapolation des valeurs de K_{Ia}^{stat} aux faibles sauts de fissure Δa ;

- que l'emploi d'éprouvette de type EDR permet de limiter les effets dynamiques de façon significative comme le montre la figure 4, facilitant ainsi la détermination de la ténacité à l'arrêt ;

- que les mécanismes de rupture associés à l'arrêt des fissures sont en général complexes notamment dans le cas des aciers tenaces. Pour ces aciers, les faciès dans la zone d'arrêt, présentent des ruptures mixtes ductiles et de clivage (figure 5). A ce stade de l'étude, un effort particulier doit être fait pour mieux comprendre les mécanismes qui sont à l'origine de l'arrêt des fissures.



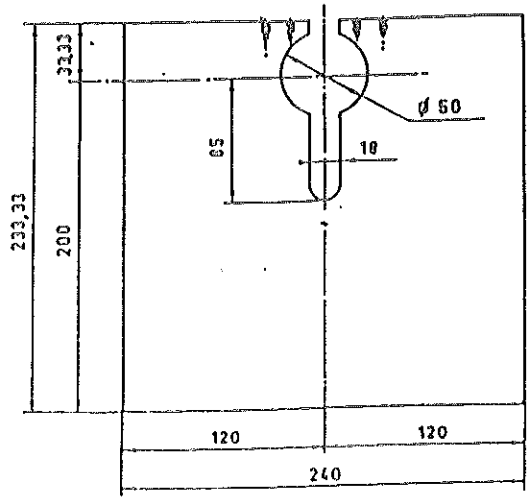
K_{Ia} : ténacité à l'arrêt du matériau

K_{Ia}^{stat} : ténacité à l'arrêt estimée à partir d'une analyse statique

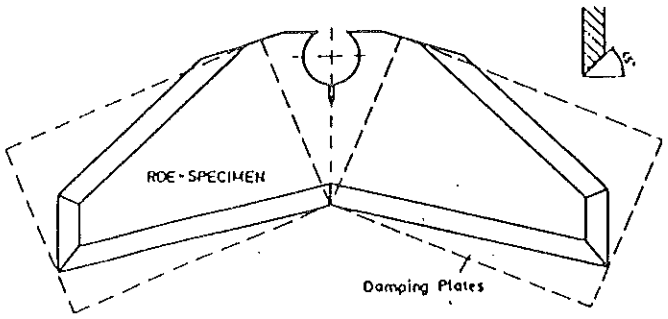
Δa : saut d'avancée de fissure avant arrêt

K_Q : niveau d'énergie fournie à l'éprouvette.

Figure 1 - Ensemble des paramètres influençant les effets dynamiques.



Eprouvette CCA



Eprouvette EDR

Figure 2 - Géométrie des éprouvettes d'arrêt.

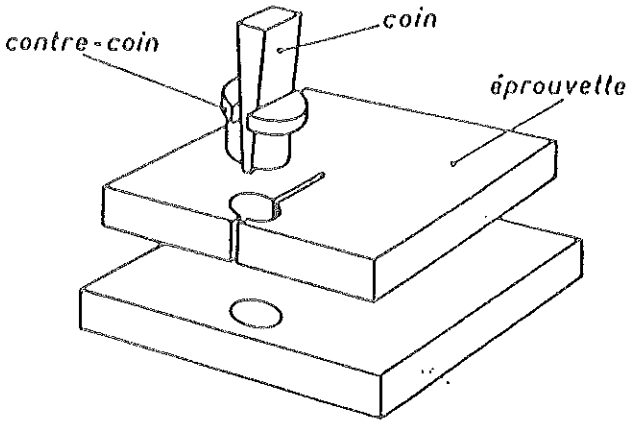


Figure 3 - Mode de chargement des éprouvettes.

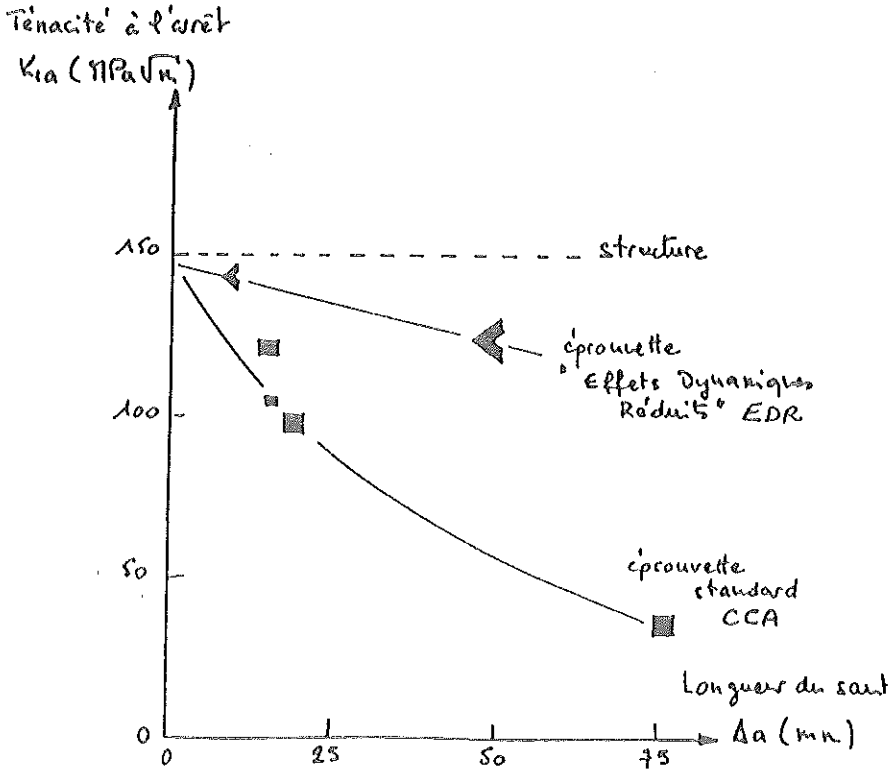


Figure 4 - Ténacité à l'arrêt d'un acier E 36-4 à - 40°C au moyen de différentes éprouvettes.

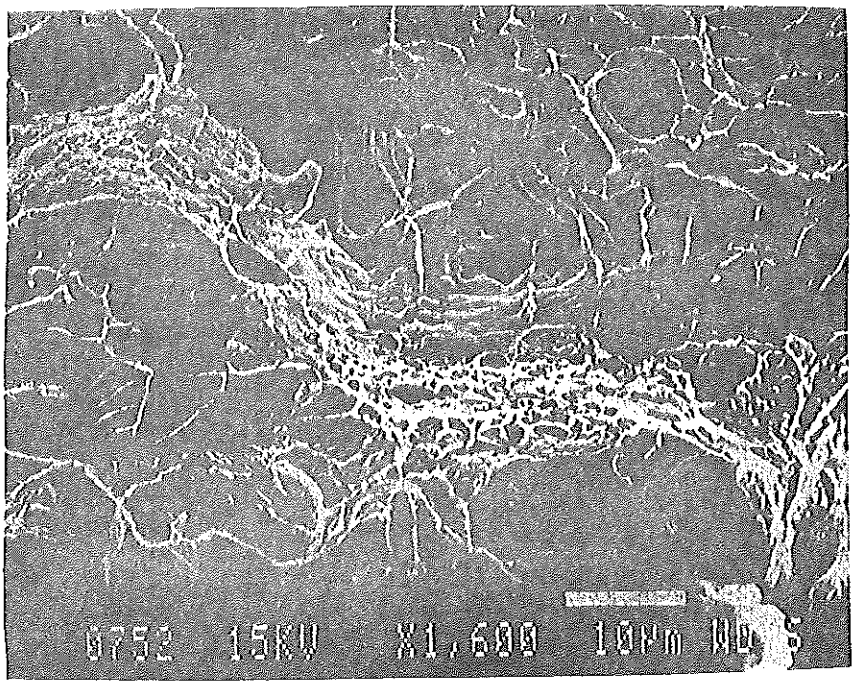


Figure 5 - Fractographie de la zone d'arrêt de fissure dans le cas d'un acier de grade X 65 à - 60°C.

APPROCHE PROBABILISTE DE LA RUPTURE SOUS SOLLICITATION DYNAMIQUE

par
G. PLUVINAGE
Laboratoire de Fiabilité Mécanique Université de Metz

1) Introduction :

En limitant notre propos au cas du comportement linéaire élastique du matériau, ce qui caractérise la mécanique de la rupture sous chargement dynamique est une relation entre la contrainte appliquée, la taille du défaut, la tenacité du matériau et le temps à rupture. Ce dernier paramêtre s'introduit dans le critère de rupture sous chargement dynamique de deux façons : le champ de contraintes singulier à l'extrémité du défaut est modifié par les effets d'inertie ; durant l'intervalle de temps qui sépare le début du chargement et la rupture de l'échantillon un nombre plus important de défauts microscopiques peuvent être activés simultanément par les mêmes effets d'inertie. Ceci entraine une modification du processus de rupture, un faciès de rupture généralement moins rugueux et une plus grande dispersion des résultats . Le dernier point justifie l'étude de la tenacité dynamique des matériaux sous l'angle de la mécanique probabiliste des ruptures;

2) Mécanique probabiliste de la rupture :

La théorie la plus communément utilisée pour traiter les aspects probabilistes est la théorie de Weibull /2/. Initialement, cette théorie était basée sur la valeur statistique de la contrainte à rupture. Récemment /3/ des modifications de cette théorie ont permis de prendre en compte le volume de la zône d'élaboration de la rupture. Dans ce qui suit, nous présenterons une théorie probabiliste prenant en considération la taille des défauts activés.

On pose que la probabilité qu'un défaut puisse entrainer la rupture en dessous ou pour une contrainte égale à σ est donnée par $F(\sigma)$. Par suite la probabilité de rupture d'un matériau possédant N défauts est $F_N(\sigma)$ avec :

$$F_N(\sigma) = 1 - F(\sigma)^N \qquad \text{équ.1}$$

et $F_N(\sigma) = 1 \exp - NF(\sigma)$ équ.2

Pour un matériau isotrope, on fera l'hypothèse que le nombre de défauts N est proportionnel au volume d'élaboration de la rupture. La probabilité de rupture est donnée par :

$$F_N(\sigma) = P_F = 1 - \exp\left[-\int g(\sigma)\, dV\right] \qquad \text{équ.3}$$

Weibull a choisi empiriquement une fonction de densité de probabilité sous la forme simple :

$$g(\sigma) = \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{m_1} \quad ; \quad g(\sigma) = \left(\frac{\sigma - \sigma_s}{\sigma_0}\right)^{m_1} \qquad \text{équ.4}$$

L'exposant m_1 appelé module de Weibull est en quelque sorte une mesure des dispersions observées. Le paramètre σ_o est un facteur d'échelle, σ_s un seuil qui entraine que la rupture ne peut pas se produire pour une contrainte inférieure à ce seuil.

Le modèle de Weibull peut être modifié en terme de tenacité K_{1c} en faisant l'hypothèse que le volume d'élaboration de la rupture Veff est une fonction puissance du facteur d'intensité de contrainte :

$$Veff = C_3 K_I^4 \qquad \text{équ.4}$$

C_3 est une constante.

Le modèle de Weibull sous une forme à deux paramètres s'écrit alors :

$$P_F = 1 - \exp\left(-\frac{K_I}{K_o}\right)^{m_2} \qquad \text{équ.5}$$

sous une forme à 3 paramètres

$$P_F = 1 - \exp\left[-\left(\frac{K_{ic} - K_{min}}{K_o - K_{min}}\right)^{m_2}\right] \qquad \text{équ.6}$$

Kmin est la borne inférieure des valeurs de tenacité, Ko est la tenacité associéee à une probabilité cumulée de $(1-\frac{1}{e})$ soit 63%, m_2 est un nouveau module de Weibull.

D'autres théories probabilistes ont introduit des considérations microstructurales et notamment la densité de défauts susceptible d'amorcer la rupture dans le cadre de l'application de la mécanique linéaire. Mc Lintock /3/ a fait l'hypothèse que la probabilité pour qu'une fissure ait une taille supérieure à a est $\exp[-a/c_1]$; c_1 est une constante. Baldorf /4/, considérant des fissures circulaires orientées d'une façon aléatoire prend la fonction $\exp[-a^2/c_2]$, c_2 est une autre constante. Yayatilaka /5/ a suggéré que la densité de probabilité de la distribution des défauts est $a^{n-1} c^{-n} e^{a/c}/(n-2)!$ c est un facteur d'échelle et n la vitesse de décroissance de la densité de probabilité.

3) Matériau et résultats expérimentaux

Les essais de tenacité dynamique présentés sont relatifs à une alumine de composition 99,7% en Al_2O_3. Les essais ont été réalisés sur éprouvettes WLCT de forme cubique de 20 mm d'arête. L'échantillon possède une entaille de 10 mm de profondeur et un angle d'entaille de 43°. Le chargement dynamique a été réalisé à l'aide d'un dispositif de barres d'Hopkinson schématisé dans la figure 1 et décrit dans la référence (6).

2 séries d'essais ont été réalisées : des essais statiques (vitesse d'augmentation du facteur d'intensité de contraintes $\dot{K} \simeq$ /MPa$\sqrt{m}$/s) et essais dynamiques ($\dot{K} \simeq 10^6$MPa$\sqrt{m}$/s). Le nombre d'échantillons testés était supérieur à 30 dans chaque série et égale à n'. La probabilité de rupture en réalisant n' essais est donné en ordonnant les tenacités observées K_{1c} en ordre croissant et en faisant l'hypothèse que :

$$P_F(K_{1c}^i) = \frac{i}{n'+1} \qquad \text{équ.7}$$

La technique pour déterminer Ko, m_2 et Kmin est d'écrire l'équation sous la forme :

$$\text{Ln Ln}\,(1-P_F)^{-1} = \text{Ln}\,(K_o - K_{min}) + m_2\,\text{Ln}\,(K_{ic} - K_{min}) \qquad \text{équ.8}$$

En reportant $LnLn(1-P_F)^{-1}$ pour différentes valeurs arbitraires de Kmin et en cherchant celle qui donne le meilleur ajustement linéaire, on obtient la droite de meilleur corrélation dont la pente est m_2. (Ko-Kmin) est la valeur de $Ln(1-P_F)^{-1}$ pour K_{1c}=Ko+1. Quand on utilise le modèle de Weibull à 2 paramètres Kmin est pris arbitrairement égal à 0.

Un exemple de représentation selon les 2 modes de dépouillement est reporté dans la figure 2.

Les résultats de l'analyse statistique sont reportés dans le tableau n°1 :

Modèle	2 paramètres		3 paramètres	
Chargement	S	D	S	D
m_2	8,2	6,3	1,5	8,5
$\overline{K_{Ic}}$ (MPa $\sqrt{m}$)	3,8	2,4	1,1	3,0
K_o (MPa $\sqrt{m}$)	4,2	2,25	1,2	3,2
Kmin (MPa $\sqrt{m}$)	—	—	3	0

Table 1 (S=Statique, D=Dynamique)

4) Analyse d'images de faciès de rupture :

Afin de faciliter l'examen optique et au microscope à balayage et notamment la mise en évidence des grains fragmentés les échantillons sont recouverts d'une mince couche d'or de l'ordre de 100 A°. Par observation au microscope à balayage, on note un faciès de rupture statique qui présente un relief plus prononcé. Des grains se détachent de la structure dans le cas de la rupture dynamique alors que des ruptures trangranulaires plus importantes sont observées dans le cas d'une rupture statique.

En vue d'une analyse quantitative, les échantillons sont placés sur la platine d'un microscope trinoculaire muni d'un éclairage épiscopique. Les images captées par une caméra vidéo sont transmises à un analyseur d'images effectuant les opérations de tranformations d'images et les mesures. figures n°3, 4 et 5.

Les images numériques sont visualisées sur un moniteur couleur et peuvent être imprimés au moyen d'une imprimante couleur. Par transformation d'images, les structures significatives sont extraites. On obtient ainsi une image bivaluée (fond blanc, structure en rouge) dont on extrait les grains. figure 6.

Des mesures sont effectuées pour caractériser ces structures et notamment la taille des grains cassés. Le paramètre de taille choisi est le diamètre de Ferêt moyen d_m défini par la formule suivante :

$$d_m = \frac{1}{\pi} \int_0^{\pi} d(\theta)\, d\theta \qquad \text{équ.9}$$

Les histogrammes suivants sont alors obtenus :
- celui de la densité en nombre des diamètres de Ferêt moyens
- celui de la densité en surface des diamètres de Ferêt moyers

Les valeurs des paramètres de mesure extrait de ces histogrammes sont :

. $(d_m)_N$ la valeur moyenne du diamètre de Ferêt moyen pour la distribution en nombre
. $(dm)_S$ la valeur moyenne du diamètre de Ferêt moyen pour la distribution en surface occupée
. Aa : la teneur en grains fragmentés c'est-à-dire le rapport de la surface de grains cassés sur la surface totale
. Na : le nombre de grains cassés par mm^2.

Un exemple de 2 histogrammes en surface est reporté sur la figure n°7. A leur examen, on peut remarquer que des grains d'alumine plus gros ont été cassés dans le cas d'un chargement statique, ce qui laisse supposer des défauts initiaux leur ayant donné naissances plus grands ont été activés. De même, la vue des extraits de structures significatives figure 6 montre que le nombre de grains cassés est nettement plus important dans le cas des ruptures dynamiques. Ces résultats sont exprimés d'une façon quantitative dans le tableau n°2 :

			Na	Aa
Statique	11	19	60	6.10^{-3}
Dynamique	10	13	150	11.10^{-3}

Table n°2

La conclusion de cette analyse quantitative du faciès de rupture d'une céramique est que sous chargement dynamique un nombre de défauts plus grands sont activés, défauts dont statistiquement la taille est plus petite. Cette conclusion repose sur l'hypothèse que la taille des grains cassés est en relation étroite avec la taille des défauts qui leur ont donné naissance. Cette constatation expérimentale est en accord avec la théorie de la modification de la taille et le nombre de défauts activés sous chargement dynamique avancée par certains auteurs notamment Kipp (1) et Kalthof (6).

5) Approche microstatistique de la tenacité dynamique :

Nous ferons l'hypothèse que la propagation de la rupture est considérée comme une série de réamorçages successifs. Cette hypothèse permet de considérer que l'examen quantitatif du faciès de rupture est en quelque sorte une mémoire du processus d'amorçage de la rupture. On fera en outre une deuxième hypothèse : les grains déchaussés que l'on rencontre sur le faciès d'une rupture sous chargement dynamique sont issus d'un manque de cohésion ou de porosités qui peut être assimilé à un défaut circulaire de taille comparable à celle du grain déchaussé. De ces hypothèses, il en résulte que le diagramme de la répartition en taille des grains est l'image de celle des défauts circulaires activés sous chargement dynamique.

L'histogramme de la figure (7b) conduit à une formulation de la probabilité d'une fissure d'avoir un rayon dont la taille excède "a" donnée par :

$$P(a) = \exp\left[-\left(\frac{a}{\bar{a}}\right)^3\right] \qquad \text{équ.10}$$

où $\bar{a}$ est la valeur moyenne des rayons des fissures. En utilisant la mécanique linéaire de la rupture et une contrainte non-dimensionnelle Sc

$$S_c = \frac{K_{1c}}{\sigma_g^c \sqrt{\pi Q}} \qquad \text{équ.11}$$

Q est un facteur géométrique ; on peut écrire que la probabilité pour que la contrainte critique d'une fissure soit égale au moins que Sc par :

$$P(S_c) = \exp\left[-\frac{1}{S_c^6}\right] \qquad \text{équ.12}$$

Cette équation a une forme différente de celle proposée par Mc Lintock /3/ et Baldorf /4/ et conduit à une meilleure corrélation avec les résultats expérimentaux.

La fonction de densité de probalilité est donnée alors par :

$$p(S_c) = \frac{d\,P(S_c)}{dS_c} = \frac{6}{S_c^7} \exp\left[-\frac{1}{S_c^6}\right] \qquad \text{équ.13}$$

Pour obtenir la probabilité de rupture, cette fonction de la densité de probabilité est multipliée par la fonction de la densité de micro défauts qui est proportionnelle au volume d'élaboration de la rupture V

$$N(S_c) = N_o V \int_0^S \left(1 - \frac{S_c}{S}\right) dS \qquad \text{équ.14}$$

où No est le nombre de microfissures par unité de volume finalement, on obtient :

$$P_F(S_c) = \exp\left\{-N_o V \int_0^S \left(1 - \frac{S_c}{S}\right) \frac{6}{S_c^7} \exp\left[-\frac{1}{S_c^6}\right] dS\right\} \qquad \text{équ.15}$$

L'équation 15 est relativement difficile à intégrer à l'aide de fonctions gamma incomplètes. Une formule approchée a été utilisée :

$$P_F(S_c) = \left(\frac{V N_o}{6}\right) . S^6 \exp\left[-\frac{1}{S_c^6}\right] \qquad \text{équ.19}$$

est comparée avec les résultats expérimentaux figure 8.

Compte-tenu des hypothèses utilisées, cette approche est satisfaisante sauf pour les probabilités de ruptures élevées.

Dans cette formulation, l'influence de la vitesse de déformation peut être priseen compte en modifiant le nombre de défauts activés par unité de volume No. Comme celui-ci est inconnu, on peut en avoir une estimation à partir du nombre de défauts initiaux présents dans le matériau vierge N_o^* et en faisant l'hypothèse que la relation de Shockey /8/ est valable :

$$\dot{N}_o = \dot{N}_o^* \exp\left[\frac{\sigma - \sigma_{go}}{\sigma_o}\right] \qquad \text{équ.20}$$

Dans la présente étude, en l'absence de données NoV a été considéré comme un paramètre ajustable, σ_o est un paramètre de normalisation, σ_{go} un paramètre seuil.

Conclusions :

La rupture sous chargement dynamique est caractérisée par une modification du processus de rupture par rapport au chargement statique. Le nombre de défauts qui peuvent être activés est plus important lorsque la vitesse de chargement augmente. Ceci entraine des résultats plus dispersés et une surface de rupture moins rugueuse. Les résultats peuvent être analysés de 2 façons. La première utilise une fonction de densité de probabilité empirique celle de Weibull. La seconde est une approche microstatistique dont les données sont obtenues à partir de l'analyse d'images. Cette dernière semble prometteuse car elle seule permet à partir de considérations microstructurales d'avoir une idée du comportement à rupture sous sollicitations dynamiques d'un matériau.

Remerciements :

L'auteur remercie Mr Humbert de la SNPE pour l'aide apportée à l'analyse d'images.

BIBLIOGRAPHIE

1) KIPP M.E. Int. Journal of fracture 16 (5) p 471-472 (1980)

2) W. WEIBULL Hanligar Nr.153 (1939)

3) F.A. Mc LINTOCK in "statistics of brittle fracture" vol.I Plenum stress p. 93-114 (1974)

4) S.B. BATDORF Int. journal of fracture vol.12 (I) Feb p. 5-11 (1977)

5) M. YAYATILAKA in "fracture of Engineering materials" p. 135-141

6) G. PLUVINAGE 5° colloque de Mécanique et Métallurgie Tarbes (1984)

7) K. WALLIN Engineering Fracture Mechanics Vol.19 N°C p. 1085-1093 (1984)

Legende des figures

Figure n°1 : Dispositif de barres d'Hopkinson et échantillons utilisés.

Figure n°2 : Représentation de la probabilité de rupture d'une céramique en fonction de la tenacité selon un modèle de Weibull à 2 et à 3 paramêtres.

Figure n°3 : Schéma du dispositif d'examen de la surface de rupture.

Figure n°4 : Schéma de la méthode d'extraction des grains déchaussés.

Figure n°5 : Schéma de la méthode de transformation d'images.

Figure n°6 : Figure montrant la répartition en surface de grains déchaussés dans le cas d'une rupture statique (figure 6a) et dynamique (figure 6b).

Figure n°7 : Histogramme de la répartition en surface de grains cassés dans le cas d'une rupture statique (figure 7a) ou dynamique (7b).

Figure n°8 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la précision du modèle microstatistique (cas d'une céramique rompue sous chargement dynamique).

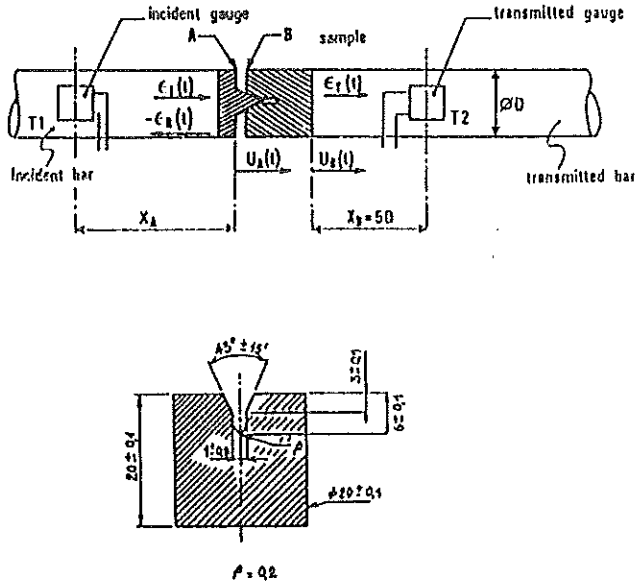


Figure n°1 : Dispositif de barres d'Hopkinson et échantillons utilisés.

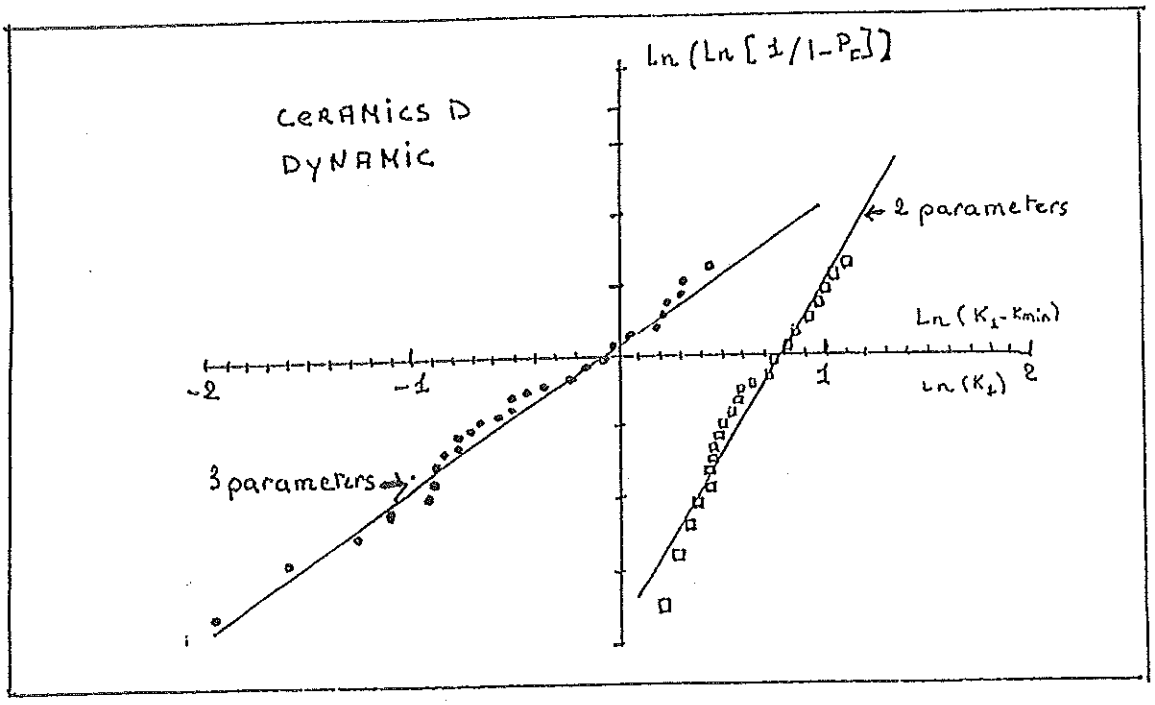


Figure n°2 : Représentation de la probabilité de rupture d'une céramique en fonction de la tenacité selon un modèle de Weibull à 2 et à 3 paramètres.

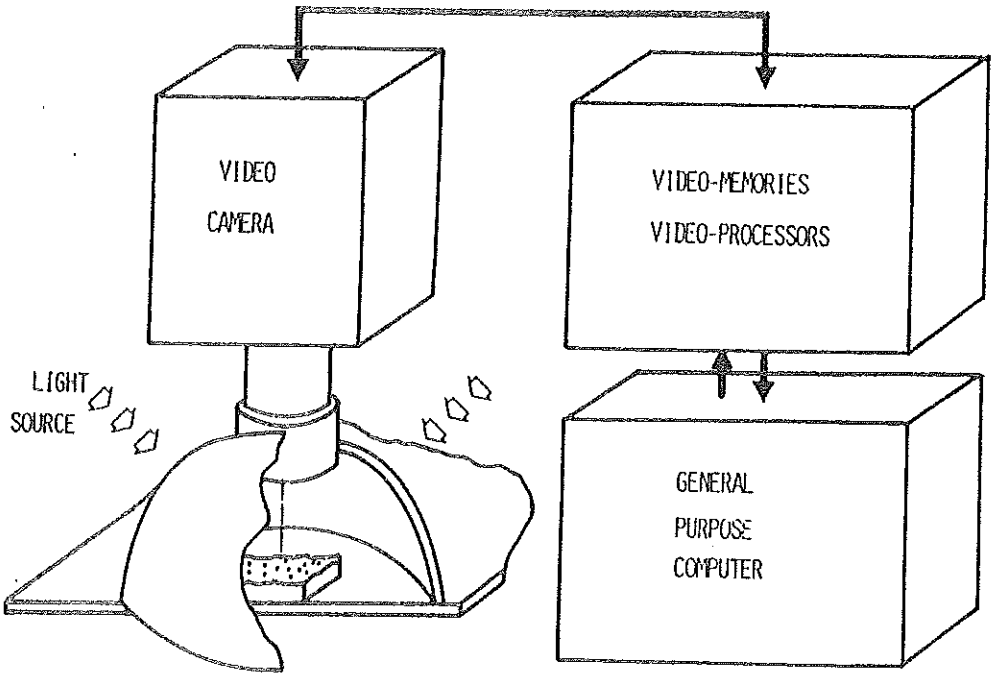


Figure n°3 : Schéma du dispositif d'examen de la surface de rupture.

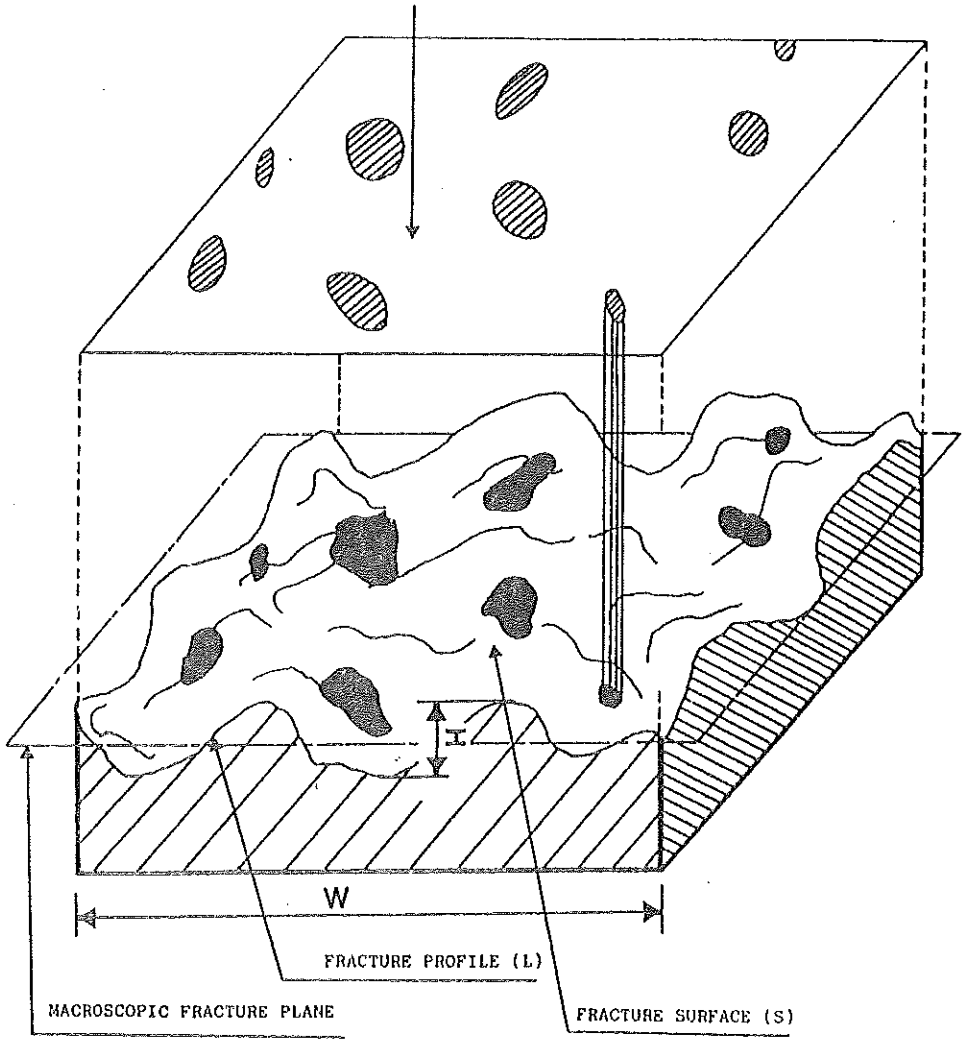


Figure 4: Schema de la methode d'extraction des grains

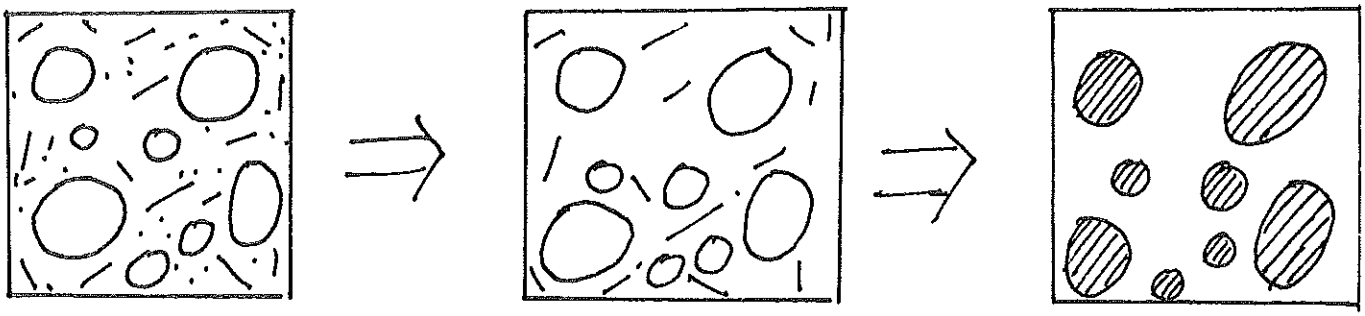


Figure n°5 : Schéma de la méthode de transformation d'images.

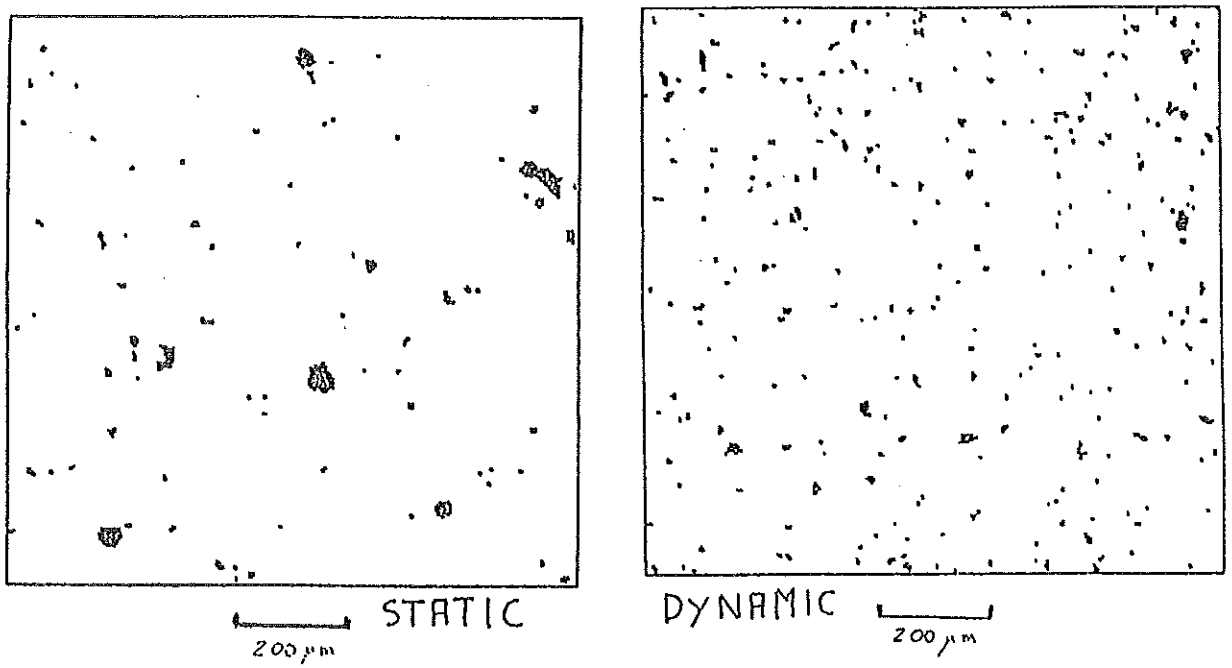


Figure n°6 : Figure montrant la répartition en surface de grains déchaussés dans le cas d'une rupture statique (figure 6a) et dynamique (figure 6b).

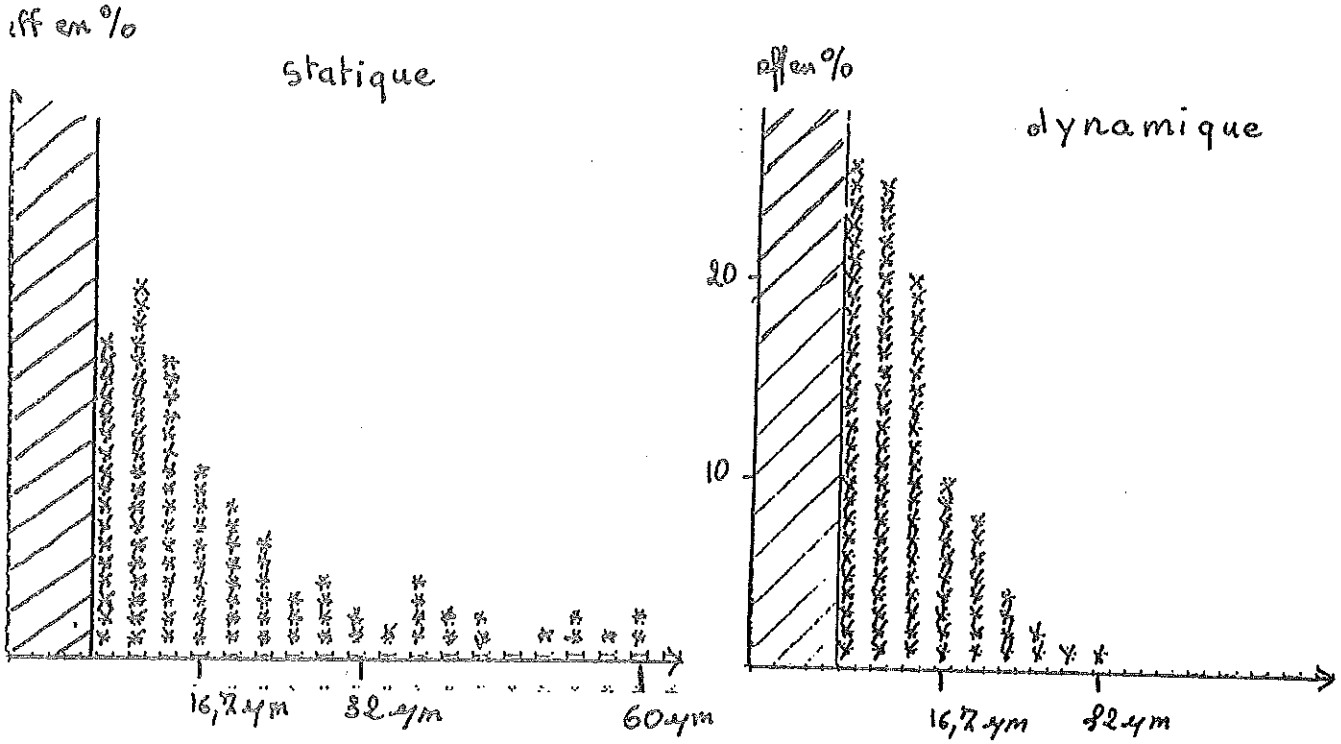


Figure n°7 : Histogramme de la répartition en surface de grains cassés dans le cas d'une rupture statique (figure 7a) ou dynamique (7b).

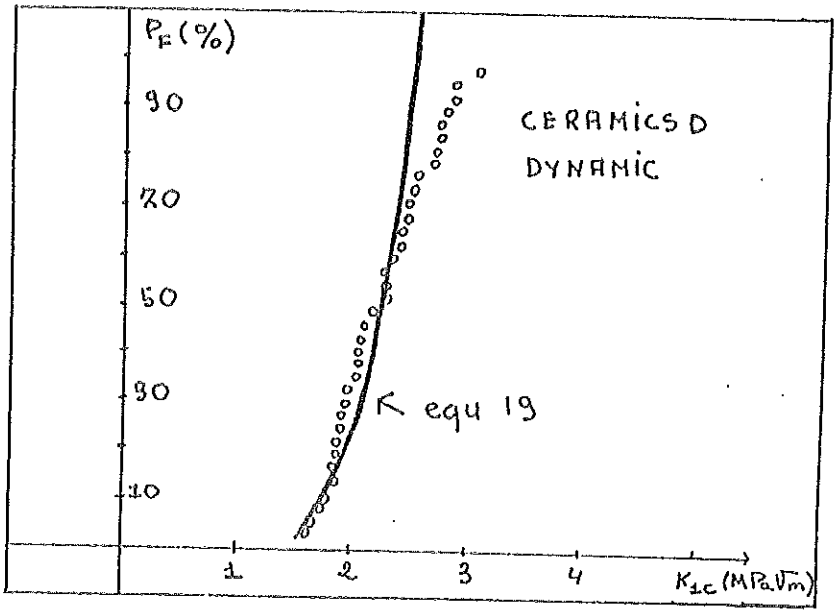


Figure n°8 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la précision du modèle microstatistique (cas d'une céramique rompue sous chargement dynamique).