



**HAL**  
open science

# RÉSISTANCE AU CHOC DES MATÉRIAUX COMPOSITES SMC À BASE DE RÉSINE PHÉNOLIQUE

B. Redjel, F. de Charentenay

► **To cite this version:**

B. Redjel, F. de Charentenay. RÉSISTANCE AU CHOC DES MATÉRIAUX COMPOSITES SMC À BASE DE RÉSINE PHÉNOLIQUE. Journal de Physique IV Proceedings, 1991, 01 (C3), pp.C3-297-C3-304. 10.1051/jp4:1991342 . jpa-00250485

**HAL Id: jpa-00250485**

**<https://hal.science/jpa-00250485>**

Submitted on 4 Feb 2008

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

## RÉSISTANCE AU CHOC DES MATÉRIAUX COMPOSITES SMC À BASE DE RÉSINE PHÉNOLIQUE

B. REDJEL\* et F.X. de CHARENTENAY\*\*

\* *Laboratoire Matériaux, Institut de Génie Civil, BP 12, Université de Annaba, 23000 Annaba, Algérie*

\*\* *PSA/DRAS, Route de Gisy, F-78140 Vélizy-Villacoublay, France*

**Résumé** : Les courbes de réponse dynamique force-déplacement obtenues en utilisant un système pour essais de choc instrumenté permettent d'étudier la résistance à la fissuration en choc pour les composites SMC en utilisant les techniques de la mécanique de la rupture. La variation de cette résistance dans le cas d'un chargement dynamique est accompagnée du développement d'une zone endommagée en pointe de fissure; elle a été décrite en utilisant les courbes  $K_R$ , ce qui a conduit à établir une comparaison avec la vitesse de propagation de fissure dans ces matériaux sous chargements monotones. Les courbes  $K_R$  permettent de caractériser le point d'instabilité associé au déclenchement de la rupture brutale par un paramètre de ténacité indépendant de la longueur initiale de la fissure.

**Abstract** - The dynamic load displacement curves obtained utilizing the instrumented impact test system allowed to study the crack growth resistance of SMC composites by using the fracture mechanic technics. The variation of crack growth resistance in dynamic loading with damage development at the crack tip was described using  $K_R$  curves which led set a comparison with the kinetic crack propagation of these materials under monotonic loading. The  $K_R$  curves allowed to characterize the failure instability by a toughness parameter  $K_{ins}$  independent of initial crack length.

### 1.- Introduction.

L'utilisation très répandue du pendule de choc, a conduit à étudier le comportement des matériaux vis à vis des ruptures par choc. Cependant les très nombreuses méthodes utilisées n'ont pas de points communs et la caractérisation des matériaux varie souvent d'une méthode à l'autre. J.G. Williams /1/ a proposé une méthode d'interprétation nouvelle des essais de choc sur éprouvettes entaillées permettant d'obtenir une estimation de  $G_c$ , le taux de restitution d'énergie à partir de l'énergie totale  $U$ , lors du choc. Il estime l'énergie cinétique moyenne  $U_c$ , en extrapolant les courbes  $U$  - surface rompue. Dans ce cas, il est possible d'écrire :

$$U \sim U_c = G_c \cdot B W \phi$$

$B$  et  $W$  sont respectivement l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette.  $\phi$  est un facteur correctif, fonction des dimensions de l'éprouvette de la longueur d'entaille et de la distance entre appuis /2/.

Cette méthode n'est valable que pour des matériaux élastiques fragiles où l'énergie perdue par le marteau au moment de l'impact est égale à l'énergie élastique emmagasinée par l'éprouvette. Dans le cas des ruptures mixtes, l'analyse simple par la méthode de Williams ne donne pas de bons résultats. Une nouvelle méthode d'interprétation a été développée par T.V. Khanh /3/ sur une série de polymères, distinguant entre une énergie moyenne de propagation stable et une énergie

correspondante au point d'instabilité. Malgré l'intérêt de cette méthode, il est encore possible d'aller plus loin dans la connaissance et l'interprétation des mécanismes en instrumentant le pendule de choc /4-5-6/.

L'accès à la courbe charge-temps pendant le choc permet d'analyser les différents stades de la fissuration à l'aide des courbes R, comme dans le cas d'un chargement statique. Quoique cette méthode pose encore de délicats problèmes de mise au point (rebond du marteau, vitesse d'essai...) un certain nombre d'auteurs sont parvenus à des résultats intéressants : T.V Khanh /3/ sur le polyamide, A.KIFANI /7/ sur le polyéthylène, E.Martin et col /8/ sur un composite carbone-carbone 3D et N.Boudjemaa /9/ sur des composites stratifiés. L'objectif de ce travail est de caractériser la résistance à la fissuration en choc (détermination des tenacités en choc et des courbes R dynamiques) de matériaux composites SMC à résine phénolique renforcés de fibres de verre courtes orientées de façon aléatoire dans le plan et de charges d'alumine, en instrumentant le pendule de choc (accès à la courbe charge-temps ou charge-déplacement en choc).

## 2.- Méthode expérimentale.

Les matériaux étudiés sont des SMC (Sheet molding compound) à résine phénolique, moulés par compression à partir de preimprégnés, renforcés de fibres de verre courtes orientées au hasard et de charges constituées de poudre d'alumine. 3 fractions volumiques de fibres ont été étudiées : SMC C = 13,5 % ; SMC A = 21,5 % ; SMC D = 29,5 %.

Les essais ont été effectués en choc instrumenté sur un pendule ZWICK, avec un marteau original équipé d'un capteur de force d'une capacité de 1000 N. La vitesse d'impact est de 3m/s. La force de contact marteau - éprouvette est transmise au capteur à l'aide d'un couteau pivotant autour d'un axe. Le signal du capteur passe par un amplificateur, puis mémorisé sur un oscilloscope numérique. La courbe force-temps enregistrée, pourra être relevée sur une table traçante ou introduite sous forme digitale dans un micro-ordinateur. La figure 1 montre l'ensemble de l'appareillage utilisé.

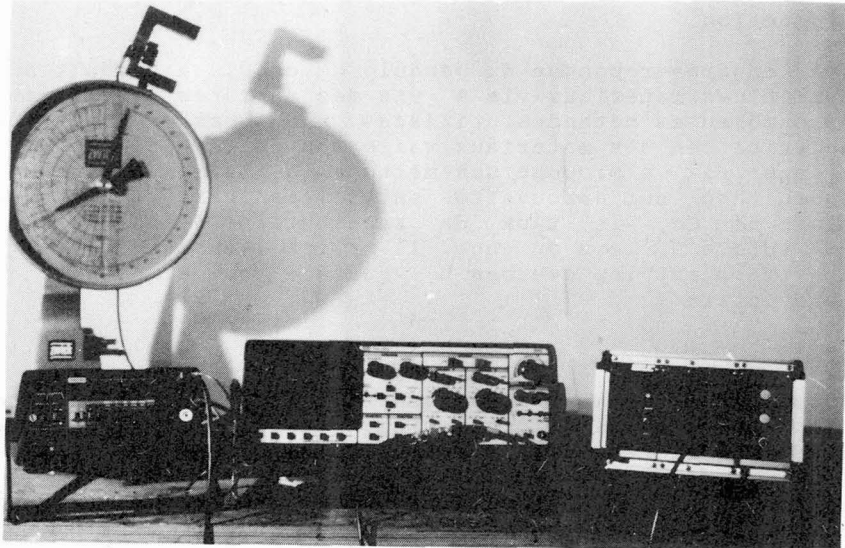


Fig.1 - Appareillage utilisé en choc instrumenté

Les éprouvettes sont de type entaille latérale (Single Edge Notch), testées en flexion 3 points (figure 2). Les longueurs d'entaille sont toutes comprises dans la gamme  $0,2 \leq a/W \leq 0,6$  où  $a$  est la longueur de fissure initiale et  $W$  la largeur de l'éprouvette.

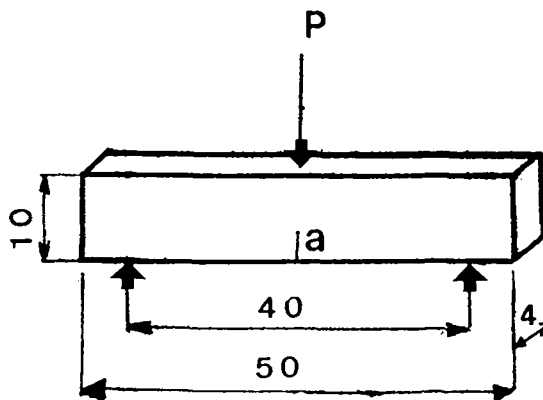


Fig.2 - Type d'éprouvette utilisée

Le facteur d'intensité des contraintes  $K$  est calculé par la même formule que celle utilisée en chargement statique :

$$K = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{a}$$

$\sigma$  est la contrainte appliquée,  $a$  la longueur de fissure initiale et  $Y$  un facteur géométrique de forme donné par W.F. Brown et J.E. Srawley /10/.

### 3.- Résultats et discussions.

Les courbes charge-temps obtenues en choc instrumenté (figure 3) sont similaires à celles obtenues en chargement monotone /11/ et montrent un domaine de non linéarité caractéristique d'un endommagement important qui se crée à fond de fissure et d'une phase de croissance stable avant la rupture finale. Le même type de courbe a été enregistré pour les 3 matériaux de l'étude. Les phénomènes vibratoires relatifs aux essais de choc instrumenté perturbent les courbes de charge dynamique et il est très difficile de détecter avec précision le point de non linéarité sur les courbes de choc et par conséquent l'amorçage de l'endommagement. Cependant, ces courbes permettent de déterminer un paramètre de tenacité  $K_{Ics}$  caractérisant le point d'instabilité défini par le déclenchement de la rupture brutale. Ce paramètre calculé à partir de la charge maximale et de la longueur de fissure correspondante obtenue à l'aide de la méthode de la compliance est indépendant de l'entaille initiale pour les 3 fractions volumiques de fibres de verre étudiées (figure 4). La dispersion remarquée sur les résultats de mesure est surtout liée à l'hétérogénéité du matériau. La rupture dans ces matériaux n'est pas la conséquence d'une fissure localisée au sens de la mécanique de la rupture mais d'un endommagement diffus qui se concentre ensuite dans une certaine zone. Les résultats de  $K_{Ics}$  obtenus en choc sont comparables à ceux obtenus en chargement monotone /11/.

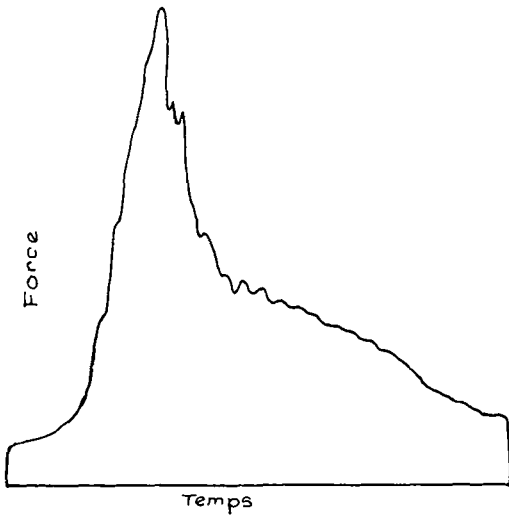


Fig.3 - Courbe force-temps en choc

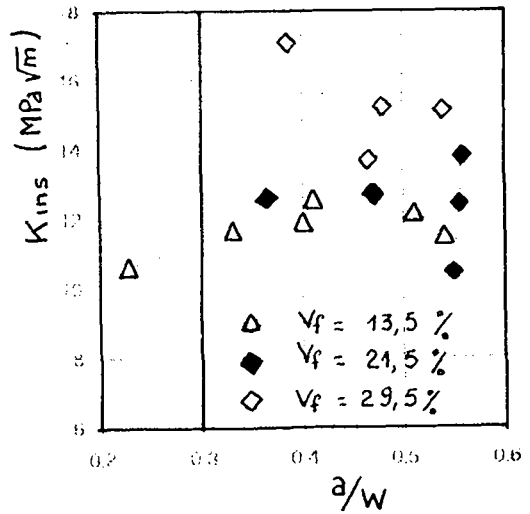


Fig.4 - Kins en fonction de a/W

Les valeurs de  $K_{ins}$  mesurées en statique en fonction de celles obtenues en choc pour les 3 taux de fibres de verre sont illustrées sur la figure 5. La dispersion autour de la droite de pente 1 n'est pas très élevée. Sur cette figure sont portées également les valeurs de l'énergie de rupture à l'instabilité Gins statique en fonction de  $G_{ins}$  dynamique pour les 3 matériaux. La dispersion autour de la droite de pente 1 est légèrement plus importante que celle observée sur les valeurs de  $K_{ins}$ . Il faut signaler que les valeurs de  $G_{ins}$  ne sont pas des valeurs mesurées mais des valeurs calculées à partir de la relation d'Irwin-Kies [11] et qui englobent en fait deux sortes de dispersion : celle sur les valeurs de  $K_{ins}$  et celle sur les valeurs du module élastique.

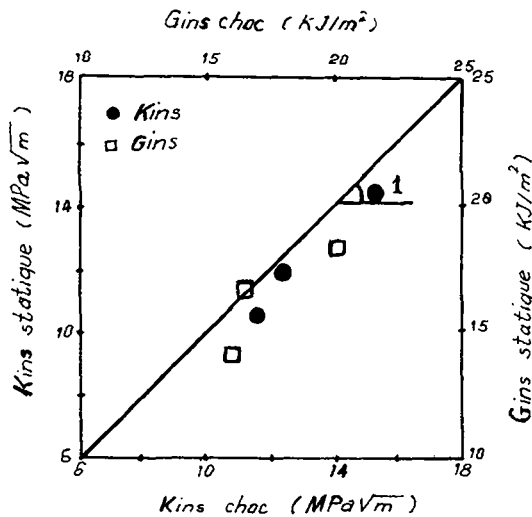


Fig.5 - Comparaison de  $K_{ins}$  statique et  $K_{ins}$  choc et  $G_{ins}$  calculé statique et  $G_{ins}$  calculé en choc

Cependant, étant donné le caractère hétérogène de ces matériaux, il semble que la vitesse de sollicitation n'a pas d'influence significative sur l'énergie de rupture des matériaux composites SMC à fibres courtes mat moulés par compression, contrairement à certains matériaux composites unidirectionnels qui montrent une chute dans leur énergie de rupture quand la vitesse d'essai augmente. Ce résultat n'est pas surprenant étant donné que le paramètre de tenacité  $K_{ins}$  ainsi que le module d'élasticité de ces matériaux sont insensibles à la vitesse de sollicitation /11/.

La figure 6 montre la variation de la tenacité à l'instabilité  $K_{ins}$  en fonction de la fraction volumique des fibres de verre  $V_f$ .  $K_{ins}$  croît avec l'augmentation de  $V_f$ . L'énergie de rupture  $G_{ins}$  calculée, augmente elle aussi avec  $V_f$  (figure 6). Ce comportement est similaire à celui observé en chargement statique (vitesse = 2mm/mn). La rupture de ces matériaux est la conséquence des mécanismes d'arrachement (pull-out) et de déchaussement de fibres (debonding). L'augmentation de  $V_f$  engendre une augmentation du nombre de sites de ces arrachements et déchaussements de fibres. Ainsi, le nombre de surface de rupture se trouve multiplié car une fraction importante de fibres participe à ces mécanismes engendrant un accroissement dans l'énergie nécessaire à leur création. L'énergie de rupture de ces matériaux se trouve alors augmentée quand  $V_f$  augmente.

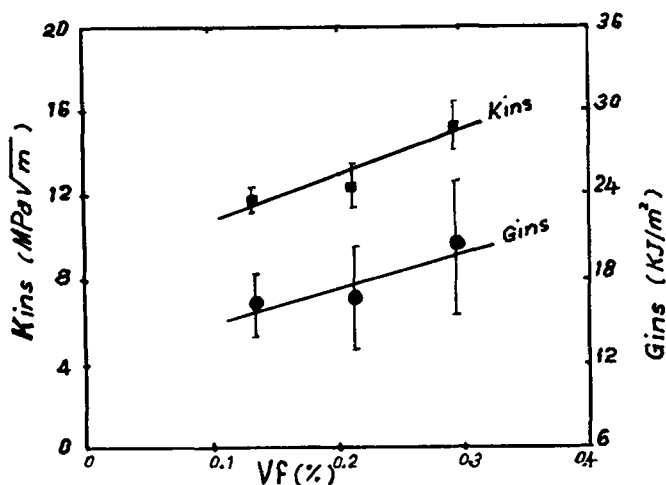


Fig. 6 - Variation de  $K_{ins}$  et  $G_{ins}$  en fonction de  $V_f$  en choc

La variation de la résistance à la fissuration en choc avec le développement de l'endommagement en tête de fissure est décrite à l'aide des courbes  $K_R$ . Le tracé de ces courbes en choc est réalisé de la même façon que dans le cas des essais statiques. La longueur de fissure effective est calculée en utilisant la méthode de calibration de la compliance en fonction de  $a/W$ . Le lecteur intéressé trouvera tous les détails de cette méthode dans les références /11/, /12/ et /13/. La mesure de la compliance dans le domaine élastique est très difficile à déterminer à cause de la présence des pics d'inertie et des phénomènes vibratoires qui perturbent la courbe charge-temps. Pour pouvoir accéder à la mesure de la compliance, une droite moyenne a été lissée sur la partie représentant le domaine élastique de la courbe force-temps (figure 7). Cette mesure a été vérifiée sur le SMC A ( $V_f =$

21,5 %) en utilisant la technique du rebond [11]. Les compliances mesurées par les deux méthodes sont presque identiques. La dispersion autour de la droite de pente 1 est très faible (figure 8).

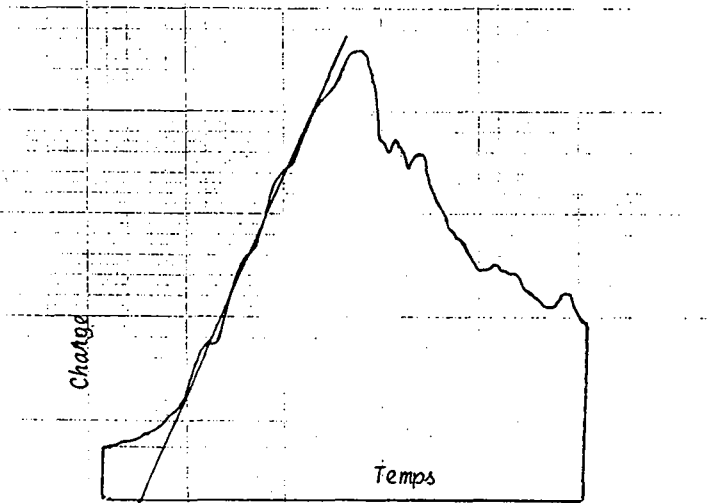


Fig.7 - Mesure de la compliance par pente

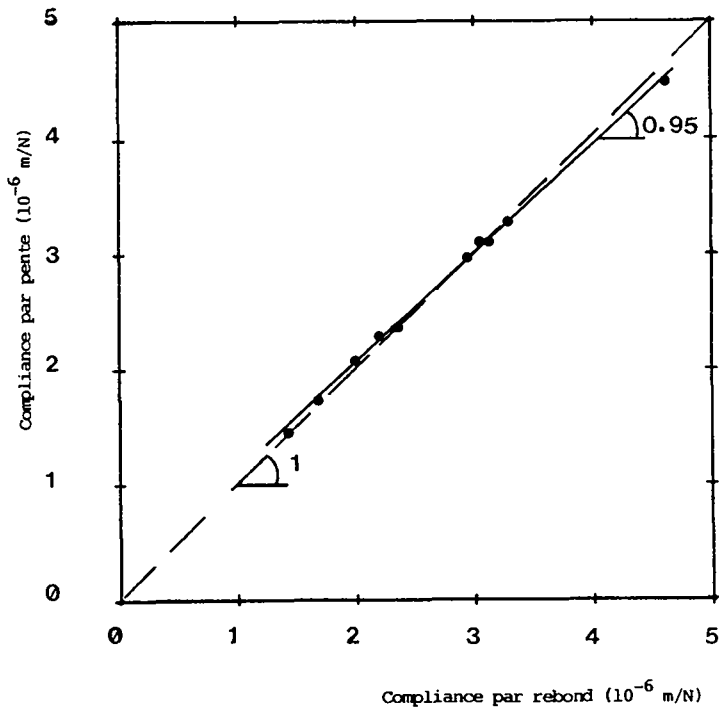


Fig.8 - Comparaison des deux techniques des mesure de la compliance (pente et rebond)

La variation de la compliance en choc en fonction de  $a/W$  pour les 3 matériaux étudiés est illustrée sur la figure 9. Il existe une grande dispersion des points expérimentaux autour des courbes de regression. Cette dispersion est liée à l'hétérogénéité et à la variation d'état dans le matériau : le taux de fibre ainsi que leur orientation ne peuvent être identiques d'une éprouvette à l'autre.

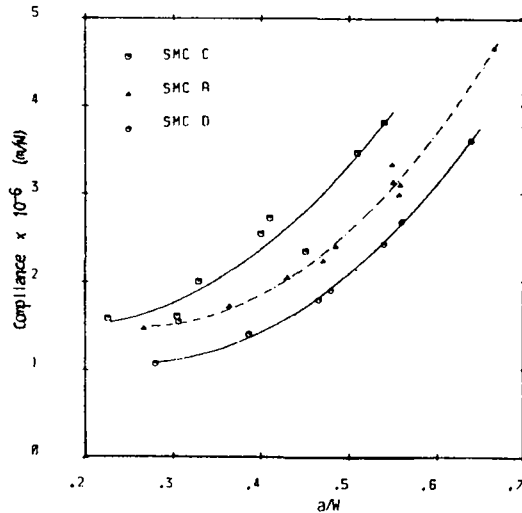


Fig.9 - Variation de la compliance en fonction de  $a/W$

La figure 10 montre un exemple de l'évolution de  $K_R$  en fonction de l'amplitude de fissuration stable ( $\Delta a$ ) en choc pour le SMC C. Le même type de courbe a été obtenu pour les deux autres matériaux étudiés. L'augmentation de  $K_R$  avec  $\Delta a$  est la conséquence du développement d'un endommagement important en tête de fissure et de la multiplication de surfaces de rupture engendrant un apport croissant d'énergie nécessaire à leur création. L'allure de ces courbes est semblable à celle des courbes  $K_R$  obtenues en chargement statique traduisant un même processus de fissuration [11].

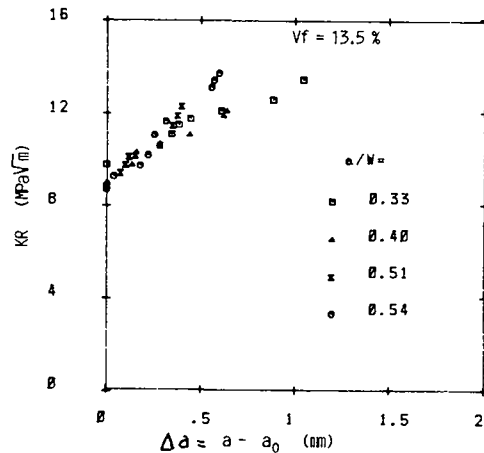


Fig.- 10 Exemple de courbe  $K_R$  ( $V_f = 13,5 \%$ )



Comme en statique les courbes  $K_R$  en choc se caractérisent pour les matériaux composites à fibres courtes par une dispersion plus ou moins importante et il est très difficile de justifier dans ce cas que la courbe  $K_R$  est indépendante de la longueur d'entaille initiale. Cette dispersion des courbes  $K_R$  est une caractéristique du matériau. L'étude du faciès de rupture montre que les fissurations des éprouvettes sont différentes selon l'orientation des fibres près du fond d'entaille /11/. La trace de la fissure dans le plan revêt toujours un caractère non probabiliste dans la mesure où la fissure semble relier un grand nombre d'hétérogénéité peu fréquent sur le reste de la surface. La nature du processus de rupture durant la propagation n'est plus le même. Ce processus de dégradation à fond de fissure peut être différent d'une éprouvette à l'autre. L'évolution de  $K_R$  en fonction de  $a/W$  ne pourrait être identique pour chaque éprouvette.

#### 4.- Conclusions.

Les résultats obtenus montrent que si l'amorçage de l'endommagement est difficile à détecter à cause des phénomènes vibratoires, le point d'instabilité défini par le déclenchement de la rupture brutale peut être caractérisé en choc en utilisant les courbes  $K_R$ , par un paramètre de tenacité Kins indépendant de la longueur d'entaille initiale. Celui-ci ainsi que l'énergie de rupture Gins ne sont pas affectés par la vitesse de sollicitation. Ces deux valeurs de tenacité augmentent avec l'augmentation de la fraction volumique des fibres de verre.

#### Bibliographie

- /1/ WILLIAMS, J.G, Polym. Eng. and Sci. vol.17 N°3 (1977) pp. 144 - 145
- /2/ PLATI, E & WILLIAMS, J.G, Polym. Eng. and Sci. Vol.15 N°6 (1975)
- /3/ VU KHANH, T, Thèse de Docteur - Ingénieur Génie - Mécanique DPC 17 Juin (1982) Univ. Techn. Compiègne
- /4/ YEOW, Y.T, J. of Mat. Sci. 17 (1982) pp.2245-2256
- /5/ HINE, J.P, DUCKETT, A, WARD, I.M, J. of Mat. Sci 21 (1986)
- /6/ FUJII, E, SAKAI, Y, ANDO, Y, J. of Testing Mat. and Evaluation JIEVA vol.14 July (1986) pp 181-190
- /7/ KIFANI, A, Thèse de Doctorat d'Etat Génie - Mécanique DPC 11 Mars (1987) Univ. de Techn. Compiègne
- /8/ MARTIN, E, MACKE, T, QUINESSET, J.M and NASLAIN, R, Comp. Sci. and Techn. 26 (1986) pp 185 -197
- /9/ BOUDJEMAA, N, Thèse de Doctorat de l'UTC Génie - Mécanique DPC 10 Mars (1987) Univ. de Techn. Compiègne
- /10/ BROWN, W.F & SRAWLEY, J.E, ASTM-STP-410 (1966)
- /11/ REDJEL, B, Thèse de Doctorat de l'UTC Génie-Mécanique DPC 30 Juin (1987) Univ. de Techn. Compiègne
- /12/ REDJEL, B & DE CHARENTENAY, F.X, Cinquièmes Journées Nationales sur les composites (JNC 5) Paris 9-11 Sept. (1986) pp 83-100
- /13/ REDJEL, B & DE CHARENTENAY, F.X, Composites N°6 (1987)