



**HAL**  
open science

# Simulation de la propagation de fissure lors d'essais de rupture de type mini-C(T) dans le domaine de transition ductile-fragile à partir d'une approche cohésive : application aux aciers de cuves de réacteurs

Audrey Somera, Frédéric Perales, Pierre-Guy Vincent

## ► To cite this version:

Audrey Somera, Frédéric Perales, Pierre-Guy Vincent. Simulation de la propagation de fissure lors d'essais de rupture de type mini-C(T) dans le domaine de transition ductile-fragile à partir d'une approche cohésive : application aux aciers de cuves de réacteurs. 16ème Colloque National en Calcul de Structures (CSMA 2024), CNRS; CSMA; ENS Paris-Saclay; CentraleSupélec, May 2024, Hyères, France. hal-04611040

**HAL Id: hal-04611040**

<https://hal.science/hal-04611040v1>

Submitted on 18 Jun 2024

**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.

Copyright

# Simulation de la propagation de fissure lors d'essais de rupture de type mini-C(T) dans le domaine de transition ductile-fragile à partir d'une approche cohésive : application aux aciers de cuves de réacteurs

A. Somera<sup>1</sup>, F. Perales<sup>1</sup>, P.-G. Vincent<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Institut de Radioprotection et de Sûreté Nucléaire (IRSN), PSN-RES/SEMIA/LSMA, F-13115, Saint-Paul-lez-Durance, France  
{audrey.somera, frederic.perales, pierre-guy.vincent}@irsn.fr

**Résumé** — Le but de cette étude est de simuler la propagation de fissure lors d'essais de rupture réalisés sur des éprouvettes mini-C(T) afin d'estimer la ténacité d'acier de cuve de réacteur nucléaire dans le domaine de transition ductile-fragile. Un modèle de zones cohésives est utilisé pour modéliser la propagation de fissure. L'évolution des paramètres cohésifs avec la probabilité de rupture et la température est calibrée à partir d'essais à basse température et à température proche de la température de référence de la courbe maîtresse. Une très bonne concordance est observée entre les résultats des simulations et l'approche par la courbe maîtresse.

**Mots clés** — Transition ductile-fragile, Modèles de Zones Cohésives, Mini-C(T), Acier de cuve de réacteur.

## 1 Introduction

Depuis le début des programmes nucléaires en Europe, des programmes de surveillance ont été mis en place afin de contrôler la fragilisation de l'acier constituant la cuve du réacteur au fur et à mesure de son exploitation. Ces programmes consistent en général à mettre des éprouvettes Charpy représentatives des matériaux composant la cuve dans des capsules attachées à l'enveloppe de cette dernière. Ces éprouvettes sont périodiquement extraites et testées. L'utilisation de telles éprouvettes pose cependant certaines questions. En effet, l'une des propriétés surveillée est l'évolution de la température de transition ductile-fragile, qui est évaluée à partir de mesure de ténacité. Or, les essais Charpy permettent d'évaluer la résilience d'un matériau, et la ténacité n'en est déduite qu'indirectement. Ensuite, dans un contexte de prolongation de la durée d'exploitation des réacteurs, il devient important d'optimiser l'utilisation des matériaux d'éprouvette. Afin de résoudre ces problèmes, une des idées proposées est de réaliser des essais de rupture sur des éprouvettes mini-C(T), usinées dans les échantillons Charpy cassés [5]. Cela permettrait de réutiliser la matière et d'obtenir des mesures directes de ténacité. Il faut cependant s'assurer de la pertinence de l'utilisation d'éprouvettes miniatures pour évaluer les propriétés mécaniques, puisqu'elle s'accompagne d'un certain nombre de problématiques, comme une probabilité moindre d'y trouver un défaut pouvant mener à une ténacité apparente plus élevée ainsi qu'une perte de confinement plastique en pointe de fissure par exemple [13]. Des simulations numériques d'essais de ténacité sur les mini-C(T) pourraient aider à évaluer cette pertinence, mais il faut pour cela qu'elles soient représentatives du comportement de l'acier considéré dans le domaine de transition ductile-fragile.

Le but de cette étude est de simuler la propagation de fissure d'essais de rupture réalisés sur des éprouvettes mini-C(T), et d'estimer la ténacité des aciers considérés dans le domaine de transition ductile-fragile. Elle s'inscrit dans le cadre du projet européen FRACTESUS [5].

## 2 Méthode

Une des particularités du domaine de transition ductile-fragile est que non seulement une variation de la ténacité moyenne du matériau avec la température est observée, mais également une grande variabilité dans les ténacités estimées. Une description complète de la transition ductile-fragile nécessite de pouvoir reproduire cette variabilité, notamment en étant capable de simuler une propagation de fissure instable à

basse température et stable à haute température. La méthode proposée par Chakraborty et Bulent Biner en 2014 [3] a été adaptée pour cette étude.

## 2.1 Présentation du modèle de Chakraborty et Bulent Biner[3]

Les auteurs de [3] proposent une approche cohésive unifiée pour la modélisation complète de la zone de transition ductile-fragile. Cette approche repose sur deux hypothèses. Tout d'abord, pour une température donnée, la contrainte maximale et la forme de la loi de traction-séparation du modèle de zones cohésives (MZC) sont définies à partir d'un comportement de type endommagement ductile (courbe bleue sur la Figure 1). Ensuite, pour une probabilité de rupture par clivage donnée, la pente adoucissante de la loi surfacique est conservée, et le déplacement à partir duquel l'endommagement s'initie est identifié par analyse inverse (voir les courbes rouges et vertes sur la Figure 1). La dispersion de ténacité pour une température donnée est donc assurée par la variation d'un paramètre unique.

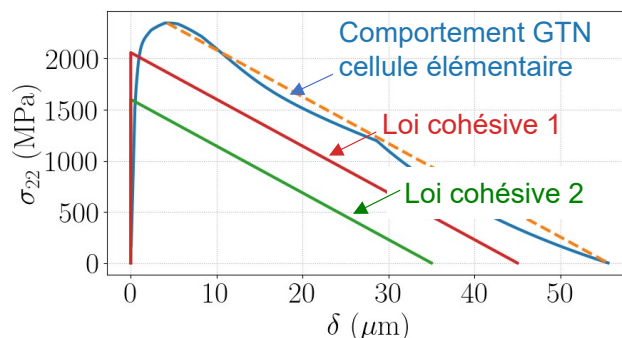


FIGURE 1 – Principe de la méthode de calibration de la loi cohésive [3]

La procédure d'identification est la suivante :

### 1. Calibration des paramètres liés au comportement d'endommagement ductile à partir des résultats expérimentaux à 20°C.

Un jeu de paramètres du modèle Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [6, 10, 11] représentatif du comportement de l'acier de cuve est utilisé. Une procédure itérative en 3 étapes est ensuite suivie :

- Une simulation sur une cellule unitaire 2D de taille  $h$  à triaxialité fixée proche de 3 (triaxialité en front de fissure d'un essai C(T)) et sous l'hypothèse de déformations planes est effectuée. Le comportement de la cellule est décrit par le modèle GTN.
- La loi CZM est ajustée sur la courbe contrainte-déplacement obtenue dans la direction d'ouverture de fissure.
- Une simulation éléments finis avec zones cohésives 2D en déformations planes d'un essai C(T) est réalisée.

La procédure est réalisée avec plusieurs valeurs de  $h$  jusqu'à ce que la courbe force-déplacement obtenue avec la simulation C(T) soit suffisamment proche de celle expérimentale. La valeur de  $h$  est retenue.

### 2. Calibration de la rupture fragile à -100°C.

Une nouvelle procédure itérative en 3 étapes est réalisée :

- Une simulation sur une cellule élémentaire avec les paramètres GTN à 20°C en utilisant la loi d'écoulement plastique à -100°C est effectuée. Cette étape permet d'obtenir la courbe enveloppe de la loi CZM.
- La loi CZM limite est ajustée sur la courbe contrainte-déplacement obtenue.
- La valeur de l'énergie cohésive  $G$  (Figure 2) est obtenue de façon itérative. Pour chaque valeur de  $G$ , une simulation éléments finis avec zones cohésives d'un essai C(T) est effectuée. La ténacité résultante  $K_{Jc}$  est calculée suivant la norme ASTM E1921 [2]. L'itération s'arrête lorsque la valeur cible est atteinte, à savoir les ténacités expérimentales correspondant à une

probabilité de rupture  $P_f$  de 5% et de 95%. Ces valeurs "expérimentales" sont obtenues via l'approche dite courbe maîtresse [12, 14, 2].

### 3. Calcul pour une température intermédiaire.

La procédure est la suivante :

- (a) Réalisation d'une simulation sur une cellule unitaire pour obtenir la loi cohésive enveloppe.
- (b) Interpolation de  $G$  telle que :

$$G(T, P_f) = \alpha(P_f) - \beta\sigma_0(T) \quad (1)$$

où  $\alpha$  et  $\beta$  sont des coefficients calculés à partir des valeurs de  $G$  identifiées à 20°C et -100°C respectivement lors des étapes 1 et 2, et  $\sigma_0$  est la valeur maximale de la contrainte de traction de la loi cohésive identifiée à l'étape 3(a).

La loi CZM peut donc être déduite pour toutes les températures intermédiaires.

- (c) Deux simulations d'essais C(T) sont finalement réalisées pour des probabilités de rupture de 5% et 95%, et la ténacité résultante  $K_{Jc}(P_f)$  est calculée.

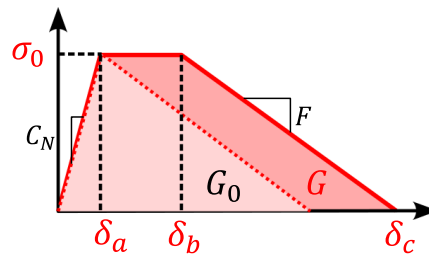


FIGURE 2 – Paramètres de la loi cohésive

## 2.2 Méthodologie proposée

La méthode proposée ici reprend les grandes lignes de celle proposée par [3] en y apportant plusieurs modifications.

Tout d'abord, comme indiqué précédemment, la méthode proposée par [3] nécessite des essais à 20°C et les paramètres GTN du matériau considéré. Dans le cadre du projet européen FRACTESUS, uniquement des essais à basse température sont disponibles. La calibration de  $h$  à 20°C (étape 1) est ainsi remplacée par la calibration de l'évolution de la pente  $F$  traduisant l'endommagement du matériau avec  $\sigma_0$  (voir Figure 2). Comme dans [3],  $F$  est supposée constante avec la probabilité de rupture  $P_f$ .

Les étapes de calibration sont les suivantes :

1. Sélection de deux expériences très fragiles, c'est-à-dire proches de la courbe enveloppe inférieure correspondant à des probabilités de rupture de 2%, pour deux températures  $T_1$  et  $T_2$ .  $T_1$  doit être proche du plateau inférieur et  $T_2$  proche de la température de référence selon le concept de la courbe maîtresse (voir Figure 3).
2. Pour chaque expérience, la partie élastique de l'intégrale  $J$ , notée  $J_{e,exp}$ , est calculée comme indiqué dans [1]. Les essais sont choisis de telle sorte que  $J_{e,exp}$  soit prédominant sur la partie plastique. L'énergie cohésive  $G_{exp}$  associée à l'expérience est donc supposée égale à  $J_{e,exp}$ .
3. Une étude paramétrique sur la valeur de  $F$  est réalisée : des simulations éléments finis avec zones cohésives, avec une énergie cohésive égale à  $G_{exp}$  mais une valeur de  $F$  variable, sont réalisées jusqu'à ce que la courbe force-déplacement obtenue permette d'obtenir une ténacité équivalente à celle issue de l'essai.
4. Des simulations éléments finis sans zone cohésive sont ensuite réalisées afin de déterminer une valeur d'énergie cohésive seuil  $G_0$ , qui correspond à l'énergie de transition entre une loi CZM triangulaire et une loi trapézoïdale (voir Figure 2). Cette valeur correspond à la transition entre un comportement fragile et un comportement ductile. Pour déterminer  $G_0$ , les évolutions des composantes élastique et plastique de l'intégrale  $J$  sont tracées en fonction du déplacement imposé.

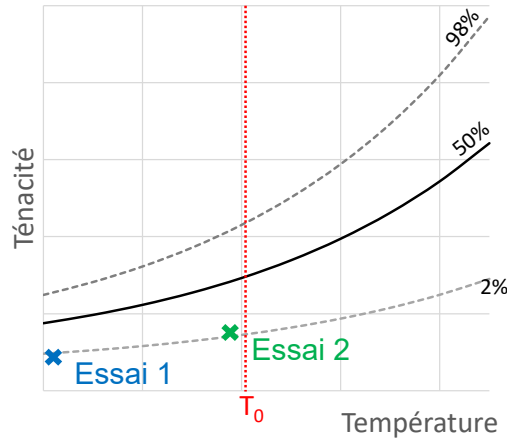


FIGURE 3 – Courbes maître et zones de sélection des essais

$G_0$  est choisie comme étant l'intersection des deux courbes. Cette valeur de transition permet notamment de fixer une contrainte de traction maximale  $\sigma_0$ . Notons que ne pas fixer une valeur maximale peut entraîner un comportement sans endommagement.

5. Finalement,  $F$  est supposé évoluer linéairement avec  $\sigma_0$ . Les coefficients  $f_1$  et  $f_2$  sont donc identifiés tels que  $F = f_1\sigma_0(T) + f_2$ .

La procédure itérative de l'étape 2 de [3] pour calibrer des valeurs de  $G$  pour différentes températures et probabilités de rupture est conservée avec les modifications suivantes :

1. La simulation sur une cellule unitaire est remplacée par une simulation éléments finis sans zone cohésive.  $G_0$  est déduite de la simulation et les valeurs de  $\sigma_0$  et  $F$  sont ensuite calculées.
2. L'évolution de  $G$  est choisie telle que :

$$G(P_f, T) = A_i e^{B_i(T-T_0)} + C_i \quad (2)$$

où  $A_i$ ,  $B_i$  et  $C_i$  sont des coefficients identifiés à partir  $G_{i1}$ ,  $G_{i2}$  et  $G_{i3}$ ,  $G_{ij}$  est l'énergie cohésive associée la probabilité de rupture  $i$  et à la température  $j$ ,  $T$  est la température de l'essai et  $T_0$  est la température de référence. Ce choix nécessite l'identification de 6 valeurs de  $G$  (au lieu de 2 pour [3]). L'identification est effectuée pour trois températures et deux probabilités de rupture différentes.

Les coefficients  $A_i$ ,  $B_i$  et  $C_i$  étant identifiés pour deux probabilités de rupture différentes, leur évolution en fonction de la probabilité de rupture est déterminée en calculant les paramètres  $(a_1, a_2)$ ,  $(b_1, b_2)$  et  $(c_1, c_2)$  tels que :

$$\ln(A(P_f)) = a_1 \times P_f + a_2 \quad (3)$$

$$\ln(B(P_f)) = b_1 \times \ln(P_f) + b_2 \quad (4)$$

$$C(P_f) = c_1 \times \ln(P_f) + c_2 \quad (5)$$

Ainsi, il est possible de déterminer la ténacité associée pour toute température dans la zone de transition et pour toute probabilité de rupture. La procédure à suivre est la suivante :

1. Réalisation d'une simulation éléments finis sans zone cohésive et déduction de  $G_0$ .
2. Calcul de  $\sigma_0$  et  $F$  pour la température  $T$ .
3. Calcul des coefficients  $A$ ,  $B$ , et  $C$  associés à la probabilité de rupture  $P_f$  désirée.
4. Calcul de  $G(P_f, T)$  :

$$G(P_f, T) = A(P_f) e^{B(P_f)(T-T_0)} + C(P_f) \quad (6)$$

5. Détermination de la loi cohésive à utiliser.
6. Réalisation d'une simulation éléments finis avec zones cohésives et calcul de la ténacité associée.

### 3 Application

#### 3.1 Modélisation

On considère dans cette étude des essais de rupture réalisés sur des éprouvettes mini-C(T). Ce type d'éprouvette est présenté sur la Figure 4.

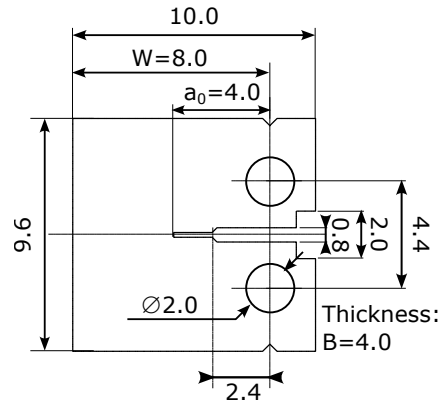


FIGURE 4 – Dimensions de l'éprouvette mini-C(T)

Le logiciel XPER [7, 8] est utilisé pour réaliser les simulations. Comme dans [3], un maillage 2D est considéré sous l'hypothèse de déformations planes.

La résolution numérique retenue dans XPER ne permet pas de gérer de zones cohésives sur un plan de symétrie, une éprouvette complète est donc modélisée. Des éléments cohésifs sont placés exclusivement derrière la pointe de fissure, sur le plan de symétrie (voir Figure 5). La résolution éléments finis avec une interpolation linéaire est réalisée en dynamique explicite, pour éviter les sauts de solution. La taille de maille dans la zone raffinée en pointe de fissure est de  $50 \mu\text{m}$  et le pas de temps est égal à  $1.8 \times 10^{-8} \text{ s}$ . La hauteur de la zone raffinée est de  $300 \mu\text{m}$  et le maillage comprend un total de 6200 éléments, 12862 degrés de libertés et 160 contacts cohésifs. La goupille servant à appliquer le chargement expérimentalement est modélisée par un quart de cercle ayant un comportement élastique et une raideur 10 fois plus élevée que celle de matériau constituant l'éprouvette (voir Figure 5). Un déplacement est imposée sur chaque pointe (voir Figure 5). La vitesse de déplacement imposée est la suivante :

$$v(t) = \begin{cases} 50t \text{ m.s}^{-1} & \text{si } t \leq 0.001 \text{ s} \\ 0.05 \text{ m.s}^{-1} & \text{sinon} \end{cases} \quad (7)$$

avec  $t$  le pas de temps considéré. Le déplacement dans la direction  $x$  est supposé nul.

Le comportement volumique de l'éprouvette est supposé élasto-plastique avec écrouissage isotrope. Une loi d'écoulement plastique linéaire par morceau est utilisée. La masse volumique de l'éprouvette et des goupilles est choisie 100 fois supérieure à celle de l'acier, soit  $100 \times 7800 \text{ kg/m}^3$ , afin d'augmenter la limite supérieure des conditions CFL [4] sur le pas de temps.

Comme indiqué dans [9], ce type de modélisation en déformations planes surestime les efforts mesurés, et donc implique d'appliquer un coefficient correcteur afin d'être comparé avec l'expérience. Ce coefficient est appliqué sur les déplacements afin de s'assurer que la rigidité est correcte. Afin de déterminer la valeur, des simulations élasto-plastiques 2D et 3D ont été réalisées. La valeur retenue est 0.85. Ainsi, l'énergie  $G_{exp}$  étant supposée égale à  $J_{e,exp}$ , et cette dernière étant proportionnelle au carré des efforts mesurés [1], il est nécessaire de diviser  $G_{exp}$  par 0.7225 (étape 3 de la calibration de  $F$ ).

#### 3.2 Résultats

Le matériau considéré ici est l'acier de cuve de réacteur allemand 15Kh2MFAA, dont la température de référence a été estimée. L'évolution de la pente  $F$  des lois cohésives a été calibrée en utilisant des essais mini-C(T) à  $-130^\circ\text{C}$  et  $-100^\circ\text{C}$  réalisés dans le cadre du projet européen FRACTESUS [5]. Les ténacités de référence sont issues de l'approche courbe maîtresse calculée pour la température de référence estimée et converties pour une éprouvette de type mini-C(T). Les énergies cohésives sont identifiées pour les probabilités de rupture et les températures suivantes :

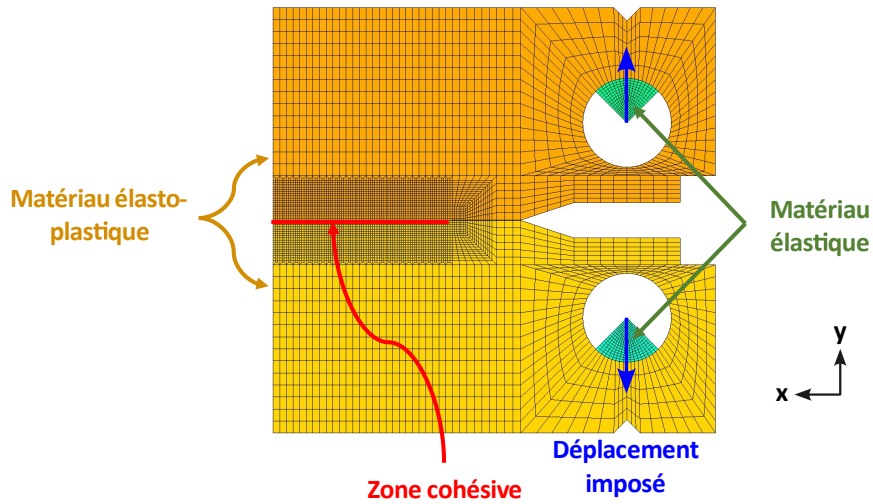


FIGURE 5 – Eprouvette et maillage utilisés

- $P_f = 2\%$  :  $-140^\circ\text{C}$ ,  $-100^\circ\text{C}$  et  $-50^\circ\text{C}$
- $P_f = 50\%$  :  $-140^\circ\text{C}$ ,  $-130^\circ\text{C}$  et  $-100^\circ\text{C}$

Dans le cas où une rupture instable est observée, la ténacité est calculée en utilisant la norme ASTM E1921 [2]. Sinon la courbe J-R en suivant la norme ASTM E1820 [1] est utilisée.

La Figure 6 montre un exemple de courbes force-déplacement obtenues pour des probabilités de rupture de 2%, 50% et 98% à  $-120^\circ\text{C}$ , et la Figure 7 montre les ténacités simulées pour des probabilités de ruptures de 2%, 50% et 98% et celles de référence à différentes températures. Pour des probabilités de 50% et 98%, on peut remarquer l'absence de points respectivement entre  $-70^\circ\text{C}$  et  $-50^\circ\text{C}$ , et entre  $-100^\circ\text{C}$  et  $-50^\circ\text{C}$ . Ces résultats ne sont pas atteignables actuellement avec la méthode numérique utilisée. Des travaux sont en cours pour pallier ce problème. On remarque une très bonne correspondance entre les résultats de simulation et ceux fournis par l'approche de la courbe maîtresse. L'erreur relative maximale est égale à 13.95% pour une température de  $-80^\circ\text{C}$  et une probabilité de rupture de 2%.

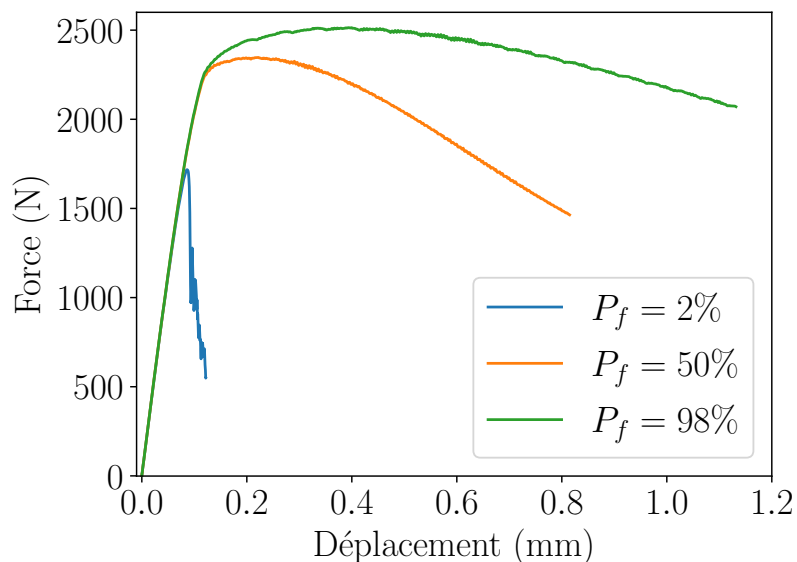


FIGURE 6 – Courbes force-déplacement obtenues par simulation à  $-120^\circ\text{C}$

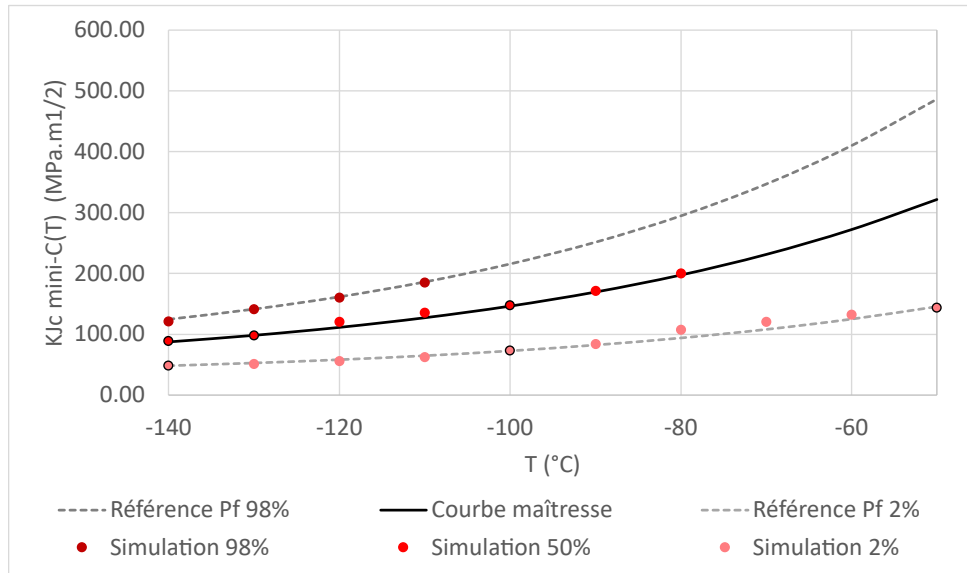


FIGURE 7 – Comparaison des valeurs de ténacité obtenues avec les simulations avec celles données par la courbe maîtresse

## 4 Conclusion

Le but de cette étude est de simuler la propagation de fissure lors d'essais de rupture réalisés sur des éprouvettes mini-C(T) afin d'être capable d'estimer la ténacité d'acier de cuve de réacteur dans le domaine de transition ductile-fragile. Il a été choisi de modéliser la propagation de fissure à l'aide de Modèles de Zones Cohésives. La calibration des paramètres cohésifs a été obtenue en modifiant la méthode proposée par Chakraborty et Bulent Biner en 2014 [3] afin d'être adaptée aux données expérimentales à disposition, c'est-à-dire uniquement à basse température. Une modification de la loi d'évolution de l'énergie cohésive  $G$  a également été proposée. Cette dernière permet de déterminer  $G$  en fonction de la température et de la probabilité de rupture. Le logiciel XPER a été utilisé pour réaliser les simulations pour différentes températures dans le domaine de transition ductile-fragile et pour des probabilités de rupture de 2%, 50% et 98%. Dans chaque cas, la ténacité associée a été calculée et comparée à la valeur donnée par l'approche de la courbe maîtresse. Une très bonne concordance a été observée.

Pour compléter cette étude, il faudrait notamment évaluer si les paramètres calibrés sur des éprouvettes mini-C(T) permettent d'obtenir les bonnes valeurs de ténacités lorsque utilisés pour des simulations d'essais C(T) classiques. Il serait également intéressant de vérifier si une calibration des paramètres cohésifs uniquement sur un matériau non irradié permettrait de retrouver l'évolution de la ténacité dans le cas irradié en ne changeant que les courbes d'écoulement plastique.

## 5 Acknowledgements

Ce travail a été réalisé dans le cadre du projet européen FRACTESUS et a reçu un financement du programme Euratom de recherche et de formation 2020-2024 au titre de la convention de subvention No. 900014.

## 6 Références bibliographiques

### Références

- [1] ASTM E1820-18. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, American Society for Testing and Materials, 2018.
- [2] ASTM E1921-20. Determination of Reference Temperature,  $T_o$ , for Ferritic Steels in the Transition Range, American Society for Testing and Materials, 2020.



- [3] P. Chakraborty, S. Bulent Biner. A unified cohesive zone approach to model the ductile to brittle transition of fracture toughness in reactor pressure vessel steels, Engineering Fracture Mechanics, 131, 194-209, 2014.
- [4] R. Courant, K. Friedrichs, H. Lewy. On the Partial Difference Equations of Mathematical Physics, IBM Journal, March 1967, traduction d'un article paru à l'origine dans Mathematische Annalen, 100, 32-74, 1928.
- [5] S. Cicero, M. Lambrecht, H. Swan, P. Arffman, E. Altstadt, T. Petit, F. Obermeier, B. Arroyo, J.A. Álvarez, R. Lacalle. Fracture mechanics testing of irradiated RPV steels by means of sub-sized specimens : FRACTESUS project, Procedia Structural Integrity, 28, 61-66, 2020.
- [6] A.L. Gurson. Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth : Part 1—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, Journal of Engineering Materials and Technology, 99, 2-15, 1977.
- [7] F. Perales, S. Bourgeois, A. Chrysochoos, Y. Monerie. Two field multibody method for periodic homogenization in fracture mechanics of non linear heterogeneous materials, Engineering Fracture Mechanics, 75(11), 3378–3398, 2008.
- [8] F. Perales, A. Socié, N.B. Nkoumbou Kaptchouang, F. Dubois, Y. Monerie, R. Mozul, P.-G. Vincent, F. Babik XPER : une plateforme pour la simulation numérique distribuée d'interactions multiphysiques entre corps. 15ème colloque national en calcul des structures. Giens, Var, France : CSMA, 2021
- [9] M.K. Samal, M. Seidenfuss, E. Roos, B.K. Dutta, H.S. Kushwaha. Experimental and numerical investigation of ductile-to-brittle transition in a pressure vessel steel, Materials Science and Engineering : A, 496(1-2), 25-35, 2008.
- [10] V. Tvergaard. Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions., International Journal of fracture, 17, 389-407, 1981.
- [11] V. Tvergaard, A. Needleman. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, Acta metallurgica, 32(1), 157-169, 1984.
- [12] K. Wallin. The scatter in KIC-results, Engineering Fracture Mechanics, 19(6), 1085-1093, 1984.
- [13] K. Wallin. The size effect in KIC-results, Engineering Fracture Mechanics, 22(1), 149-163, 1985.
- [14] K. Wallin. A Simple Theoretical Charpy-V- $K_{IC}$  Correlation for Irradiation Embrittlement, ASME PVP, 170, 93-100, 1989.