

# Détermination de courbes de résistance à la déchirure ductile dans les joints soudés

PHILIPPE GILLES<sup>1,a</sup>, STÉPHANE MARIE<sup>2</sup> ET PASCAL OULD<sup>1</sup>

<sup>1</sup> AREVA NP, Tour AREVA, 92086 Paris La Défense, France

<sup>2</sup> CEA (DM2S), 91191 Gif sur Yvette Cedex, France

Reçu le 8 juillet 2010, accepté le 9 juillet 2010

**Résumé** – La résistance à la déchirure ductile des aciers est souvent caractérisée par des courbes exprimant la variation d'un paramètre global (ouverture en pointe de fissure  $\delta$ , force d'extension de fissure  $J$ ) en fonction de l'accroissement de fissure  $\Delta a$ . Cet article rappelle les problèmes de transférabilité posés par ces mesures et identifie les facteurs qui la compliquent pour les joints soudés. Il donne des recommandations pour la détermination expérimentale de la résistance à la déchirure des joints soudés.

**Mots clés** : Rupture / ductile / joint soudé

**Abstract** – **Determination of ductile tearing resistance J-R curves in welded joints.** The ductile tearing resistance of steels is generally characterized in terms of resistance curves giving the increase of a resistance parameter such as the crack driving force  $J$  or a crack opening displacement as a function of the crack extension  $\Delta a$ . Welded joints are often the weakest part of structures because of greater risk of defects, heterogeneity of the microstructure of the weld, strain concentration along mismatched interfaces. This paper recalls the transferability issues common to all integrity assessments based on tearing resistance curves and points out the difficulties of characterization specific to welds. Several recommendations are proposed for the experimental determination of tearing resistance of welded joints.

**Key words**: Ductile tearing / weld / resistance curve

## 1 Caractérisation de la résistance à la déchirure ductile des aciers

La résistance à la déchirure ductile des aciers est souvent caractérisée par des courbes exprimant l'augmentation de la force d'extension de fissure  $J$  appliquée à une éprouvette pré-fissurée pour faire croître la taille de fissure de  $\Delta a$  [1–3]. Ces courbes «  $J - \Delta a$  » sont obtenues, dans la plupart des études, sur des éprouvettes « Compact Tension » C(T). Cette technique ne permet pas en général d'obtenir des courbes de résistance sur de grandes déchirures. Mais son principal inconvénient est la dépendance des courbes  $J - \Delta a$  à la géométrie et au type de chargement [4–6].

### 1.1 La méthode de référence

La détermination des courbes de résistance à la déchirure ductile est effectuée de préférence avec des

éprouvettes C(T) et la technique d'estimation de  $J$  présentées ci-après. Des essais sur éprouvettes de flexion SE(B) ou des éprouvettes en forme de disque (DCT) sont aussi proposés dans la littérature.

Les éprouvettes compactes C(T) sont normalisées [1–3], l'épaisseur  $B$  est telle que la section du ligament non fissuré  $b$  dans le plan de la fissure est proche d'une section carrée. Ces éprouvettes sont sollicitées en traction et flexion combinées. La largeur utile de l'éprouvette et la taille de fissure sont désignées respectivement par  $W$  et  $a$ . Donc l'aire fissurée vaut  $A = Ba$  et le ligament  $b = W - a$ .

Ces éprouvettes comportent des entailles latérales afin de créer un état de déformations planes le long du front de fissure sauf à proximité des entailles. Ces éprouvettes sont pré-fissurées en fatigue et le front de fissure obtenu est presque rectiligne. L'avancée de fissure en déchirure  $\Delta a$  est caractérisée par l'accroissement moyenné sur les 80 % du front, soit la partie quasi-rectiligne. La valeur de  $J$  associée est celle correspondant à une fissure de taille initiale après fissuration en fatigue  $a_0$  augmentée de  $\Delta a$ .

<sup>a</sup> Auteur pour correspondance :  
[philippe.gilles@areva.com](mailto:philippe.gilles@areva.com)

Pour estimer cette valeur, les mécaniciens ont développé une approche dite «  $\eta$ -factor » [1, 2] résumée ci-après :

$$J^P = \frac{\eta^P}{Bb} \int_0^{q^P} Q dq^P \quad \eta^P = \frac{b}{Q_L} \frac{\partial Q_L}{\partial b} \quad (1)$$

1.  $J$  est séparé, comme les déformations, en parties élastique et plastique :  $J = J^e + J^P$  ce qui est une approximation acceptable dès qu'il y a déchirure.
2.  $J^e$  est exprimé exactement en fonction du facteur d'intensité des contraintes (FIC)  $K$  et des constantes élastiques module de Young  $E$  et coefficient de Poisson  $\nu$  par la relation :  $J^e = \frac{1-\nu^2}{E} K^2$ . L'expression du FIC au point médian du front de fissure est connue.
3. À l'amorçage  $J^P$  est exprimé sous la forme du produit du travail plastique durant le chargement par unité de surface du ligament de l'éprouvette et le facteur  $\eta^P$ . Ce facteur  $\eta^P$  est déduit de la charge limite  $Q_L$  de l'éprouvette par la formule (1). Cette expression est obtenue en faisant l'hypothèse de la séparabilité de la fonction de charge  $Q$  en deux fonctions multiplicatives de la taille de fissure et du déplacement plastique  $q^P$ .
4. En déchirure, la variation de  $a$  introduit un terme supplémentaire décrit par les équations (2). La courbe  $J - \Delta a$  peut être obtenue en effectuant des essais interrompus correspondant à différents accroissements ou par un essai unique (méthode des déchargements partiels périodiques) [1, 7]. Dans ce dernier cas il est plus difficile d'évaluer l'extension de fissure car celle-ci est déduite de la pente des déchargements partiels.

$$J^P = \int_0^{q^P} \frac{\eta^P Q}{B b} dq^P - \int_{a_0}^a \frac{J^P}{b} \gamma da$$

$$\gamma = \eta^P - 1 + \frac{b}{\eta^P} \frac{d\eta^P}{db} \quad (2)$$

## 1.2 Résoudre la question de la transférabilité

Plusieurs approches ont été proposées pour réduire ce qu'on nomme de façon courante les effets d'échelle qui sont liés à la taille d'éprouvette, au type d'éprouvette, à la taille relative de fissure, aux effets de forme de fissure et de la façon dont elles sont sollicitées dans les structures. Ces effets ont deux origines : la perte de signification de  $J$  pour de grandes extensions de fissure [8] et les effets de confinement de plasticité sur la déchirure ductile [6]. Trois approches différentes ont été proposées.

### 1.2.1 Modifications de l'expression de la force fissurante

Quand la fissure se propage, l'intégrale  $J$  ne représente plus la vraie force fissurante. Cela conduit à des incohérences pour les fortes valeurs d'accroissement de fissure.

Ernst [8] a défini une intégrale  $J$  modifiée par  $J_M = J - \int_{a_0}^a \frac{\partial J^P}{\partial a} |_{q^P} da$ . Les courbes  $J_M - \Delta a$  sont moins sensibles aux effets d'échelle : l'effet de taille est presque effacé et l'effet de type de chargement (flexion combinée en C(T) versus traction en panneau à fissure centrale CC(T)) est nettement réduit [8].

Turner [9] a proposé de retenir comme paramètre de fissuration le taux de dissipation d'énergie  $R$  défini de la façon suivante :

$$R = \frac{dU_{\text{dis}}}{dA} = \frac{dW_{\text{ext}}}{dA} - \frac{dU_{\text{el}}}{dA}$$

$$R = \frac{dU_{\text{pl}}}{dA} + G_{\text{fr}}$$

où  $U_{\text{dis}}$  est l'énergie dissipée dans la structure et se décompose (3b) en un travail de déformation plastique loin de la zone de déchirure et un travail local impliqué dans l'endommagement du matériau et à l'origine de la séparation ( $G_{\text{fr}}$ ).  $W_{\text{ext}}$  est le travail des efforts extérieurs et  $U_{\text{el}}$  est l'énergie de déformation élastique. Le taux de dissipation d'énergie  $R$  peut être calculé par éléments-finis ou mesuré à partir des courbes  $J - \Delta a$ .  $R$  décroît avec l'extension de fissure pour atteindre une valeur stationnaire car la plasticité sature dans la structure.  $R$  n'est pas un paramètre indépendant de la configuration, mais  $G_{\text{fr}}$  est un paramètre qui peut être considéré comme constant au cours de la propagation.

Marie et Chapuliot [10] ont proposé des méthodes d'estimation de ce paramètre  $G_{\text{fr}}$  et ont montré sur des exemples que  $G_{\text{fr}}$  était constant au cours de la propagation et pouvait même être considéré comme caractéristique du matériau. La majorité des cas analysés présente une forte flexion dans le ligament, mais l'approche a été appliquée avec succès sur une éprouvette de traction de type « Single Edge SE(T) » et sur des tubes en flexion comportant un défaut circonferentiel de surface en peau interne. Ces trois approches ont pour trait commun la recherche d'un taux de croissance de fissure à partir d'un bilan énergétique local et qui est constant au cours de la déchirure. Anuschewski et al. [11] ont estimé les valeurs de  $G_{\text{fr}}$  par approche locale et montré que les résultats différaient légèrement en traction et flexion.

### 1.2.2 Approche globale à deux paramètres

Une autre famille d'approches fait intervenir un second paramètre qui caractérise le confinement de la plasticité en pointe de fissure. Il s'agit d'un paramètre lié au second terme du développement des contraintes en pointe de fissure en fonction de la distance à la pointe de fissure. Si ce paramètre est positif, la plasticité est plus confinée et la déchirure est favorisée.

Chao et Zhu [12] ont proposé de construire une courbe  $J - \Delta a$  modifiée qui est paramétrée en fonction du second paramètre nommé  $A_2$ . Dans cette approche la courbe de résistance est fonction de la structure et la valeur de  $J$  et du second paramètre doivent être déterminés pour chaque

cas. Cette approche est difficile à généraliser au cas des fissures tridimensionnelles pour lesquelles la triaxialité varie le long du front et est peu facile à évaluer numériquement.

$$J(\Delta a, A_2) = C_1(A_2) \left( \frac{\Delta a}{k} \right)^{C_2(A_2)} \quad (3)$$

### 1.2.3 Approches locales de la rupture

Les approches locales de la rupture décrivent le mécanisme de rupture par un modèle local en couplant ou non ce modèle aux lois de comportement du matériau. Ces approches nécessitent d'abord d'établir un modèle micromécanique d'endommagement, de décrire très précisément l'état de contrainte et de déformation en avant de la fissure et de caractériser les paramètres du modèle notamment la longueur caractéristique définissant la « process zone » dans laquelle l'endommagement a lieu. Pour la déchirure ductile on peut citer le modèle non couplé de Rice et Tracey [13] et les modèles couplés comme celui développé par Gurson [14] et modifié par Tvergaard et Needleman [15] ou celui de Rousselier [16]. L'identification des paramètres est souvent délicate et les mailles situées au voisinage de la fissure se distordent considérablement lorsque l'extension de fissure est importante : ceci conduit à des difficultés de convergence et limite parfois les analyses à des propagations insuffisantes pour atteindre l'instabilité dans le cas de composants réels.

## 2 Résistance à la déchirure ductile des joints soudés

Les joints soudés constituent des zones favorables à l'apparition des défauts et les méthodologies de prédiction du comportement à rupture validées et codifiées pour les matériaux homogènes sont difficiles à transposer aux joints soudés fissurés pour des raisons pratiques et théoriques. Nous prendrons pour illustration les résultats du programme d'essai ADIMEW [17] effectué sur une liaison bimétallique de tuyauterie du circuit primaire de réacteur à eau pressurisée décrite à la figure 1.

La réalisation d'un joint soudé, même avec métal d'apport de nuance voisine de celle du métal de base, crée une jonction dont les propriétés mécaniques macroscopiques sont hétérogènes (Fig. 2). On idéalise généralement l'assemblage réalisé en trois zones : le métal déposé (zone du métal fondu de la soudure), la zone du métal de base affectée thermiquement (ZAT) lors des cycles de soudage et le métal de base. Dans le cas d'une soudure dite homogène (c'est-à-dire lorsque les métaux de base et le métal d'apport sont de nuances similaires ou voisines), on ne considère dans le joint soudé que deux types de propriétés mécaniques : celles du métal de base et celles du métal déposé, alors qu'en général on observe dans la ZAT un gradient de propriétés mécaniques.

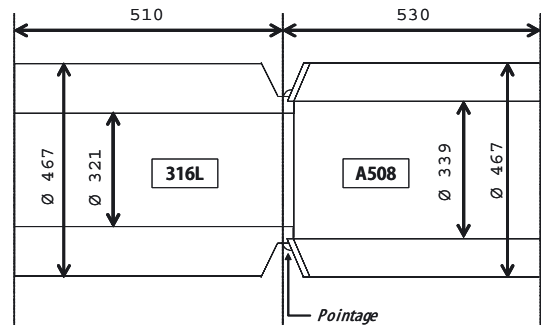


Fig. 1. Liaison bimétallique ADIMEW.

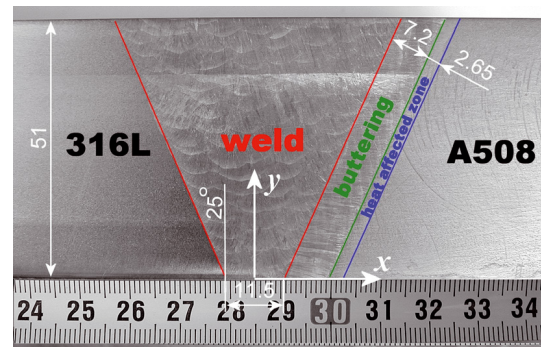


Fig. 2. Micrographie dans l'épaisseur.

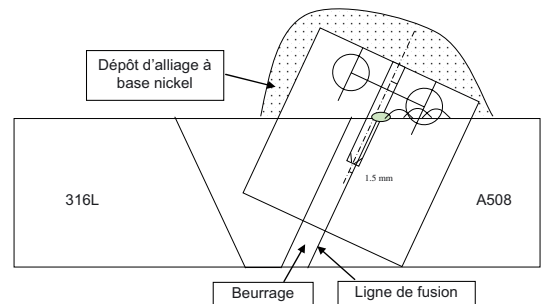


Fig. 3. Prélèvement d'éprouvette C(T) dans l'épaisseur de la liaison bimétallique.

### 2.1 Prélèvement des éprouvettes et réalisation des essais

Le prélèvement d'éprouvettes CT normalisées dans le joint est parfois complexe et donne des éprouvettes hétérogènes (composées de plusieurs matériaux : métal de base, ZAT et métal déposé, Fig. 3). Dans bon nombre de cas, la géométrie de l'éprouvette ne respecte pas complètement les dimensions imposées par la norme, avec en particulier des épaisseurs souvent réduites.

Si les contraintes résiduelles induites par le soudage n'ont pas été relaxées par l'usinage des éprouvettes, ou par traitement thermique de relaxation (cas des aciers ferritiques), celles-ci peuvent faire dévier ou bloquer l'avancée de la fissure de fatigue lors de la préfissuration.

Si la fissure est située à proximité d'une interface, la fissure peut dévier lors de la préfissuration en fatigue en raison de la présence de contraintes de



Fig. 4. Déviation de fissure lors de la fissuration par fatigue d'une éprouvette C(T).

cisaillement le long de l'interface (Fig. 4). Dans le cas des liaisons bimétalliques, aux problèmes précités pour les joints soudés homogènes, vient s'ajouter le problème des matériaux de nuances différentes de ces liaisons.

## 2.2 Interprétation des essais de caractérisation

L'interprétation des essais est souvent effectuée en utilisant la méthodologie proposée dans les standards [1, 2] qui n'est valide que pour une éprouvette homogène. La différence des valeurs de limites d'élasticité entre le métal déposé, la ZAT et le métal de base peut affecter la charge limite de l'éprouvette si la fissure est assez proche d'une interface. La formule du facteur  $\eta^p$  donnée par les standards devient incorrecte. L'hétérogénéité d'une éprouvette prélevée dans un joint soudé est quantifiée par la géométrie du joint, la position de la fissure par rapport à l'interface et le rapport entre les limites d'élasticité du métal déposé de la soudure et du métal de base voisin. Ce rapport est appelé « mismatch » et on le note  $M_y$ .

Pour toutes les structures fissurées homogènes la limite d'élasticité a un effet considérable sur  $J$  puisqu'elle pilote l'entrée dans le domaine des plastifications étendues. Plus le mismatch est élevé, plus la différence est grande entre le comportement d'une éprouvette en métal de base et la même géométrie avec métal déposé. Le cas de l'éprouvette avec joint soudé fissuré est toujours intermédiaire (Fig. 5). Deux situations très différentes se présentent selon que  $M_y$  est supérieur ou inférieur à l'unité. Pour des configurations « undermatch » ( $M_y < 1$ ), le rapport des charges limites est pratiquement égal au mismatch [18]. Le comportement du joint undermatch fissuré est donc piloté par le métal de la soudure et l'approche standard avec éprouvette homogène en métal soudé est applicable. Dans le cas overmatch, le rapport des charges limites est une fonction non-linéaire de  $M_y$ . La figure 5 montre que la position de la fissure par rapport à l'interface a un effet limité sur  $J$  : le cas du défaut centré ne diffère pas considérablement de celui où la fissure est située le long de l'interface. Une façon pénalisante mais simple de traiter le problème est donc de se limiter au calcul des facteurs  $\eta^p$  des fissures d'interface.

Les résultats obtenus dans le programme ADI-MEW [19] illustrent non seulement les problèmes de prélèvement mais aussi l'effet du mismatch sur l'amorçage de la déchirure. Trois partenaires ont réalisé des essais de mécanique de la rupture à 300 °C. Dans tous les cas les entailles ont été réalisées par électroérosion et ensuite les éprouvettes ont été pré-fissurées par fatigue.

- TWI a préparé des SE(B) conformément aux exigences du BS 7448 [2].
- BZF a étudié les effets de rayon en fond d'entaille en se référant à l'ASTM E1820-99 et a obtenu des confirmations qualitatives de cet effet faute d'une modélisation assez fine.
- AREVA NP a réalisé des éprouvettes CT (Fig. 3) et a utilisé la procédure française GFR [20], mais la fissure s'étant écartée de l'interface, les valeurs obtenues sont surestimées.

Au total, seuls deux essais sur SE(B) ont été exploitables [19]. TWI les a dépouillés en utilisant une valeur de  $\eta^p$  égale à 2. De nombreuses études ont été consacrées à la détermination de facteur dans des CT et SE(B) non homogènes. Sur la base de la formule de Kirk et Dodds [21] et de résultats de calculs aux éléments-finis, il apparaît [19] que la valeur à considérer est de 2,7 et non pas 2. Il faut souligner que pour les C(T), l'effet du mismatch sur le facteur  $\eta^p$  est nettement moindre [22].

En utilisant une valeur de 2 pour le facteur  $\eta^p$  TWI obtient pour une fissure située dans le beurrage à 2 mm de l'interface une valeur de  $J_{0,2}$  comprise entre 23 à 58 kJ.m<sup>-2</sup>. Sur les C(T) AREVA obtient 110 kJ.m<sup>-2</sup>. En prenant 2,7 pour le  $\eta^p$  de la SE(B), on aboutit à 85 kJ.m<sup>-2</sup>, nettement plus proche de la valeur obtenue par AREVA et que l'on sait surestimée. Ces éléments montrent que la question de la transférabilité est plus complexe dans les composants hétérogènes.

Une autre façon de procéder serait d'utiliser un modèle local de type Gurson dont les paramètres seraient identifiés à partir d'éprouvettes de traction axisymétriques entaillées et d'éprouvettes de mécanique de la rupture prélevées dans un coupon homogène en métal déposé. On utiliserait alors ce modèle pour établir des courbes de résistance à la déchirure caractéristiques de fissures situées à différentes distances de l'interface dans une éprouvette hétérogène. Plus encore que dans le cas de l'approche globale, il faut effectuer une identification précise des lois de comportements de chaque matériau de la jonction soudée [18].

## 3 Évaluation du comportement en déchirure ductile de joints soudés fissurés dans une structure

Si la caractérisation de la résistance à la déchirure est une tâche délicate, la prédiction du comportement d'un composant comportant une soudure fissurée n'en est pas moins complexe.



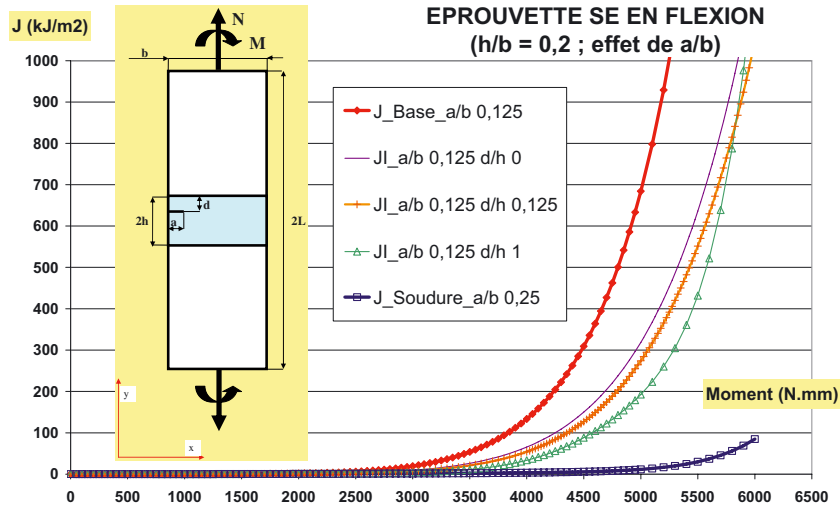


Fig. 5. Variation de  $J$  dans des éprouvettes SE(B) à fissure égale à  $1/8^e$  de l'épaisseur pour les cas homogènes métal de base et joint soudé et pour des joints soudés comportant une fissure centrée, proche de l'interface ou à l'interface ( $M_y = 2, 3$ ).

### 3.1 Prédiction de l'amorçage d'une fissure dans une soudure

Le premier problème est celui de l'évaluation de  $J$  dans les structures avec joint soudé fissuré. Nous n'abordons ici que le cas des sollicitations mécaniques.

En situation d'overmatch, le fait de considérer le matériau comme homogène avec les propriétés du métal de base fournit une borne supérieure de  $J$ . Si l'on retient alors la ténacité mesurée avec la méthode standard appliquée au joint soudé, alors l'estimation est pénalisante. Cette approche, appelée méthode croisée, est appliquée dans les dossiers. Afin de réduire les conservatismes, plusieurs méthodes analytiques [18, 23–25] ont été développées pour des bimatériaux. Les plus fiables d'entre elles prennent en compte non seulement le mismatch mais aussi les écrouissages des deux matériaux en définissant une loi de mélange. La proposition retenue dans SINTAP [18] consiste à combiner les contraintes équivalentes des matériaux A et B  $\sigma_{MA}$  et  $\sigma_{MB}$  à déformation plastique fixée pour obtenir la contrainte équivalente  $\sigma_e$  du bimatériau.

$$\sigma_e(\varepsilon_{pl}) = f \cdot \sigma_{MA}(\varepsilon_{pl}) + (1 - f) \cdot \sigma_{MB}(\varepsilon_{pl})$$

$$f = \frac{\alpha(M_y) - 1}{M_y - 1} \quad (4)$$

Le paramètre  $\alpha(M_y)$  est une fonction de la géométrie du composant fissuré et de la nature du chargement [23].

Toutefois, les méthodes analytiques ne peuvent permettre que de traiter des configurations génériques en nombre limité. Pour traiter les composants soudés fissurés, souvent il faut recourir au calcul aux éléments-finis. Nous n'abordons ici que le cas des sollicitations mécaniques. L'interprétation de l'essai de flexion 4 points ADIMEW en est un bon exemple. Pour réaliser l'essai, la maquette de liaison bimétallique décrite aux figures 1 et 2 est soudée à des tubes ferritiques de 4 m de long. Un défaut a été électro érodé parallèlement à l'interface

entre partie ferritique et beurrage, à une distance de 2 mm de cette interface dans le beurrage et son front est rectiligne. La fissure est donc un tronç de cône coupé par un plan. L'essai a été mené sous déplacement imposé appliqué par deux vérins verticaux. La répartition des efforts à ces vérins dépend de la position de la maquette en raison de son hétérogénéité. Néanmoins les effets d'effort tranchant induits par ces différences de valeurs d'effort sont négligeables dans le plan contenant l'extrémité de fissure. Pour une telle configuration, seule une modélisation fine (Fig. 6) par éléments-finis de la demi-structure était nécessaire [19].

### 3.2 Prédiction de la déchirure dans une soudure

Dans une telle configuration où le défaut est incliné et des contraintes de cisaillement apparaissent le long de l'interface, l'approche en  $J$  reste difficile à appliquer au-delà de l'amorçage car la fissure dévie. On observe dans l'essai que la fissure dévie d'abord pour se placer dans un plan normal aux sollicitations, puis vient se placer le long de l'interface en restant dans le beurrage, plus mou que le ferritique.

Le CEA et AREVA ont mené à bien plusieurs analyses de cet essai en utilisant :

- une analyse en  $J$  pour la prédiction de l'amorçage et de la propagation [10],
- des approches locales découplée [13] et couplées pour la prédiction de l'amorçage et de la propagation [14–16].

L'analyse en  $J$  permet de prédire l'amorçage (Fig. 7) en tirant parti des mesures de ténacité décrites plus haut. Les calculs de FIC ont montré que dans le plan de symétrie à l'amorçage le mode II représente 22 % [26]. Ceci est dû à l'inclinaison de 65 degrés de la fissure initiale par rapport à l'axe de sollicitation. Le long du front cette proportion

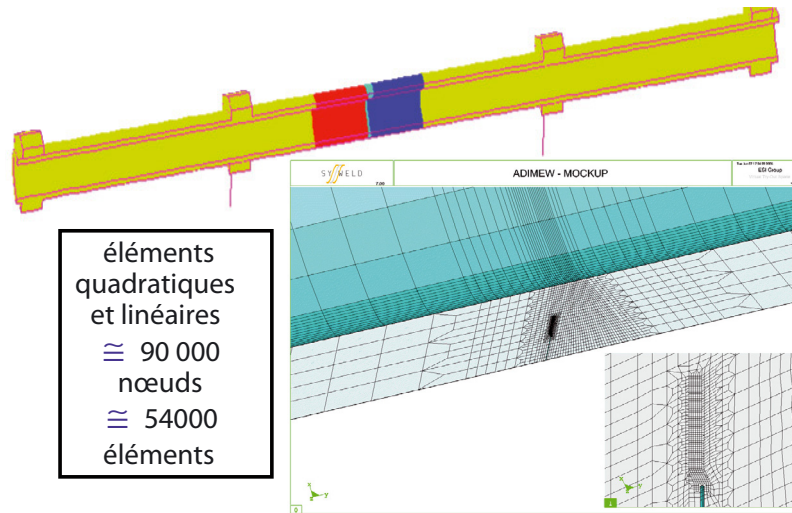


Fig. 6. Maillage d'un demi-modèle de la maquette ADIMEW.

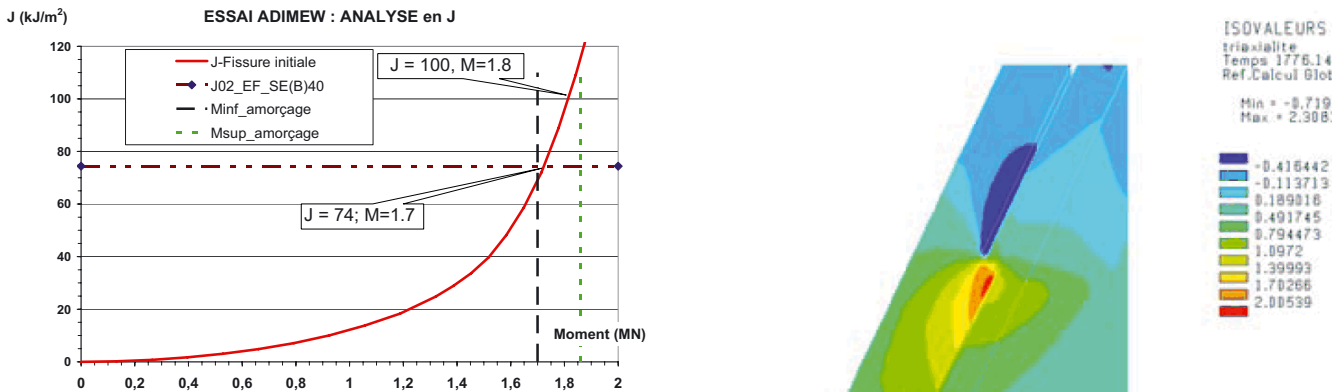


Fig. 7. Variation de  $J$  pour la fissure de la maquette ADIMEW et comparaison aux valeurs de  $J_{02}$  et de moments mesurés à l'amorçage.

varie et à la surface le mode I domine. À l'amorçage la plasticité est confinée et la triaxialité se concentre le long de l'interface. Sur la macrographie de la figure 10 on observe que la fissure dévie pour se propager en mode I puis rapidement dévie à nouveau pour suivre l'interface. L'approche en  $J$  ne permet pas de prédire cette dernière évolution qui conduit à une croissance en mode mixte.

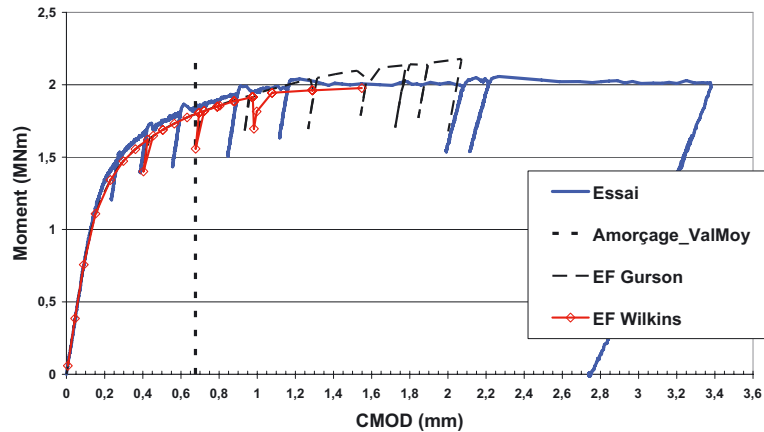
L'effet de mode mixte est complexe pour des fissures proches de l'interface entre métal de base et joint soudé. Dans les éprouvettes le chargement est normal à la fissure, mais le développement de contraintes de cisaillement le long de l'interface provoque en plasticité confinée (en pré-fissuration par fatigue) une déviation qui éloigne la fissure de l'interface. Une des conclusions du programme ADIMEW est la recommandation de réaliser des entailles peu profondes au stade de la pré-fissuration pour éviter la déviation. Dans l'essai sur la tuyauterie, le scénario est plus complexe : la fissure inclinée s'amorce en plasticité confinée et dévie pour propager en mode I puis lorsque la plasticité devient importante elle se propage dans la

Fig. 8. Valeurs de la triaxialité des contraintes près de l'interface à l'amorçage.

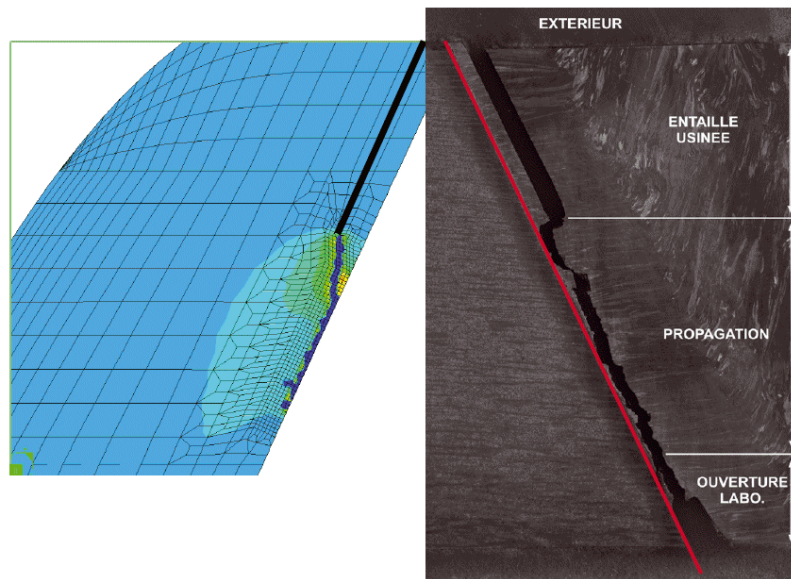
zone de triaxialité maximale, à savoir le long de l'interface (Fig. 8).

La modélisation de la propagation a été réalisée en utilisant l'approche globale  $G_{fr}$  [10] en considérant une déchirure sur un défaut équivalent sollicité en mode I et en identifiant les paramètres à partir des essais sur C(T). Toutefois, malgré les approximations faites pour cette analyse, cette approche a donné une bonne prédiction de la relation moment – croissance de fissure.

AREVA [26] a effectué l'analyse de la déchirure par trois modèles pour lesquels le calcul de l'endommagement



**Fig. 9.** Comparaison des courbes moment-CMOD calculées avec les modèles de Gurson et de Wilkins et celui observé sur la maquette ADIMEW [26].



**Fig. 10.** Comparaison des chemins de fissuration calculés (Fig. de gauche 10a) avec le modèle de Wilkins et observés sur la maquette ADIMEW [10] (Fig. de droite 10b).

a été délocalisé et les calages de paramètres effectués sur une éprouvette SE(B) testée par le TWI :

- L’approche de Rice et Tracey [13] permet de bien prédire l’amorçage et le chemin de fissuration sans aucune pré-orientation du maillage. Cependant le calcul n’a pu être poursuivi au-delà de 4 mm de déchirure, faute de convergence des calculs élastoplastiques.
- Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman [15] n’a pas donné de meilleurs résultats pour les mêmes raisons.
- Le modèle de Wilkins [27, 28] conduit à d’excellentes prédictions en termes d’ouverture de fissure (Fig. 9), de trajet de fissuration (Fig. 10) et de forme de fissure. Comme le modèle de Rice et Tracey, ce modèle est découplé. Un traitement de délocalisation du dommage a été introduit dans SYSTUS, permettant de ne pas lier fortement le maillage à la

distance définissant le volume sur lequel est calculé le dommage. La simulation a été stoppée à 14 mm, le raffinement de maillage ne permettant pas d’aller plus loin.

On peut expliquer la performance du modèle de Wilkins par sa capacité à prendre en compte les forts effets de pression hydrostatique qui se manifestent le long de l’interface.

#### 4 Conclusions et perspectives

Cet article met en lumière les difficultés de l’estimation du comportement en rupture ductile des joints soudés fissurés. La première partie concerne la détermination de la résistance en termes de ténacité et de courbe  $J - \Delta a$  : difficultés de prélèvement des éprouvettes, difficulté de

placer la fissure de fatigue à proximité de l'interface (zone de plus faible ténacité), déviation possible sous l'effet des contraintes résiduelles. Ces deux derniers écueils peuvent être évités en pratiquant des entailles latérales peu profondes et en appliquant une compression latérale des éprouvettes avant préfissuration par fatigue.

L'effet du mismatch doit être pris en compte dans l'interprétation des essais en modifiant le facteur  $\eta^p$ . Cette correction dépend du type et de la taille d'éprouvette comme l'analyse des éprouvettes utilisées dans le programme ADIMEW [19].

L'analyse des soudures fissurées est complexe d'abord en raison des problèmes de transférabilité de la courbe  $J - \Delta a$  exacerbés par le mismatch. Mais si la prédiction de l'amorçage peut être effectuée par l'approche globale, seule l'approche locale semble capable de prédire à la fois le trajet de fissuration et l'avancée de la fissure.

## Références

- [1] ASTM standard E1820-08, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Annual Book of American Society of Testing and Materials Standards, Vol. 03.01
- [2] BS 7448-4:1997, Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of fracture resistance curves and initiation values for stable crack extension in metallic materials, The British Standards Institution, ISBN: 0580 27997 9
- [3] ISO 12135-02, Metallic materials – Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, International Organization for Standardization, 2002
- [4] G.P. Gibson, S.G. Druce, C.E. Turner, Effect of specimen size and geometry on ductile crack growth resistance in a C-Mn steel, *Int. J. Fracture* 32 (1986) 219–240
- [5] V.E. Marques, P.F. Louvigné, Ph. Gilles, Ductile tearing predictions in a 304L stainless steel, SMiRT 14, Lyon, France, August 17–22, paper GW11, 1997
- [6] A. Pineau, Modelling of scatter and size effects in ductile and brittle fracture, SMiRT 14, Lyon, France, August 17–22, paper GW1, 1997
- [7] H.A. Ernst, P.C. Paris, J.D. Landes, in *Fracture Mechanics: Thirteenth Conference*, ASTM STP 743, Am. Soc. Testing Mat. (1981) 476–502
- [8] H.A. Ernst, Material Resistance and Instability Beyond J-controlled Crack Growth, in *Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Inelastic Crack Analysis*, ASTM STP 803, American Society of Testing and Materials, I-191-I-213, 1983, Vol. 1
- [9] C.E. Turner, A Re-Assessment of Ductile Tearing Resistance, Part I: The Geometry Dependence of J-R Curves in Fully Plastic Bending. Part II: Energy Dissipation Rate and Associated R-Curves on Normalized Axes, *Fracture Behaviour and Design of Materials and Structures*, ECF8, in: D. Firrao, ed. EMAS, Warley, UK 2 (1990) 933–949, 951–968
- [10] S. Marie, S. Chapuliot, 2D crack growth simulation with an energetic approach, *Nucl. Eng. Des.* 212 (2002) 31–40
- [11] P. Anuschewski, W. Brocks, D. Hellmann, Characterisation of Ductile Tearing Resistance by the Energy Dissipation Rate: Effects of Material, Specimen Shape and Size, Report GKSS 2002/13, GKSS Research Centre Geesthacht, 2002
- [12] Y.J. Chao, X.K. Zhu, Constraint-modified J-R curves and its applications to ductile crack growth, *Int. J. Fracture* 106 (2000) 135–160
- [13] J.R. Rice, D.M. Tracey, On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *J. Mech. Phys. Solids* 17 (1969) 201–217
- [14] A. Gurson, Continuous Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I – Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media, *ASME J. Eng. Mater. Technol.* 99 (1997) 2–15
- [15] V. Tvergaard, A. Needleman, Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar, *Acta Metallurgica* 32 (1984) 157–169
- [16] G. Rousselier, Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture, *Nucl. Eng. Des.* 105 (1987) 97–111
- [17] C. Faïdy, Structural integrity of dissimilar welds – ADIMEW project overview. Proc. PVP 2004, ASME Pressure Vessel and Piping Conference, USA, 2004 Vol. 475, pp. 3–10
- [18] SINTAP: Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry, Final Procedure, Brite-Euram Project No. BE95-1426, British Steel, 1999
- [19] Recommandation d'essais de mesure de la résistance à la déchirure ductile des matériaux métalliques (essais  $J - \Delta a$ ), Commission Fragilité Rupture de la Société Française de Métallurgie (GFR SF2M), juin 1990
- [20] Ph. Gilles, J. Devaux, M.F. Cipièrre, ADIMEW project: Ductile tearing prediction of a cracked 16 dissimilar welded junction, Proc. of PVP2004, ASME Pressure Vessel and Piping Conference, San Diego, USA, 2004, Vol. 475
- [21] M.T. Kirk, R.H. Dodds,  $J$  and CTOD estimation for shallow cracks in single edge notched bend specimens, *J. Test. Eval.* 21 (1993) 228–238
- [22] P. Hornet, C. Eripret, Experimental  $J$  evaluation from a load-displacement curve for homogeneous and over-matched SENB or CCT specimens, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 26 (1997) 679–692
- [23] S. Marie, Y. Kayser, B. Drubay, P. Le Delliou, P. Gilles, B. Barthelet, J. Schwab, Analytical method for the calculation of  $J$  Parameter for surface cracks in piping welds, PVP conference, Chicago, Illinois, USA, 2008
- [24] R6 Revision 4: Assessment of the Integrity of Structures containing Defects, Section III.8 Allowance for strength mis-match effects, British Energy Generation Ltd., 2001
- [25] K.H. Schwalbe, R.A. Ainsworth, C. Eripret, C. Franco, P. Gilles, M. Koçak, H. Pisarski, Y.Y. Wang, Common views on the effect of yield strength mismatch on testing and structural assessment, Proc. 2nd Int. Symp. Mismatching of Interfaces and Welds, GKSS, 1997
- [26] Ph. Gilles, V. Robin, J. Devaux, Ductile tearing behavior near a bimetallic interface, EMMC9 EUROMECH-MECAMAT conference, Moret sur Loing, Presses de l'école des Mines de Paris, ISBN: 978-2-911762-73-4, 2006
- [27] M.L. Wilkins. R.D., Streit, J.E., Reaugh, Cumulative-strain-damage model of ductile fracture: Simulation and prediction of engineering fracture tests, Technical Report UCRL-53058, Lawrence Livermore National Laboratory, October 1980
- [28] M.L. Wilkins, Computer Simulation of Dynamic Phenomena, Springer Verlag, 1999, ISBN: 978-3-540-63070-8