# **Issu des Techniques de l'ingénieur**. Relation résilience – ténacité- Apports de la modélisation numérique

Auteur(s) : Clotilde BERDIN, Claude PRIOUL

Date de publication : 10 sept. 2007 Relu et validé le 01 juin 2015

# Essais de résilience et de ténacité

<u>1.1 Mesure de résilience</u>
<u>1.1.1 Principe de l'essai Charpy</u>
<u>1.1.2 Développements</u>
<u>1.2 Évaluation de la résistance à l'amorçage d'une fissure</u>
<u>1.2.1 Essai de ténacité</u>
<u>1.2.2 Relations empiriques ténacité-résilience</u>

On rappelle ici les principes des essais de résilience et de ténacité avant d'aborder leur modélisation. On se reportera au dossier pour plus de précisions.

1.1 Mesure de résilience

L'essai Charpy est très utilisé industriellement pour caractériser la fragilité des matériaux et principalement des métaux . Son développement, qui a conduit à l'établissement de normes (ISO 179 pour les plastiques, ISO 1456 pour les aciers, par exemple), résulte de la facilité et de la rapidité de son exécution, mais également de la faible quantité de matière nécessaire.

Cet essai permet de mesurer la résistance au choc d'un matériau en présence d'une entaille dite en U ou en V, selon sa géométrie.

On définit alors la résilience comme l'énergie absorbée par l'éprouvette pendant le choc  $K_V$  ou  $K_U$ , rapportée à la surface de la section à fond d'entaille S :

$$K_{CV} = K_V / S$$
 et  $K_{CU} = K_U / S$ 

1.1.1 Principe de l'essai Charpy

• Le **principe de base** consiste à mesurer l'énergie absorbée par la rupture lors du choc d'un barreau rectangulaire de dimensions  $10 \times 10 \times 55$  mm<sup>3</sup>, présentant une entaille de 2 mm de profondeur en son milieu (cas de l'éprouvette avec entaille en V), et sollicité en flexion 3 points (figure <u>1</u>).



• Le **dispositif expérimental** (figure <u>2</u>) est constitué d'un bras oscillant sur lequel est fixé le percuteur (ou marteau) qui vient frapper en son milieu l'éprouvette en butée sur deux appuis distants de 40 mm.



Figure 2 - Principe et géométrie de l'essai

Au moment du choc, la vitesse du marteau est d'environ 5 m/s (selon la géométrie du pendule). Sous le choc, l'éprouvette se déforme et se rompt entièrement, ou non, selon la résistance du matériau ; elle quitte les appuis, entraînée par le marteau qui continue sa course pendulaire. L'énergie absorbée par l'éprouvette pendant le choc, est donnée par l'écart entre la hauteur initiale  $h_i$  du marteau et la hauteur finale atteinte  $h_f$ :

$$K_V = mg \ (h_i - h_f)$$

avec :

*m* : masse du marteau

g : accélération de la pesanteur.

Cette différence d'énergie potentielle est déterminée, dans la version la plus simple de l'appareillage, à l'aide d'un cadran permettant de mesurer l'angle de rotation du

pendule. Les forces de frottement de l'appareillage sont en général négligeables. On peut néanmoins les déterminer par un essai à vide (sans éprouvette).

• Une **autre analyse** des résultats repose sur le calcul des surfaces relatives de rupture ductile et fragile, mesurées sur les surfaces de rupture de l'échantillon (figure <u>3</u>).

Cependant, le « taux de cristallinité », qui représente le pourcentage de rupture fragile par rapport à la surface totale, ne peut pas, toujours, être relié de manière simple à l'énergie dissipée au cours du choc. Ces deux types d'analyse conservent donc un caractère principalement qualitatif pour évaluer la sensibilité d'un métal à la rupture fragile sous choc, en fonction de la température d'essai et des différents traitements thermo-mécaniques auxquels il a été soumis.

• Classiquement, on trace la **résilience** (énergie dissipée par unité de surface) en fonction de la température. Dans les aciers ferritiques, on met en évidence une transition, entre un domaine de rupture fragile, associé à une faible dissipation d'énergie, et un domaine de rupture ductile caractérisé par une forte énergie (figure <u>4</u>).



Du bas vers le haut de la photographie : l'entaille mécanique, puis la déchirure ductile délimitée par la ligne blanche, puis la rupture fragile par clivage. Figure 3 - Surface de





• Rompue • Non rompue Figure 4 - Courbe de transition ductile-fragile obtenue sur un acier bainitique de type 16MND5 (d'après )

C'est ce type de comportement qui sera décrit dans ce dossier.

# 1.1.2 Développements

Deux développements expérimentaux permettent de rendre l'essai Charpy plus quantitatif.

• Le **premier** développement consiste à « instrumenter » l'essai, d'une part en équipant le marteau d'un dispositif pour mesurer la force appliquée pendant la durée de l'impact et, d'autre part, en assurant la mesure de la déflexion de l'éprouvette au cours de l'essai.

À l'aide d'un système d'acquisition rapide de données, on peut ainsi obtenir un enregistrement précis des courbes force-déplacement. L'intérêt de ces enregistrements est clairement souligné par la figure  $\frac{5}{2}$  montrant deux courbes distinctes traduisant des comportements et des modes de rupture différents.

Pour le matériau 1, aucun adoucissement lié à un éventuel endommagement ne se produit avant la rupture brutale qui peut se produire par clivage.



DéplacementFigure 5 - Courbe force-déflexion (déplacement du marteau) de 2 matériaux aux comportements différents mais avec des énergies de rupture proches (d'après )

Le matériau 2 se rompt par endommagement progressif et déchirure ductile. Néanmoins ces deux matériaux présentent des énergies de rupture très voisines, accessibles par le calcul de l'aire sous chacune des courbes. Cet exemple confirme que l'énergie de rupture seule est insuffisante pour caractériser la résistance à la propagation de fissure.

À partir des courbes force-déplacement, on peut également accéder à la limite d'écoulement généralisé et calculer analytiquement la contrainte de rupture, si cette dernière intervient avant la plasticité généralisée de l'éprouvette.

• Le second développement expérimental consiste à utiliser des éprouvettes Charpy préfissurées. Une préfissuration jusqu'à une profondeur égale à 55 % de la hauteur de l'éprouvette permet ainsi d'adapter la géométrie de l'éprouvette Charpy à la mécanique de la rupture.

Néanmoins, la faible taille de l'éprouvette Charpy conduit au développement d'une plasticité généralisée à un stade précoce de chargement. Dans ces conditions, l'analyse

de l'essai est alors plus complexe. Par ailleurs, la préfissuration des éprouvettes Charpy est une opération délicate qui pénalise la simplicité de l'essai Charpy couramment pratiqué.

#### 1.2 Évaluation de la résistance à l'amorçage d'une fissure

#### 1.2.1 Essai de ténacité

La mesure de la résistance à la propagation de fissure nécessite d'utiliser des éprouvettes présentant une pré-fissure obtenue en général par une sollicitation en fatigue.

Il existe trois modes de sollicitation d'une fissure :

- le **mode I** ou « **mode d'ouverture** », souvent le plus sévère dans lequel on ouvre la fissure perpendiculairement à son plan ;
- le **mode II** dans lequel la fissure est sollicitée par un mode de cisaillement plan perpendiculaire au front de fissure ;
- le **mode III** dans lequel la fissure est sollicitée par un mode de cisaillement anti-plan car parallèle au front de fissure.

Dans le cas des structures sollicitées dans le domaine d'élasticité du matériau constitutif, ou lorsque la plasticité reste confinée en pointe de fissure, le chargement de la structure fissurée est caractérisé par le **facteur d'intensité des contraintes**  $K_i$  où i = I, II, III selon le mode de chargement de la fissure.

Le **facteur d'intensité des contraintes** dépend de la géométrie du problème et des conditions aux limites.

Il a été déterminé pour un certain nombre de cas élémentaires et pour les éprouvettes normalisées utilisées pour la caractérisation de la résistance à la propagation de fissures des matériaux.

# Exemple

Par **exemple**, pour une éprouvette comportant une fissure plane sollicitée en mode d'ouverture on a :

$$K_{\rm I} = \frac{F}{B \sqrt{W}} f(a/W)$$

avec :

*F* : force appliquée à l'éprouvette fissurée

*B* :épaisseur de l'éprouvette

*a* : longueur de la fissure

W : longueur caractéristique du ligament non fissuré

f: fonction dépendante de la géométrie du problème.

Lorsque la plasticité se développe en pointe de fissure de sorte à ne pouvoir être négligée, on utilise la variable de chargement *J* qui tient compte de la non-linéarité de comportement induite par la plasticité. Le chargement critique, qui conduit à l'amorçage de la fissure, permet de définir la ténacité du matériau, par exemple en mode I,  $K_{IC}$  ou  $J_{IC}$ .

En pratique, en mode I, la courbe force-ouverture qui résulte de la sollicitation d'une éprouvette pré-fissurée permet d'obtenir la ténacité du matériau en suivant des procédures qui dépendent de l'existence ou non de la déchirure ductile.

Lorsque l'on fait varier la température de l'essai, on trouve une évolution de la ténacité avec la température tout à fait comparable à celle observée en figure <u>4</u> pour la résilience : un palier bas, un palier haut et une transition au cours de laquelle la ténacité évolue rapidement avec la température mais présente également une dispersion importante.

La **différence majeure** entre la courbe de transition ductile- fragile en ténacité et en résilience est la **gamme de températures** dans laquelle cette transition apparaît, décalée vers les températures plus élevées pour la ténacité.

# 1.2.2 Relations empiriques ténacité-résilience

Comme rappelé précédemment, l'**essai Charpy fournit une caractérisation essentiellement qualitative** de la sensibilité des matériaux à la rupture brutale. Les résultats de l'essai Charpy ne sont donc pas directement utilisables pour une approche quantitative de tolérance au dommage telle qu'elle peut être développée dans le cadre de la mécanique de la rupture.

En effet, cette démarche quantitative nécessite la connaissance de la ténacité  $K_{IC}$  du matériau, mais l'énergie de rupture  $K_V$  mesurée par essai Charpy et la ténacité  $K_{IC}$  ne peuvent pas être reliées de manière simple. Effectivement, plusieurs **différences fondamentales entre ces deux mesures** doivent être soulignées :

- la **ténacité** *K*<sub>IC</sub> correspond à la valeur du facteur d'intensité des contraintes pour laquelle une fissure devient instable. Le facteur d'intensité des contraintes est un paramètre global caractérisant aussi les champs locaux de déformation et de contrainte à la pointe d'une fissure ;
- l'énergie de rupture  $K_V$  est un paramètre global non directement lié aux variables locales car cette énergie est la somme de l'énergie de déformation plastique et de l'énergie de rupture. L'éprouvette Charpy n'étant pas préfissurée, une partie de l'énergie est consommée pour amorcer la fissuration. Ces diverses contributions ne sont pas séparables expérimentalement.

Néanmoins, de nombreuses formules empiriques ont été proposées pour évaluer la ténacité à partir de l'énergie de rupture déterminée par essai Charpy. La plupart de celles-ci, rappelées dans le tableau <u>1</u>, concernent les valeurs mesurées au niveau du palier bas correspondant à un mode de rupture fragile et sont définies dans un domaine étroit de propriétés mécaniques.

Deux types d'approches peuvent être distinguées. Les corrélations les plus simples, comme celles proposées par Barsom et Rolfe (1970), Sailors et Corten (1972) et encore Barsom (1975) reposent sur un passage direct entre les deux grandeurs. D'autres, plus élaborées, tiennent compte du décalage des températures de transition ductile/fragile entre les mesures

de ténacité et d'énergie Charpy. C'est le cas des formulations proposées par Marandet et Sanz (1976), d'une part, et Wallin (1989), d'autre part, également rappelées tableau <u>1</u>.

Il faut noter que le degré de conservatisme de ces formules empiriques dépend très fortement du matériau et qu'il n'existe pas de corrélation unique permettant de couvrir l'ensemble du domaine de transition.

Table	eau 1 - Formules empiriques de corrélation résilience-té	nacité			
Référence	<b>Formule</b> (pour E = 207 GPa)	Domaine de validité			
		CVN	σγ		
		(J)	(MPa)		
Barsom et Rolfe (1970)	$K_{\rm IC} = 6,76 \ (CVN)^{3/4}$	4-82	270- 1 700		
Sailors et Corten (1972)	$K_{\rm IC} = 14,6 \ (CVN)^{1/2}$	7-68	410-480		
Barsom (1975)	$K_{\rm Id} = 11,5 \ (CVN)^{1/2}$	2,7-61	250-345		
Marandet et Sanz (1976)	$TK_{\rm IC} = 9 + 1,37 \cdot TK28$	5-(110)	274-820		
	$K_{\rm IC} = 19 \; (CVN \;)^{1/2}$				
	Décalage en température				
	$(TK_{\rm IC} = TK28)$				
Wallin (1989)	$K_{IC} = 20 + (11 + 77 \cdot \exp(0,019(T - TK28 + 18))) \\ \cdot (25/B)^{1/4} \cdot (\ln(1/1 - P_F))^{1/4}$				
avec <i>B</i> épaisseur de l'éprouvette (mm),					
CVNénergie de rupture Charpy,					
Emodule de Young,					
$K_{\rm IC}$ ténacité statique (MPa · m <sup>1/2</sup> ),					
$K_{\text{Id}}$ ténacité dynamique (MPa $\cdot$ m <sup>1/2</sup> ),					
<i>P <sub>F</sub></i> probabilité de r	upture,				
Ttempérature (°C)	,				
<i>TK</i> <sub>IC</sub> température (°C) correspondant à $K_{IC} = 100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ,					
TK28température	(°C) correspondant à $CVN = 28$ J,				

Tableau 1 - Formules empiriques de corrélation résilience-ténacité					
Référence	<b>Formule</b> (pour E = 207 GPa)	Domaine de validité			
		CVN	σγ		
		(J)	(MPa)		
$\sigma_y$ limite d'élasticité (MPa) à température ambiante.					