
Modélisation de la rupture

Sommaire

Introduction	211
A. Quelques pistes tirées de la littérature	211
B. Analyse de la rupture ductile pour les éprouvettes lisses et entaillées à 20°C	212
B.I Critère en déformation plastique principale critique p_c	214
B.II Compétition entre deux critères de rupture ductile suivant la triaxialité	215
B.III Conclusions sur les paramètres de rupture	219
C. Validation des paramètres de comportement, d'endommagement et de rupture pour les éprouvettes DENT	219
C.I Résultats des calculs en 2D sur éprouvettes DENT	219
C.II Résultats des calculs en 3D sur éprouvettes DENT	221
C.III Importance de la taille de maille sur la rupture des éprouvettes DENT en 3D	224
D. Validation des paramètres de comportement, d'endommagement et de rupture pour les éprouvettes SENB	225
D.I Maillage des éprouvettes SENB en 2D	225
D.II Résultats des calculs sur éprouvettes SENB en 2D	227
D.III Influence de la taille de maille sur l'amorçage et la vitesse de propagation	228
D.IV Résultats des calculs sur éprouvettes SENB en 2D3D et 3D	230
E. Critères d'instabilité de la fissure suivant le chargement	234
E.I L'instabilité de propagation expliquée par l'approche globale	234
E.II Paramètres critiques de propagation déterminés par éléments finis	237
E.III Critères d'instabilité ductile-fragile	242
F. Résultats du modèle sur éprouvettes fissurées à plus basse température	245
F.I Modélisation des éprouvettes DENT à 0°C et -20°C	246
F.II Modélisation des éprouvettes de flexion trois points à -10°C et -30°C	247
F.III Extension des paramètres de rupture à plus basses températures	248
Conclusion	249

Introduction

Le modèle GTN a permis avec succès de représenter les résultats des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées, entre -50°C et 20°C , pour différentes vitesses. Il s'agit maintenant de vérifier que ce modèle permette de représenter les résultats sur éprouvettes fissurées, en terme de courbes globales (force-ouverture) en traction et en flexion. Il va s'agir ensuite d'étudier le ou les paramètre(s) critique(s) responsable(s) de la rupture ductile expérimentale. Pour cela dans un premier temps, on s'intéresse aux résultats sur les éprouvettes lisses et entaillées. Ensuite, le modèle de comportement-endommagement va être validé d'abord sur éprouvette DENT puis sur éprouvette SENB en 2D et 3D, en vérifiant l'influence du maillage sur les résultats de propagation. Il s'agira aussi d'expliquer l'instabilité de propagation de fissure observée lors de certains essais. Enfin, on s'attachera à trouver le critère permettant d'expliquer la rupture fragile obtenue pour les éprouvettes DENT à 20°C . Une analyse en température de tous ces paramètres sera également effectuée.

A. Quelques pistes tirées de la littérature

La rupture ductile ou fragile des polymères a déjà été présentée dans le chapitre I (A.III.4), où il a été montré que de nombreux paramètres interviennent pour expliquer le mode de rupture comme la température, la vitesse, le poids moléculaire [Vincent, 1972], la vitesse de cristallisation [Brown et Ward, 1983], la présence de défauts ou d'entaille [Argon et Cohen, 2003]. Dans l'étude du PVDF, on s'intéresse essentiellement à décrire le crazing, sous différentes conditions de sollicitations dépendant du mode de chargement. On va chercher ainsi dans ce chapitre à mettre en évidence l'influence de la triaxialité sur l'amorçage et sur la propagation de la fissure. Le schéma de Friedrich (*cf. Figure V.1*) permet de résumer une partie du problème en faisant une distinction nette entre les conditions de contraintes planes et de déformations planes sur le mode de rupture.

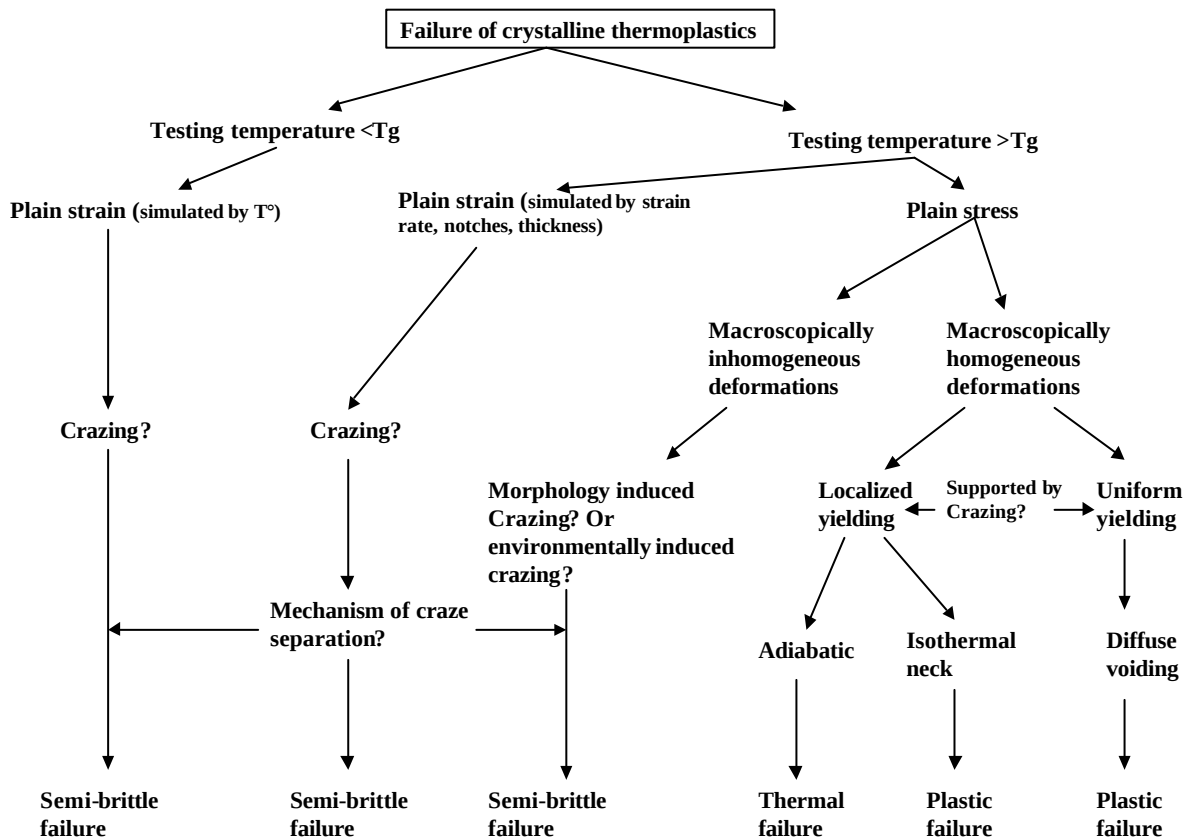


Figure V.1 Processus de rupture d'un polymère semi-cristallin en traction [Friedrich, 1983]

Dans la littérature, le mode de rupture par crazing a été beaucoup étudié notamment sur les polymères vitreux. Il l'a été moins dans les polymères semi-cristallins et pourtant dans le cas du PVDF ce mode d'endommagement puis de rupture a été clairement identifié. Il s'agit maintenant de déterminer le critère qui expliquera pourquoi le crazing se transforme en fissure impliquant la rupture ensuite des éprouvettes.

Pour les polymères vitreux, le crazing n'est en général observé que sur des éprouvettes fissurées, testées en traction ou en flexion. La présence d'une entaille ou d'une fissure accroît le niveau général des contraintes c'est à dire le taux de triaxialité, expliquant le lien existant entre la notion de contrainte hydrostatique et le crazing [Nimmer et Woods, 1992]. De nombreux travaux, numériques notamment, ont postulé l'existence d'une contrainte de crazing, contrainte au-delà de laquelle la rupture était immédiate. Les critères de rupture habituellement utilisés sont alors soit la contrainte hydrostatique [Ishikawa et al, 1977], soit un double critère en contrainte hydrostatique et en contrainte principale [Nimmer et Woods, 1992]. Plus récemment, les travaux purement numérique d'Estevez et al s'affranchissent de la réalité expérimentale du phénomène de crazing en considérant comme paramètre de rupture une longueur et une largeur critiques de craze [Estevez et al, 2000]. La fissure est amorcée par la rupture des fibrilles dans le craze mais c'est la largeur critique de celui-ci qui semble être la mieux à même d'expliquer la rupture globale de l'éprouvette.

Disposant de nombreuses observations microscopiques, on a souhaité expliquer la rupture ductile du PVDF suivant d'autres critères que la contrainte. La cavitation est le mode d'endommagement du PVDF aux températures étudiées et c'est sans conteste le précurseur du crazing dans les zones de fortes contraintes hydrostatiques (en pointe de fissure par exemple). Outre par la coalescence des cavités, la rupture d'un craze peut également être expliquée par le désenchevêtrement des fibrilles, ou par leur rupture [Ivankovic et al, 2004]. Les critères de rupture qui vont être exposés dans la suite sont liés à la fois aux observations microscopiques et aux résultats des calculs par EF. Ils permettront d'expliquer les modes de rupture en fonction de la triaxialité dans l'éprouvette, et d'émettre des hypothèses expliquant pourquoi le crazing dans le PVDF a mené à des propagations stables en flexion et instables en traction.

B. Analyse de la rupture ductile pour les éprouvettes lisses et entaillées à 20°C

Dans le chapitre IV, les résultats des calculs utilisant le modèle GTN sur les éprouvettes lisses et entaillées ont été présentés. A chaque fois, la comparaison des courbes globales a été effectuée entre le numérique et l'expérimentale sous divers types de sollicitation. Il a été mentionné à plusieurs reprises que dans le modèle classique utilisant uniquement la croissance des cavités, la rupture sur un point de

Gauss se faisait pour une valeur de porosité atteinte de $f_R = \frac{1}{q_1}$. f_R sera dans la suite la porosité

maximale obtenue à l'instant de la rupture sur un point de Gauss, dans le cas de la croissance. Etant donné que la valeur de q_1 choisie est de 0.8, la rupture des éléments ne peut pas avoir lieu puisque elle implique une valeur $f_R = 1.25$. Or, 125 % de trous dans un matériau n'a pas de sens. Ainsi, une modification du critère est nécessaire, pour permettre la rupture numérique des points de gauss concernés par une telle porosité.

Les observations microscopiques comparatives effectuées entre les éprouvettes lisses et les éprouvettes de petit rayon de courbure (AE0.8 par exemple) ont indiqué que le faciès de rupture ductile pouvait être très différent suivant le taux de triaxialité (cf. Figure V.2 et chapitre III, C.V). Sur les faciès de rupture des éprouvettes lisses et faiblement entaillées, la matière est très déformée avec de nombreux ligaments étirés (cf. Figure V.2, ex : AE4). Sur les faciès de rupture des éprouvettes AE0.8, la porosité est très importante (cf. Figure V.2, ex : AE0.8). Les mesures de variation volumique ont indiqué également que l'endommagement par cavitation était une fonction croissante du taux de triaxialité des contraintes.

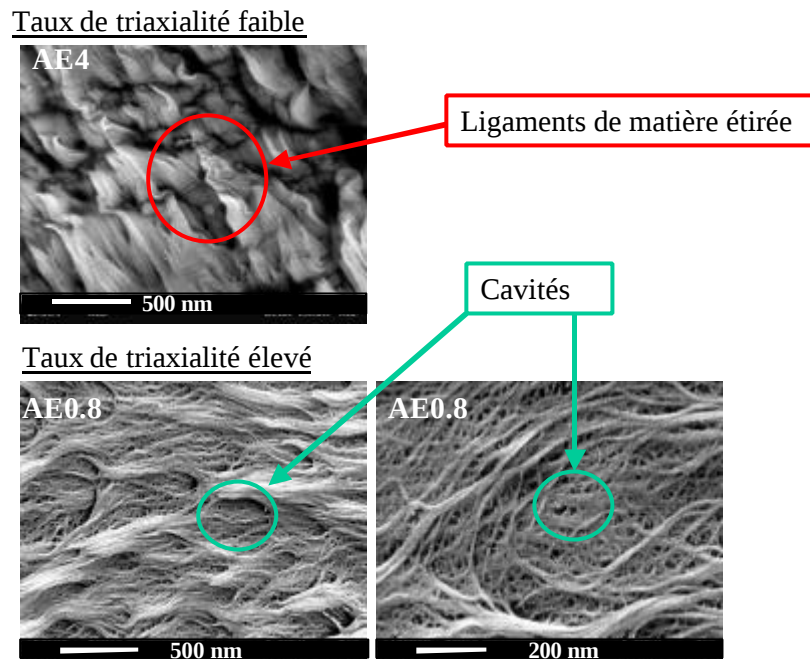


Figure V.2 Observations de la microstructure ductile sur des faciès de rupture d'éprouvettes AE4 et AE0.8 obtenus à 20°C, vitesse de réduction diamétrale $2,5 \cdot 10^{-3}$ mm/s

Il a déjà été montré que le crazing était caractérisé par une zone fortement endommagée composée de ligaments de matière étirés et de cavités entre ces fibrilles. Le passage de l'étape de craze à l'étape de fissure peut se produire a priori soit par la rupture des fibrilles pour des taux de triaxialité faibles [Friedrich, 1983], [Schirrer 1995] soit par la coalescence des cavités pour des taux de triaxialité élevés. Dans les deux cas, la fissure se propage dans le matériau, amenant à rupture. On fait l'hypothèse que ces deux mécanismes sont possibles et dépendent du taux de triaxialité des contraintes dans la zone endommagée.

La rupture du PVDF à 20°C est expliquée comme étant dépendante de deux paramètres distincts dépendant de τ : un critère en déformation plastique principale critique p_c pour les faibles taux de triaxialité, et un critère en taux de porosités critique f_c pour les taux de triaxialité élevés. La schématisation des deux mécanismes de rupture est donnée sur la figure V.3.

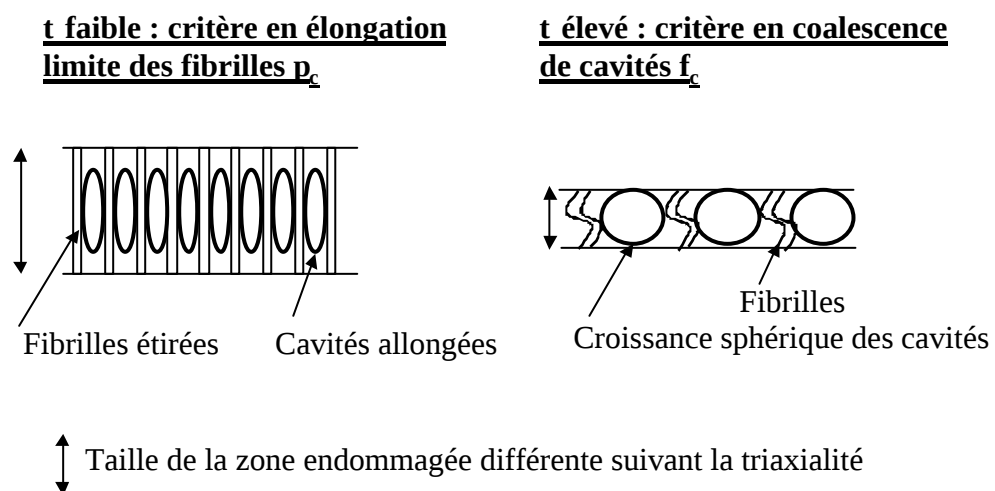


Figure V.3 Mécanismes d'endommagement conduisant à la rupture suivant le taux de triaxialité des contraintes

La figure V.3 illustre ainsi deux résultats importants utilisés pour la modélisation de la rupture :

➤ Le premier est la taille de la zone concernée par l'endommagement qui est inversement proportionnelle au taux de triaxialité des contraintes, comme cela a été montré expérimentalement (cf. *Chapitre II, C.IV.2 et Chapitre III, B.II*). Pour un chargement équivalent, le confinement de la déformation induit un endommagement local plus important, avec notamment une croissance sphérique des cavités plus marquée

➤ Le second résultat concerne le critère induisant la rupture : pour les taux de triaxialité faibles, l'étirement de la matière est important, les cavités ont une croissance sphérique très vite limitée par les chaînes voisines qui s'orientent suivant la sollicitation. Ce sera la rupture des fibrilles étirées au delà d'une certaine déformation qui entraînera la rupture de l'ensemble de la zone endommagée. Pour les taux de triaxialité élevés, la croissance sphérique des cavités est facilitée par le confinement, ce sera leur coalescence qui entraînera la rupture dans le craze.

Une telle distinction expliquant la rupture suivant la triaxialité a déjà été effectuée pour du polycarbonate [Gearing et Anand, 2004]. Dans ces travaux, la distinction est faite pour expliquer la compétition entre la rupture ductile observée sur des éprouvettes faiblement entaillées en flexion trois points et la rupture fragile observée sur des éprouvettes fortement entaillées pour le même type d'essai.

Pour toutes les géométries d'éprouvettes étudiées, la rupture s'est amorcée soit sur un défaut de surface pour les éprouvettes lisses, soit sur une impureté ou une cavité pour les éprouvettes entaillées, soit à partir de la pointe de la fissure pour les éprouvettes SENB et DENT. Ainsi, il est envisagé que suivant la géométrie, le craze deviendra fissure soit par une déformation excessive des fibrilles, soit par une cavitation importante menant à la coalescence des porosités.

B.I Critère en déformation plastique principale critique p_c

Le schéma de Peterlin [Peterlin, 1971] peut représenter l'évolution de la microstructure d'un polymère semi-cristallin lors d'un essai de traction sur une éprouvette lisse testée au dessus de la température de transition vitreuse. En cours de déformation, les chaînes amorphes sont très étirées. A rupture, elles atteignent une elongation limite qui entraînent leur rupture. La rupture en chaîne des macromolécules voisines entraîne la rupture complète du matériau. On va faire l'hypothèse que la déformation maximale des chaînes de polymère est identique à la déformation maximale des fibrilles dans un craze.

Expérimentalement, des défauts présents sur la surface des éprouvettes lisses ont entraîné des ruptures précoces des éprouvettes. En revanche, dans le cas d'éprouvettes fraisées, l'amorçage de la rupture s'est fait soit dans l'éprouvette (localement par concentration des contraintes sur une impureté) soit à partir des bords. Il est possible à partir des résultats expérimentaux de ces éprouvettes de déterminer quelle est la déformation plastique principale critique p_c à rupture pour le PVDF, dans le cas des plus faibles valeurs de triaxialité.

On choisit alors de réaliser un calcul 3D sur une éprouvette haltère lisse, jusqu'au temps de rupture expérimentale afin de déterminer la déformation plastique critique p_c . Les polymères semi-cristallins sont caractérisés par une importante déformation plastique à rupture qui dépend de la vitesse de sollicitation. La modélisation des essais ici s'est limitée aux faibles vitesses de sollicitation ($1.5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ et $1.5.10^{-3} \text{ s}^{-1}$). Dans ce cas, il est possible de déterminer une valeur de p_c commune aux deux vitesses.

Etant donné la symétrie, seul un huitième de l'éprouvette est maillé. On maille également une partie du congé de l'éprouvette pour induire une localisation de la déformation. On simule avec le congé la localisation expérimentale engendrée par un défaut sur la surface de l'éprouvette. La figure V.4

indique les résultats du calcul par rapport à la courbe force-déplacement expérimentale obtenue à 20°C, pour une vitesse de $1.5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, ainsi que le maillage initial avec le maillage final déformé.

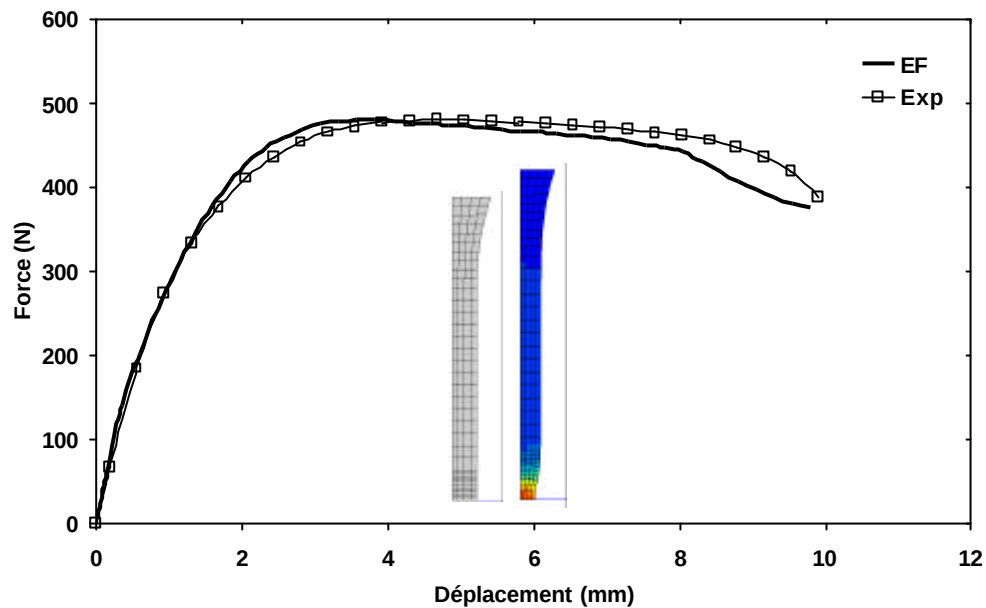


Figure V.4 Courbes force-déplacement expérimentale et simulée et maillages de l'éprouvette lisse en 3D avant et après calcul (isovaleurs de p_c), à 20°C, $1.5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

La striction est bien simulée à la fin du calcul, ce qui permet de rendre compte des résultats expérimentaux. Il est ici nécessaire de signaler que la striction sur une éprouvette lisse n'est pas un résultat facile à prévoir étant donné que la présence de défauts sur la surface peut entraîner des localisations plus ou moins rapides. Expérimentalement d'ailleurs, on a déjà montré les dispersions sur les déformations nominales à rupture (cf. Chapitre II, B.I.3).

Cependant, on considère que la valeur de déformation plastique principale p_c à rupture obtenue par ce calcul sera représentative des résultats sur éprouvettes lisses à 20°C. Elle est déterminée au cœur de l'éprouvette dans le plan de symétrie comme étant la valeur de déformation plastique maximale mesurée sur un point de gauss. Sa valeur est $p_c = 1.1$.

Cette valeur constitue le premier critère induisant la rupture ductile des éprouvettes lisses et entaillées avec un rayon de courbure assez grand (ex : $R = 4 \text{ mm}$). Il va être vérifié sur les éprouvettes AE4 que ce paramètre est atteint dans la zone entaillée de l'éprouvette, au temps expérimental correspondant à la rupture.

B.II Compétition entre deux critères de rupture ductile suivant la triaxialité

Se baser uniquement sur le critère p_c ne permet pas d'expliquer la rupture de toutes les éprouvettes entaillées. On choisit alors de considérer un des résultats expérimentaux importants : l'endommagement est pour le PVDF une fonction croissante de la triaxialité. Il semble alors assez logique de se baser sur un taux de porosité critique pour expliquer la rupture des éprouvettes les plus entaillées. On postule qu'au delà d'un taux de porosité critique f_c , la coalescence des cavités peut se dérouler, provoquant la formation d'une fissure, qui se propage et induit la rupture de l'éprouvette. Les essais sur éprouvettes entaillées ont révélé que même en pilotant les essais en vitesse de réduction diamétrale, la coalescence était trop rapide pour être enregistrée expérimentalement. La fréquence d'acquisition de l'essai (1000 Hz) n'est pas suffisante pour enregistrer la décroissance de charge liée à cette coalescence. Ainsi, celle-ci ne peut se dérouler qu'en toute fin d'essai. Les observations

microscopiques ont également montré que dans la zone d'amorçage, de très grosses cavités étaient présentes et qu'elles se situaient exclusivement dans le cœur de l'éprouvette. Expérimentalement, on ne dispose que du faciès de rupture qui est une coupe de la zone endommagée avant rupture. Même si de nombreuses porosités sont visibles, celles de plus petites tailles ne le sont pas (cf. Chapitre III, B.2). Or elles jouent sans doute la part la plus importante de l'endommagement (cf. Chapitre III, B.2). Ainsi, faute de moyen d'observation permettant de quantifier f_c ou de suivre l'évolution de la porosité au cours de la coalescence, seul le calcul par éléments finis permettra d'évaluer cette fraction critique de porosités.

B.II.1 Résultats des calculs EF sur la rupture des éprouvettes AE

On choisit d'abord de s'intéresser aux éprouvettes AE0.8 sollicitées en traction à 20°C en vitesse de réduction diamétrale. La détermination de la valeur de f à rupture s'avère pertinente sur cette éprouvette de par son rayon de courbure faible qui permet une valeur de τ assez élevée. Il y a donc une probabilité certaine que la rupture ductile sur cette géométrie soit liée à une forte valeur de f . On regarde pour le temps correspondant à la rupture expérimentale quel est le taux de porosité. Il s'avère que ce taux est entre 0.63 et 0.65. Cette valeur est alors choisie comme paramètre critique entraînant la coalescence qui induit la rupture. Cette fonction a été explicitée dans le chapitre IV (équation 7). Deux paramètres sont en fait nécessaires : le paramètre f_c (taux de porosité critique) estimé à 0.65, et le paramètre f_U (taux de porosité ultime à rupture) qui fixe pour quelle valeur de porosité la rupture sur les points de gauss est effective. Cela permet de donner la vitesse de coalescence (pente δ , cf. Figure V.5). La valeur de f_U choisie est de 0.68. f_U est identique à f_R , mais la première notation est employée dans le cas de la coalescence, la seconde est employée quand il n'y a que de la croissance.

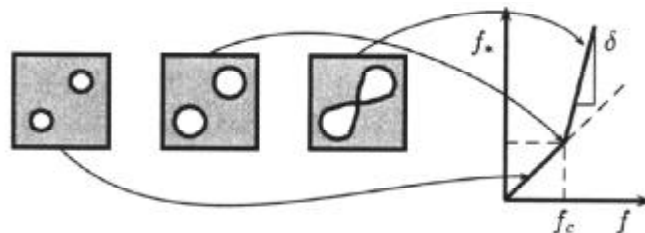


Figure V.5 Fonction de coalescence

On s'intéresse ensuite aux résultats pour les géométries AE4 et AE1.6. Au temps de rupture expérimental pour les éprouvettes AE4, le critère p_c est atteint en premier. Le taux de porosités dans ce cas est proche de 0.55. Pour les éprouvettes AE1.6, les deux critères semblent être atteints à peu près en même temps. Il est difficile alors d'identifier précisément lequel sera le paramètre de rupture. Pour les AE0.8, le critère p_c est inférieur à 1.1, quand le taux de porosité critique est atteint. Ainsi, on vérifie sur les calculs par éléments finis que les deux critères de rupture choisis permettent de représenter la rupture de toutes les éprouvettes AE. La différenciation entre les deux vitesses de réduction diamétrale n'a pas été faite car il n'a pas été observé de tendance significative, liée certainement à la dispersion expérimentale. Il faut en effet rappeler que les résultats expérimentaux ont indiqué une dispersion assez importante de la réduction diamétrale à rupture, due à la présence d'impuretés dans le matériau qui peuvent être des lieux de concentration de contrainte induisant une rupture trop précoce. Les réductions diamétrales à rupture choisies pour la modélisation permettent donc simplement de donner une moyenne des résultats expérimentaux.

Il est alors intéressant de réaliser un calcul sur chaque géométrie en indiquant l'évolution de f et de la déformation plastique principale p_1 par rapport à la réduction diamétrale à rupture. On indique les valeurs de p_1 et de f sur tout le domaine de dispersion expérimentale pour l'AE4, AE1.6 et AE0.8 (cf. Figures V.6-8). Les résultats EF relatifs à la réduction expérimentale moyenne sont encadrés.

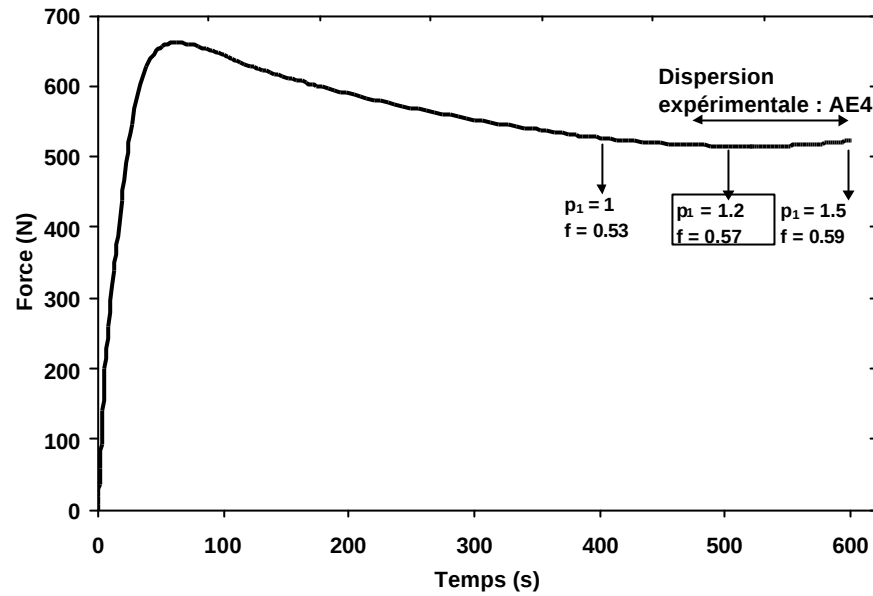


Figure V.6 Valeurs de p_1 et de f en cours de déformation pour l'AE4, à 20°C, déterminées pour un calcul en vitesse de réduction diamétrale $2.5 \cdot 10^{-3} \text{ mms}^{-1}$

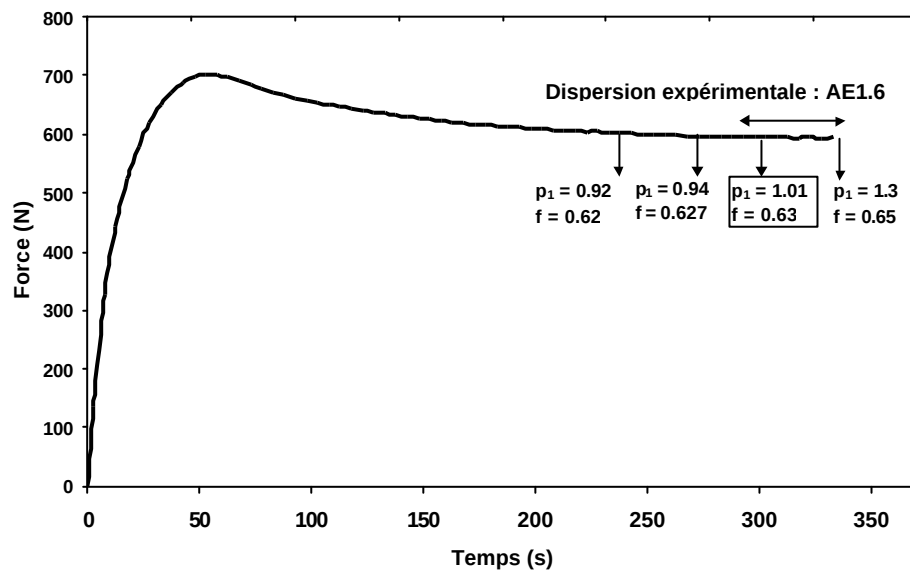


Figure V.7 Valeurs de p_1 et de f en cours de déformation pour l'AE1.6, à 20°C, déterminées pour un calcul en vitesse de réduction diamétrale $2.5 \cdot 10^{-3} \text{ mms}^{-1}$

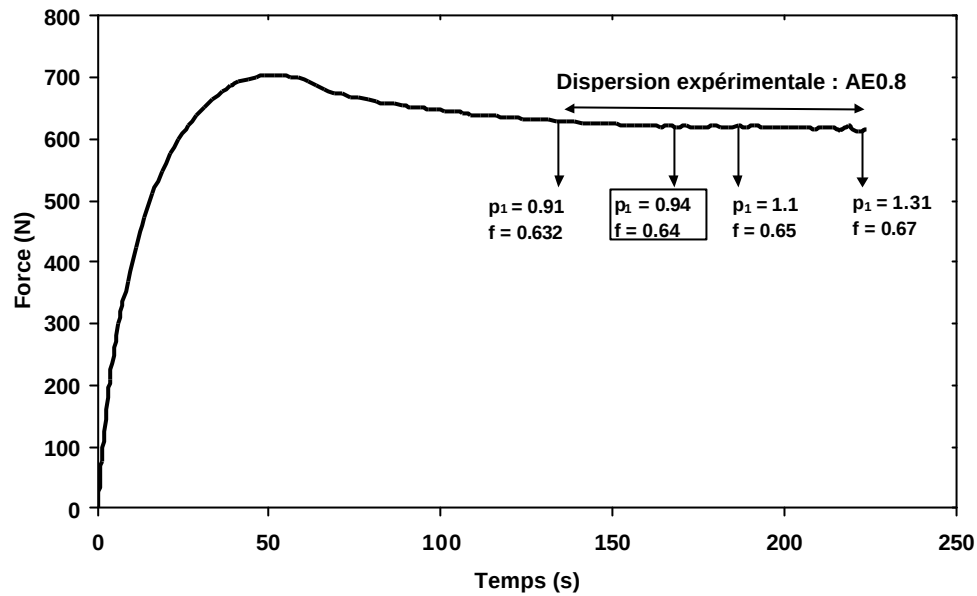


Figure V.8 Valeurs de p_1 et de f en cours de déformation pour l'AE0.8, à 20°C, déterminées pour un calcul en vitesse de réduction diamétrale $2.5 \cdot 10^{-3} \text{ mm s}^{-1}$

On constate que la valeur de f évolue assez peu sur la plage de dispersion expérimentale. En revanche, il est observé que sa valeur à la fin de l'essai est plus élevée pour l'AE0.8 et l'AE1.6, puisqu'elle est proche de 0.63-0.65. On constate également que pour l'AE4, on est toujours en dessous de 60% de porosité à rupture. Ainsi, il existe bien un lien direct entre la porosité à rupture et le rayon de courbure, c'est à dire la triaxialité.

Concernant les résultats sur AE4, le temps à rupture extrême de 600 s n'a été obtenu qu'une seule fois. Dans le cas de cet essai, une partie de la zone entaillée était devenue quasiment lisse et se déformait comme une éprouvette uniaxiale. Cette situation n'étant pas représentative de tous les essais, on l'a signalée juste pour indiquer dans ce cas la valeur extrême de p_1 .

Il est intéressant de signaler que pour les éléments fortement endommagés (valeur de f élevée), si aucune condition de rupture n'est insérée dans le fichier de calcul, les éléments continuent à se déformer, ce qui explique les valeurs élevées de p_1 en fin de calcul (cf. Figures V.6, V.7, V.8).

B.II.2 Effet du mode de pilotage sur les paramètres à rupture

Les résultats concernant le pilotage LVDT à 0.05 mm/s ont révélé l'importance de la vitesse et surtout du mode de pilotage sur le choix du paramètre à rupture. Il s'avère qu'au temps expérimental correspondant à la rupture $p_1 = 1.1$ et $f = 0.53$ pour l'AE4, $p_1 = 1.1$ et $f = 0.60$ pour l'AE1.6, et $p_1 = 1.1$ et $f = 0.62$ pour l'AE0.8. Ces résultats mettent en évidence que pour une valeur de vitesse assez élevée, la croissance des porosités est un peu plus limitée, et la porosité critique n'est plus le paramètre induisant la rupture. Celle-ci semble plutôt être engendrée par la rupture de fibrilles. Ces résultats mettent également en exergue l'influence du rayon de courbure sur le taux de porosité critique. Ils soulignent aussi que le pilotage en vitesse de déplacement LVDT ne favorise pas la croissance des cavités et encore moins leur coalescence.

B.III Conclusions sur les paramètres de rupture

La rupture ductile des éprouvettes axisymétriques entaillées peut donc être expliquée comme un craze qui dégénère en fissure par deux processus différents : soit par la rupture des fibrilles étirées quand le taux de triaxialité est faible et que la déformation principale prédomine, soit par la coalescence des cavités quand celles-ci se sont très développées sous l'effet de la contrainte hydrostatique.

Pour les taux de triaxialité faibles, pour induire la rupture, le paramètre critique est introduit par l'intermédiaire de q_1 . Pour $p_1 \leq 1.1$, $q_1 = 0.8$, ensuite pour $p_1 > 1.1$, q_1 augmente suivant l'équation (1) pour atteindre une valeur telle que $q_1 = 1/f_R$. Pour cette valeur, la rupture a lieu sur les points de gauss où $f = f_R$.

q_1 est alors écrit dans le calcul de la façon suivante :

$$\begin{aligned} q_1 &= 0.8 \text{ pour } p_1 \leq 1.1 \\ q_1 &= (0.8 \cdot \exp(5 \cdot (p_1 - 1.1))) \text{ pour } p_1 > 1.1 \end{aligned} \quad (1)$$

Il y a rupture sur les points de gauss où la valeur de f correspond à $1/q_1$. Sans augmentation de q_1 , la rupture des points de Gauss n'est pas prévue numériquement.

Pour les taux de triaxialité élevés, pour les points de Gauss ayant atteint la limite f_c , la fonction de coalescence s'active et permet de faire accroître rapidement f jusqu'à une valeur f_U , qui correspond à la rupture numérique du point de Gauss.

Ainsi, suivant la géométrie, la rupture des éléments sera obtenue soit par l'intermédiaire de q_1 soit par la fonction de coalescence.

C. Validation des paramètres de comportement, d'endommagement et de rupture pour les éprouvettes DENT

Les éprouvettes de traction doublement fissurées ont été étudiées en considérant plusieurs rapports a/B. On rappelle à cette occasion que les éprouvettes ont été fissurées sur la largeur pour favoriser les conditions de déformations planes, ce qui explique qu'on parle de rapport a/B et non de rapport a/W. Dans l'analyse des paramètres en 2D et 3D, seuls les rapports a/B = 0.07 et a/B = 0.5 seront présentés. Pour la présentation finale des résultats, toutes les longueurs de fissure seront exploitées.

C.I Résultats des calculs en 2D sur éprouvettes DENT

Dans le cas du calcul 2D, la distinction peut être faite entre les conditions de contraintes planes (CP) et les conditions de déformations planes (DP). Par l'étude des fissures longues et courtes, on va s'attacher à montrer les différences de résultats entre ces conditions. Les éprouvettes sont maillées finement dans la zone fissurée. Le maillage est indiqué sur la figure V.9 où l'exemple choisi correspond au cas de la fissure longue. Le maillage est réalisé sur un quart de l'éprouvette, c'est à dire qu'une seule fissure est maillée. Le calcul est réalisé en grande déformation et les éléments choisis sont quadratiques à intégration réduite.

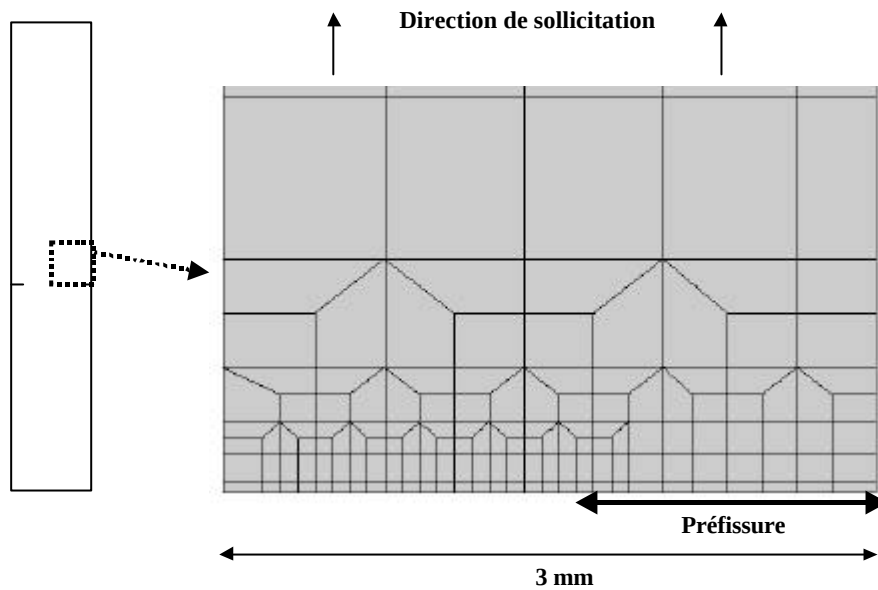


Figure V.9 Maillage initial d'une éprouvette DENT en 2D pour $a/B = 0.5$

Les éléments en pointe de fissure ont une hauteur de $50\ \mu\text{m}$ et une largeur de $80\ \mu\text{m}$. La taille de maille est choisie comme étant caractéristique de la taille de la zone endommagée en pointe de fissure (cf. Chapitre III, B.II). La pré fissure est signalée par la double-flèche, la fissure se propage de la droite vers la gauche sur la figure V.9. Les résultats en force-ouverture sont donnés sur la figure V.10 pour deux longueurs de fissure, $a/B = 0.5$ (cf. Figure V.10a) et $a/B = 0.1$ (cf. Figure V.10b). Les résultats expérimentaux sont indiqués par des croix, les résultats en contraintes planes sont indiqués par un trait plein, les résultats en déformations planes sont indiqués par un trait en pointillé. La température et la vitesse de déplacement LVDT sont respectivement de 20°C et $0.15\ \text{mm/s}$.

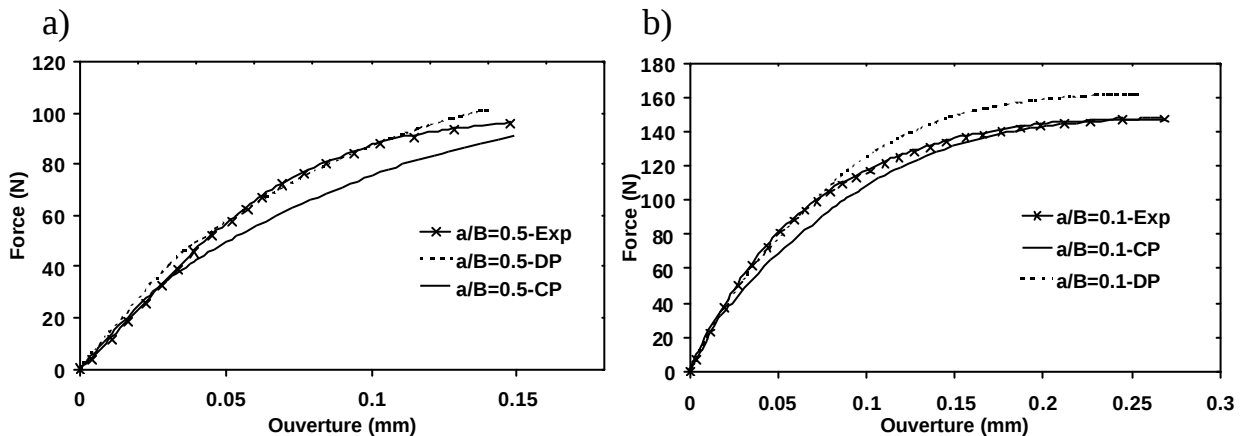


Figure V.10 Courbes force-ouverture obtenues sur éprouvettes DENT à 20°C , $0.15\ \text{mm/s}$, pour $a/B = 0.5$ (a) et $a/B = 0.1$ (b)

Le calcul en conditions de déformations planes induit une rigidification de la réponse matériau, d'où une surestimation de la force maximale expérimentale. Les résultats indiquent que le calcul en contraintes planes permet de bien simuler les résultats pour les petites longueurs de fissure, alors que le calcul en déformations planes simule mieux l'essai sur grandes longueurs de fissure. Le calcul révèle ainsi un résultat déjà bien connu qui est qu'une fissure longue permet de mieux garantir les conditions DP en pointe de fissure. Le calcul 3D se révèle donc indispensable si on veut ne pas avoir à faire un choix entre CP et DP, puisque même avec une grande longueur de fissure, il n'est pas certain de pouvoir s'affranchir de l'effet des bords, c'est à dire de l'effet d'épaisseur.

Cependant ces premiers calculs apportent des résultats très intéressants : le premier concerne la bonne reproduction des essais de traction sur éprouvettes fissurées, où l'ouverture et la force sont bien prises en compte. Le second résultat intéressant concerne les valeurs de taux de porosité f et de déformation plastique principale p_1 déterminées à chaque fois en fin du calcul, en pointe de fissure dans le plan de symétrie, c'est à dire en cœur d'éprouvette. Pour expliquer la rupture, en conditions CP, c'est le critère p_c qui est atteint en pointe de fissure sur le premier point de gauss dans le ligament non fissuré, et en conditions DP c'est le critère f_c . En revanche, peu de différences existent entre les deux longueurs de fissure pour les valeurs des paramètres critiques. La figure V.11 donne des comparaisons concernant le taux de porosité et la valeur de déformation plastique principale au temps final de l'essai pour les deux types de conditions (CP ou DP) pour le rapport $a/B = 0.5$.

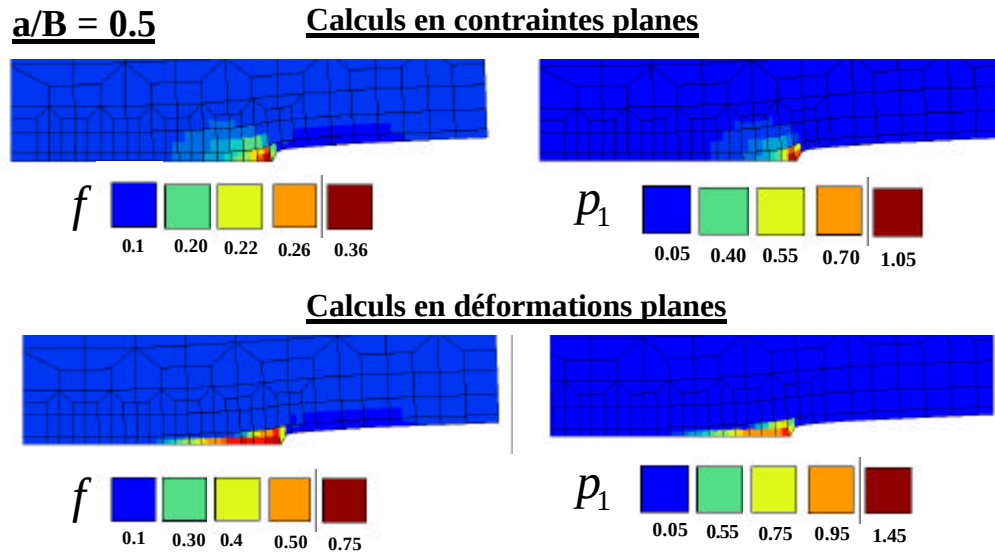


Figure V.11 Comparaisons des valeurs de taux de porosités f et de déformation plastique principale p_1 en 2D, éprouvette DENT, conditions de contraintes planes ou de déformations planes, pour $a/B = 0.5$, à 20°C et 0.15 mm/s

On remarque que pour un temps final égal pour un même chargement entre les deux conditions de calcul, pour le calcul en CP, p_1 atteint la valeur de 1.05, c'est à dire très proche de la valeur de p_c fixée à 1.1, et dans ce cas le taux de porosité ne dépasse pas 0.3. Pour le calcul en DP, le taux de porosité atteint 0.65 avant que la valeur de p_1 ne soit à 1.1. On rappelle que ces valeurs sont prises sur un point de gauss situé en pointe de fissure dans le ligament non fissuré, dans le plan de symétrie de l'éprouvette. Le confinement de la déformation en DP est confirmé par ces premiers calculs.

C.II Résultats des calculs en 3D sur éprouvettes DENT

Etant donné la bonne correspondance des réponses globales expérimentales et simulées en 2D, on cherche à déterminer maintenant les critères locaux en réalisant les calculs en 3D. Pour cela, le maillage est étendu dans la troisième direction sur la moitié de la largeur (c'est à dire sur 6 mm). On rappelle que la moitié de l'épaisseur fait 3 mm et que la taille de maille choisie (80×50) est celle établie sur la taille de la zone endommagée déterminée expérimentalement sur les éprouvettes fissurées. La symétrie de l'éprouvette est induite dans le calcul en fixant le déplacement nul sur certains côtés. Le maillage est présenté sur la figure V.12. Sur cette figure est présentée la partie basse de l'éprouvette c'est à dire principalement la zone fissurée, l'éprouvette ne pouvant être présentée en entier sachant que la demi-longueur fait 55 mm. Une condition de déplacement nul suivant U_1 est

imposée pour tous les nœuds du plan de symétrie 1, une condition de déplacement nul suivant U_2 est imposée pour tous les nœuds du plan de symétrie 2, et une condition de déplacement nul suivant U_3 est imposée pour tous les nœuds du plan de symétrie 3. Le plan de symétrie 2 est indiqué sur la figure V.12 et représente une coupe de l'éprouvette parallèlement à la fissure et perpendiculairement au sens de sollicitation. Ce plan sera repris souvent par la suite pour indiquer les localisations de l'endommagement et l'importance de la zone de propagation de fissure.

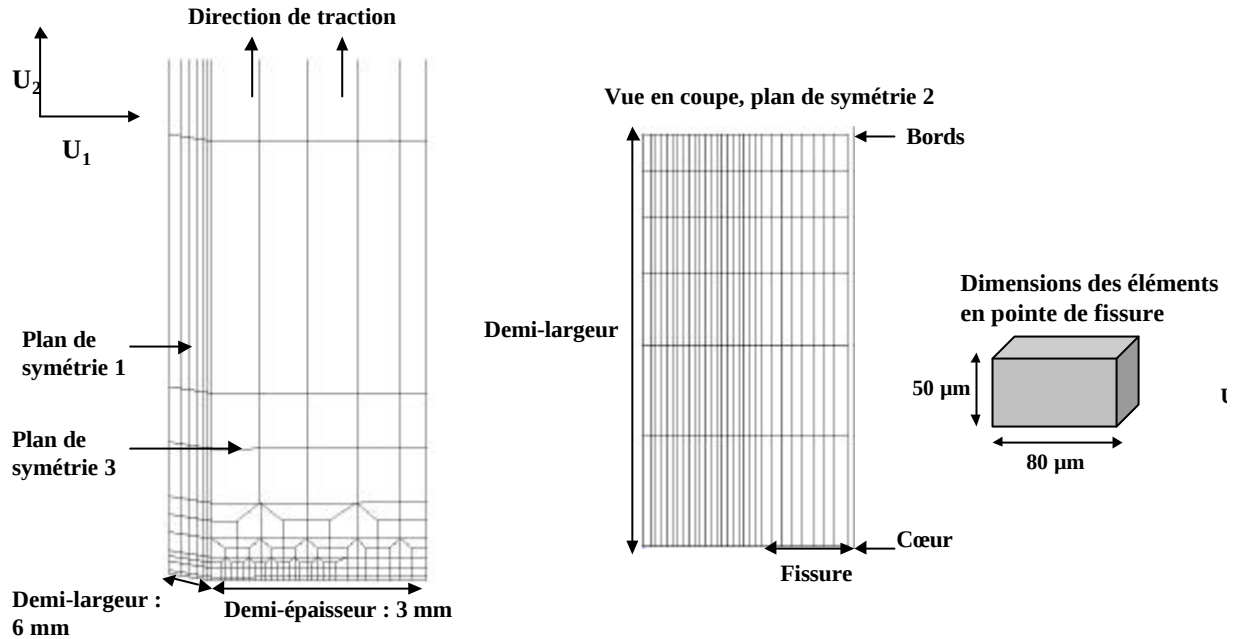


Figure V.12 Maillage d'une éprouvette DENT en 3D

Dans le sens de la largeur, les six millimètres sont divisés en 6 éléments dont la largeur varie suivant la position par rapport aux bords de l'éprouvette. Compte tenu de la plasticité plus grande sur les bords (conditions de contraintes planes), les éléments sont plus rapprochés sur les bords qu'en cœur d'éprouvette où les conditions de déformations planes permettent un confinement plus important. L'étude du nombre d'éléments à placer dans l'épaisseur a été réalisée et 6 éléments semblent être le nombre minimal au-delà duquel il n'y a plus d'influence sur les résultats si ce n'est d'accroître le temps de calcul. En dessous de six éléments, il y a une perte de confinement de la plasticité. La figure V.13 indique les résultats des calculs en 3D pour les deux rapports a/B , $a/B = 0.1$ (gris) et $a/B = 0.5$ (noir).

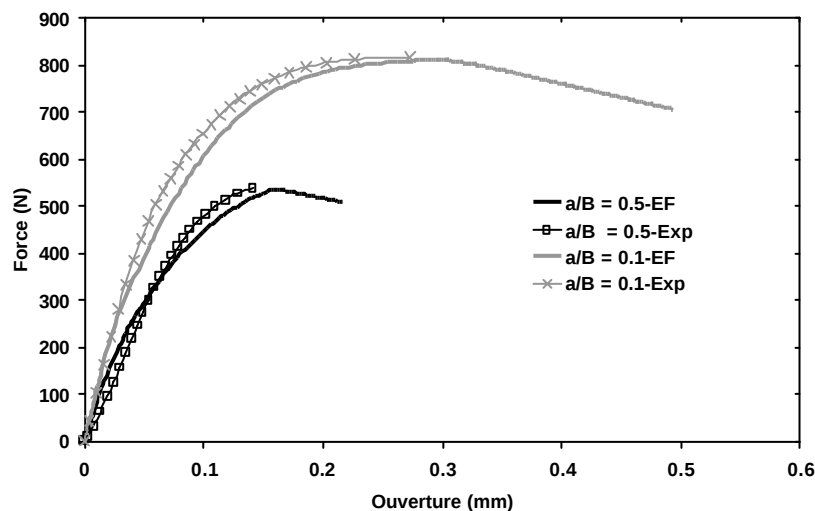


Figure V.13 Courbes force-ouverture pour les éprouvettes DENT en 3D, à 20°C, en pilotage LVDT 0.15 mm/s, pour $a/B = 0.1$ et $a/B = 0.5$

Dans un premier temps, les résultats sont présentés pour les rapports de profondeur de fissure $a/B = 0.1$ et $a/B = 0.5$. La figure V.13 indique une bonne corrélation entre les courbes simulées et les courbes expérimentales. Dans le cas du calcul par EF, la propagation de la fissure se matérialise par une chute progressive de la charge. Expérimentalement, il n'est pas possible d'enregistrer cette chute de charge qui est trop rapide par rapport à l'acquisition dont on dispose. Afin de vérifier que le calcul traduit également une fissuration rapide, la figure V.14 indique les comparaisons force-temps expérimentaux et calculés pour les mêmes essais.

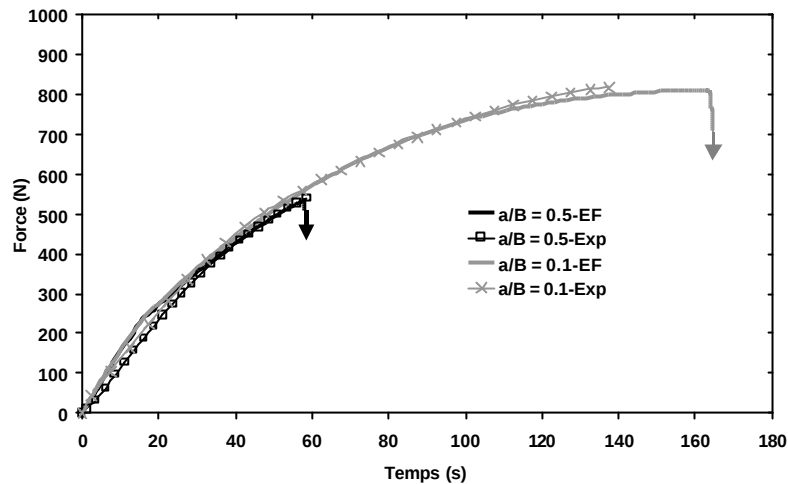


Figure V.14 Courbes force-temps pour les éprouvettes DENT en 3D à 20°C, en pilotage LVDT 0.15 mm/s, pour $a/B = 0.1$ et $a/B = 0.5$

Dans le cas de la fissure longue, on observe une très bonne corrélation entre le temps à rupture expérimental et le temps à rupture calculé. Sur cette figure V.14, la fissuration se matérialise par une chute de charge verticale, qui traduit bien la rupture rapide des éprouvettes. Dans le cas de la fissure longue, on observe un retard dans le temps à rupture par rapport à l'expérience. Deux raisons peuvent expliquer ce résultat : tout d'abord expérimentalement la fissuration n'est pas symétrique et les faciès de rupture ont révélé que la fissure s'était propagée souvent d'un seul côté. Ce résultat peut expliquer que le calcul qui simule une fissuration symétrique ne reproduise pas exactement le temps à rupture expérimental. De plus, le critère de coalescence $f_c = 0.65$ unique permet de bien reproduire la rupture pour une fissure longue, c'est à dire une éprouvette où la triaxialité en pointe de fissure est plus élevée que pour la fissure courte. Pour les fissures plus courtes, un critère plus proche de 0.63 semblerait mieux rendre compte des temps à rupture expérimentaux. Le temps nécessaire pour atteindre le critère $f_c = 0.65$ explique le retard dans le début de la propagation numérique. Ces résultats confirment ceux obtenus sur éprouvettes axisymétriques entaillées montrant que le taux de porosité critique diminuait avec la diminution de triaxialité. A titre de rappel, la triaxialité maximale en pointe de fissure en cœur d'éprouvette avant propagation pour une géométrie $a/B = 0.5$ est de 1.7, et pour $a/B = 0.1$ est de 1.1 (cf. Chapitre II, figure II.43).

Les réponses globales pour les deux autres longueurs de fissure sont données sur la figure V.15. Elles sont très satisfaisantes et permettent de valider les paramètres de comportement et d'endommagement identifiés sur éprouvettes lisses et entaillées.

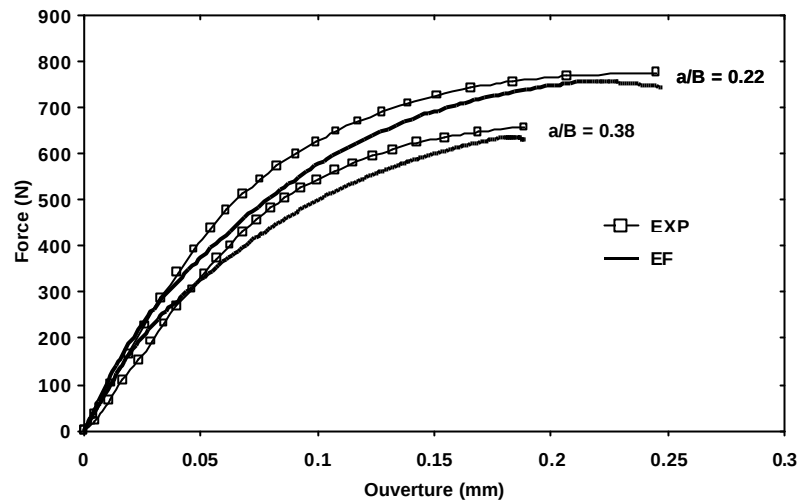


Figure V.15 Courbes force-ouverture pour les éprouvettes DENT, à 20°C, en pilotage LVDT à 0.05 mm/s, pour $a/B = 0.22$ et $a/B = 0.38$

C.III Importance de la taille de maille sur la rupture des éprouvettes DENT en 3D

La taille de maille dans la zone non fissurée a été fixée à $80 \mu\text{m} * 50 \mu\text{m}$. On rappelle que $80 \mu\text{m}$ est la longueur de l'élément et $50 \mu\text{m}$ est la hauteur (cf. Figure V.12). La hauteur a été préalablement choisie sur les éprouvettes entaillées comme représentative de la hauteur de la zone endommagée pour les éprouvettes fissurées. Les essais étant de la traction, les éléments vont se déformer plus dans le sens U_2 . On a choisi alors une longueur légèrement supérieure à la hauteur afin de conserver des éléments à peu près « carré » pendant la déformation. La troisième dimension de ces éléments ne joue pas de rôle particulier sur les résultats. Ainsi, on a choisi d'étudier uniquement l'influence de la longueur et de la hauteur des éléments sur les résultats force-ouverture et sur les résultats des paramètres atteints à rupture.

On étudie l'influence de deux autres tailles de maille : $160 \mu\text{m} * 50 \mu\text{m}$, et $80 \mu\text{m} * 100 \mu\text{m}$. Les trois résultats correspondants aux trois tailles de maille sont présentés sur la figure V.16. Les fichiers de chargement et de comportement sont exactement les mêmes.

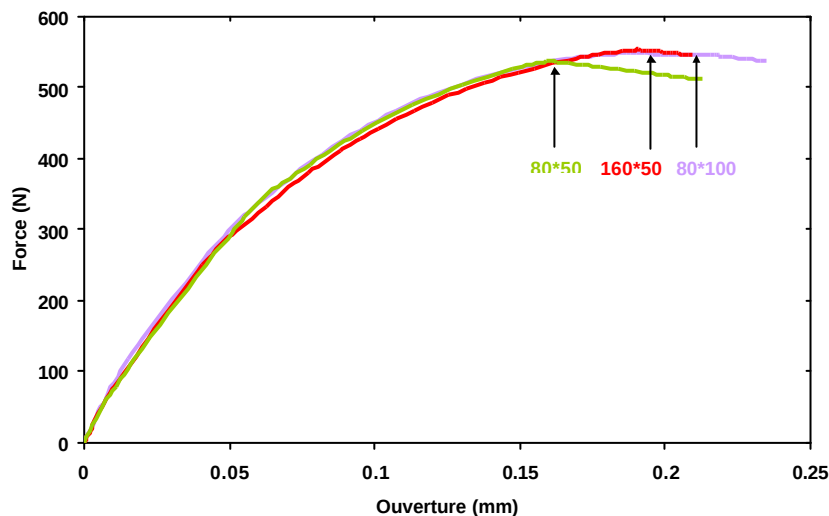


Figure V.16 Courbes force-ouverture pour les éprouvettes DENT à 20°C, en pilotage LVDT à 0.05 mm/s, pour $a/B = 0.5$, et trois tailles de maille en μm (80-50, 160-50 et 80-100).