

## **Estimation de la durée de vie d'un collecteur en acier P91**

Sylvain Leclercq, Jacques Besson, Patrick Le Delliou, Vincent Gaffard,  
Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon

► **To cite this version:**

Sylvain Leclercq, Jacques Besson, Patrick Le Delliou, Vincent Gaffard, Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon. Estimation de la durée de vie d'un collecteur en acier P91. Matériaux 2010, Oct 2010, Nantes, France. 8 p. hal-00570583

**HAL Id: hal-00570583**

**<https://hal-mines-paristech.archives-ouvertes.fr/hal-00570583>**

Submitted on 1 Mar 2011

**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.

## Estimation de la durée de vie d'un collecteur en acier P91

Sylvain Leclercq<sup>a</sup>, Jacques Besson<sup>b</sup>, Patrick Le Delliou<sup>c</sup>, Vincent Gaffard<sup>d</sup>, Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon<sup>e</sup>

<sup>a</sup> EDF R&D, Département Matériaux et Mécanique des Composants, Ecuelles, sylvain.leclercq@edf.fr

<sup>b</sup> Mines ParisTech, Centre des Matériaux, Evry, jacques.besson@ensmp.fr

<sup>c</sup> EDF R&D, Département Matériaux et Mécanique des Composants, Ecuelles, patrick.le-delliou@edf.fr

<sup>d</sup> Mines ParisTech, Centre des Matériaux, Evry, vincent.gaffard@ensmp.fr

<sup>e</sup> Mines ParisTech, Centre des Matériaux, Evry, anne-francoise.gourgues-lorenzon@ensmp.fr

---

### RESUME:

Les aciers ferritiques-martensitiques P91 sont réputés pour leur bonnes propriétés de tenue au fluage. Déjà largement présents dans les centrales thermiques classiques, ils sont candidats pour une utilisation dans les futurs réacteurs nucléaires de génération IV.

L'intégrité des jonctions soudées est un sujet d'intérêt tant pour les ingénieurs que pour les chercheurs depuis de nombreuses années. Cet intérêt est d'autant plus prononcé, dans le cas des aciers P91, qu'il est connu que le soudage a des conséquences importantes sur leur tenue au fluage. La rupture apparaît dans la Zone Affectée Thermiquement (rupture de type IV dans la zone intercritique) délimitée d'un côté par le métal de base, de l'autre par le métal d'apport. Cette zone ductile présente des propriétés mécaniques affaiblies par rapport au métal de base. La différence de propriétés mécaniques induit des effets de confinement de la déformation de la ZAT de type IV, la soumettant à des chargements multiaxiaux complexes.

L'objet du présent papier est double. D'une part on présente les grandes lignes d'un modèle d'approche locale de l'endommagement par fluage du joint soudé de l'acier P91 (9Cr-1Mo-NbV) à 625°C. Ce modèle, basé sur une approche multi-matériaux, met en jeu les propriétés différentes du métal de base, du métal d'apport ainsi que de la ZAT, et en exhibe les conséquences mécaniques sur le développement d'endommagement dans la zone intercritique.

D'autre part, ce modèle est appliqué à la prédiction de la durée de vie en fluage d'un collecteur roulé-soudé en acier P91, fonctionnant à 580°C. La particularité de ce collecteur réside dans son défaut de soudage, qui génère un effet de toit, donc des concentrations de contrainte au niveau du joint soudé. L'effet de ces surcontraintes est traduit en termes de réduction de durée de vie estimée.

**MOTS-CLES :** Aciers 9-12 Cr, joint soudé, fluage, zone affectée thermiquement

---

### 1. Introduction

Les aciers ferritiques-martensitiques P91 sont réputés pour leur bonnes propriétés de tenue au fluage. Déjà largement présents dans les centrales thermiques classiques (au fioul ou au charbon), ils sont candidats pour une utilisation dans les futurs réacteurs nucléaires de génération IV.

Le comportement à haute température de ces aciers, tant pour le métal de base que pour le joint soudé, a été étudié de façon extensive [1-5]. Il a notamment été montré que le soudage avait une influence non négligeable sur la résistance au fluage des aciers de type P91 modifié (9Cr-1Mo-NbV). La rupture apparaît dans la zone affectée thermiquement (rupture de type IV). Cette zone, ductile, est délimitée par le métal de base d'une part et le métal d'apport d'autre part. Elle présente des propriétés mécaniques relativement faibles. Le fait que les métaux de base et d'apport soient plus résistants que la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) induit un effet de confinement de la déformation de la région de type IV et par conséquent des conditions de chargement multiaxial complexes. Aussi, il apparaît clairement que l'usage de critères de conception simples ne peut permettre de prédire correctement la durée de vie en fluage de joints soudés en P91 [6].

Afin d'améliorer les prédictions, de nouvelles approches ont été développées, couplant calcul aux éléments finis et lois de comportement en fluage différenciées pour les différentes zones d'un joint soudé [6-8].

On présente dans ce qui suit l'étude de la durée de vie d'un collecteur roulé-soudé en P91, avec la prise en compte de surcontraintes au niveau de la soudure en raison de la présence d'un défaut géométrique. Pour

cela, des analyses aux éléments finis sont indispensables et on rappellera dans un premier temps les grandes lignes des différentes lois de comportement utilisées [8]. Ensuite, le contexte de l'étude de durée de vie sera développé. Enfin, on présentera une première analyse de durée de vie, basée sur une approche d'ingénieur. Cette approche sera alors comparée à une démarche plus complète d'analyse de l'endommagement du joint soudé par une approche aux éléments finis complète.

## 2. Un modèle de rupture par fluage de joints soudés en P91

### 2.1 Réflexions liminaires

L'objectif est ici de simuler le comportement en fluage d'un joint soudé en P91. Pour cela, on décide de représenter le joint soudé comme un multi-matériau composé du métal de base, de la ZAT et du métal d'apport. Dans un souci de simplification, les propriétés du métal d'apport sont considérées identiques à celles du métal de base, et la ZAT (gros grains, grains fins, intercritique) n'est représentée que par sa zone intercritique, dont on sait qu'elle constitue le maillon faible du joint.

Chaque matériau (métal de base/apport, ZAT intercritique), doit être représenté par une loi de comportement particulière. Pour un matériau donné, cette loi de comportement est basée sur l'interprétation d'essais de fluages sur éprouvettes lisses et sur éprouvettes entaillées, dans le but de générer une augmentation de la triaxialité des contraintes en fond d'entaille. Par rapport à une éprouvette lisse, l'éprouvette entaillée conduit ainsi à une augmentation de la vitesse d'endommagement et une diminution de la vitesse de déformation viscoplastique. La base de données comprend des éprouvettes entaillées faiblement (NC<sub>5</sub> et NC<sub>4</sub>), modérément (NC<sub>1,2</sub>) et fortement (NC<sub>0,25</sub>).

Les éprouvettes lisses et entaillées sont constituées de différents matériaux :

- le métal de base ;
- la ZAT intercritique simulée (par machine Gleeble) ;
- le joint soudé (multimatériau constitué de métal de base, de ZAT intercritique et de métal d'apport)

Des essais de fluage à différentes valeurs de contraintes sont réalisés, à une température de 625°C.

Le modèle développé à partir de ces essais présente un formalisme unique pour les deux matériaux (métal de base et ZAT intercritique simulée). Les paramètres sont fonction du matériau considéré.

On ne présente ici que les grandes lignes du modèle, largement développé dans [8]. Il s'agit d'une approche « multi-mécanismes » viscoplasticité + endommagement, basée sur un couplage entre les équations classiques représentant les mécanismes de fluage « dislocation » et « diffusion », et celles mettant en jeu un endommagement de fluage. Ce type d'endommagement étant lié à la germination, la croissance et la coalescence de cavités, majoritairement aux joints de grains, le choix se porte sur l'approche proposée dans [9], qui se ramène à un modèle GTN (Gurson-Tvergaard-Needleman) [12] dans le cas d'un matériau au comportement indépendant de la vitesse de chargement.

### 2.2 Equations constitutives

On définit classiquement la déformation totale comme la somme d'une déformation élastique  $\underline{\varepsilon}_e$ , d'une déformation viscoplastique de « fluage dislocation »  $\underline{\varepsilon}_{vp}$  et d'une déformation viscoplastique de « fluage diffusion »  $\underline{\varepsilon}_{dif}$ .

La vitesse de déformation du point matériel s'écrit donc :

$$\dot{\underline{\varepsilon}} = \dot{\underline{\varepsilon}}_e + \dot{\underline{\varepsilon}}_{vp} + \dot{\underline{\varepsilon}}_{dif} \quad (1)$$

Si ( $i = dif, vp$ ), la vitesse de déformation  $\dot{\underline{\varepsilon}}_i$  s'écrit :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_i = (1 - f) \dot{p}_i \frac{\partial \phi_i}{\partial \underline{\sigma}} \quad (2)$$

Dans cette relation,  $\dot{p}_i$  représente la vitesse de déformation effective du mécanisme de fluage  $i$ . Celle-ci s'écrit classiquement (loi de Norton) :

$$\dot{p}_i = \dot{\varepsilon}_0 \left\langle \frac{\sigma_i^* - R_i}{\sigma_{0i}} \right\rangle^{n_i} \quad (\dot{\varepsilon}_0, \sigma_{0i} \text{ et } n_i \text{ sont des paramètres matériau}). \quad (3)$$

L'équation 2 postule la loi de normalité au potentiel d'écoulement viscoplastique  $\phi_i$  du mécanisme considéré.

Ce potentiel s'écrit :  $\phi_i = \sigma_i^* - R_i(p_i)$ .

Dans cette équation,  $R_i$  représente l'écroissage isotrope et  $p_m$  la déformation effective.  $\sigma_i^*$  est la contrainte effective (scalaire) définie implicitement par l'équation suivante [9] :

$$\frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma_i^{*2}} + q_1 f^* \left[ h_M(X) + \frac{1-M}{1+M} \frac{1}{h_M(X)} \right] - 1 - q_2^2 \frac{1-M}{1+M} f^{*2} \equiv 0, \quad (4)$$

où  $M$  est l'inverse de l'exposant de fluage du mécanisme  $i$ .  $X$  est donné par la relation  $X = \frac{1}{2} q_2 \frac{\sigma_{kk}}{\sigma_i^*}$  et la

fonction  $h_M(X) = (1 + MX^{1+M})^{1/M}$ .  $\bar{\sigma}$  et  $\sigma_{kk}$  sont classiquement la contrainte équivalente de von Mises et la trace du tenseur des contraintes.  $q_1$  et  $q_2$  sont deux paramètres matériau.

Une variable scalaire d'endommagement,  $f$ , représente la fraction volumique de cavités dues à l'endommagement de fluage. Elle tient compte à la fois de leur germination et de leur croissance. De façon naturelle, on définit donc sa cinétique d'évolution au travers de la relation :  $\dot{f} = \dot{f}_g + \dot{f}_c$  ( $g$  pour germination,  $c$  pour croissance).

De façon évidente,  $\dot{f}_c$  est contrôlée par la conservation de la masse, i.e.

$\dot{f}_c = \dot{f}_{cvp} + \dot{f}_{cdif} = (1-f) \text{trace}(\dot{\varepsilon}_{vp} + \dot{\varepsilon}_{dif})$ . Par ailleurs, on considère que la germination est contrôlée par les deux mécanismes de déformation (dislocation et diffusion), sous la forme :

$\dot{f}_g = \dot{f}_{gvp} + \dot{f}_{gdif} = \sum_i (A_i + B_i \tau^{\alpha_i}) \dot{p}_i$  ( $A_i$ ,  $B_i$  et  $\alpha_i$  sont des paramètres matériau, et  $\tau$  la triaxialité

locale telle que  $\tau = \frac{1}{3} (\sigma_{kk} / \bar{\sigma})$ ).

Dans l'équation (4), la porosité effective  $f^*$  obéit à la relation suivante pour le cas du mécanisme de fluage dislocationnel :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f_{gvp} + f_{cvp} < f_0 \\ f + \delta(f_{gvp} + f_{cvp} - f_0) & \text{si } f_{gvp} + f_{cvp} > f_0 \end{cases} \quad (5)$$

$\delta$  et  $f_0$  sont des paramètres matériau.

Ceci signifie que, dans ce cas uniquement, la coalescence se produit lorsque l'endommagement induit par la viscoplasticité atteint la valeur seuil  $f_0$ .

Dans le cas du mécanisme de fluage par diffusion, la fonction  $f^*$  vaut simplement  $f$ .

Reste à donner une équation d'évolution à l'écroissage isotrope  $R_i$  issu de l'écriture du potentiel  $\phi_i$ .

Concernant le fluage « diffusion », les modèles de fluage de Coble nous incitent à prendre  $R_{dif}$  nul.

Concernant le « fluage dislocation », on considère l'équation suivante qui permet de décrire la transition entre fluage primaire et stationnaire :

$$R_{vp} = Q_1(1 - \exp(-b_1 p_{vp})) - Q_2(1 - \exp(-b_2(p_{vp} - p_0)))H^*(p_{vp} - p_0), \quad (6)$$

où  $H^*(x) = 1$  si et seulement si  $x > 0$ .

### 2.3 Identification paramétrique et résultats

Les paramètres du modèle ont été identifiés à partir de calculs aux éléments finis sur les différents types d'éprouvettes testés (lisses et entaillées - cf figure 1). Pour chaque essai, les propriétés matériau (métal de

base, ZAT intercritique, métal d'apport – supposé identique au métal de base) ont été assignées aux points de Gauss du maillage correspondants.

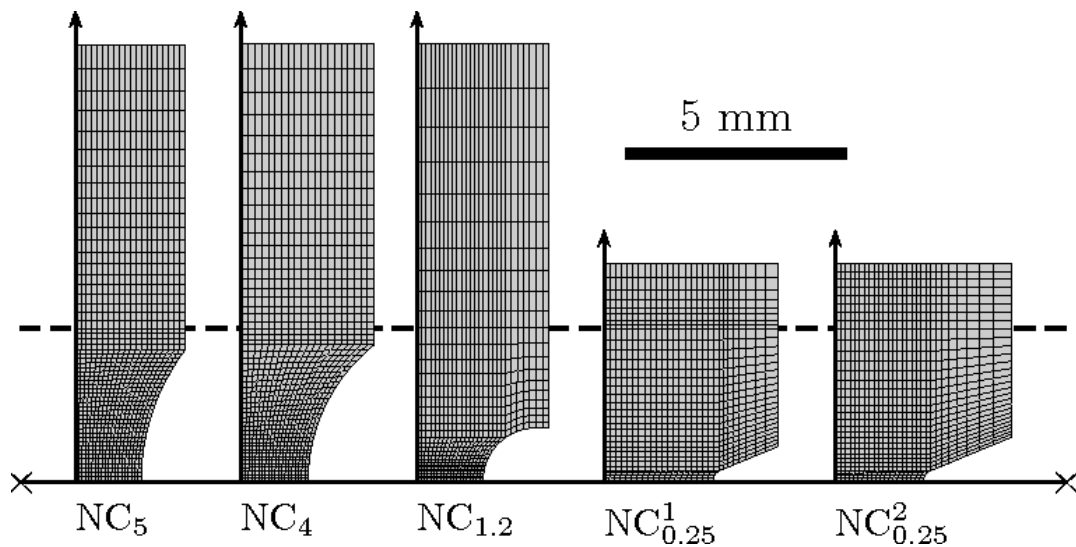


Figure 1 : Maillages des éprouvettes entaillées de fluage utilisées pour caractériser les comportement des matériaux constitutifs du joint soudé.

Les résultats de l'identification paramétrique sont présentés figures 2 et 3. La figure 2 consiste en un diagramme « contrainte – temps à rupture » obtenu à partir d'essais sur éprouvettes lisses, sur lequel les résultats sur métal de base, ZAT intercritique et joint soudé sont comparés à la simulation numérique. Etant données les disparités expérimentales importantes inhérentes aux essais de rupture, les résultats sont considérés comme très bons.

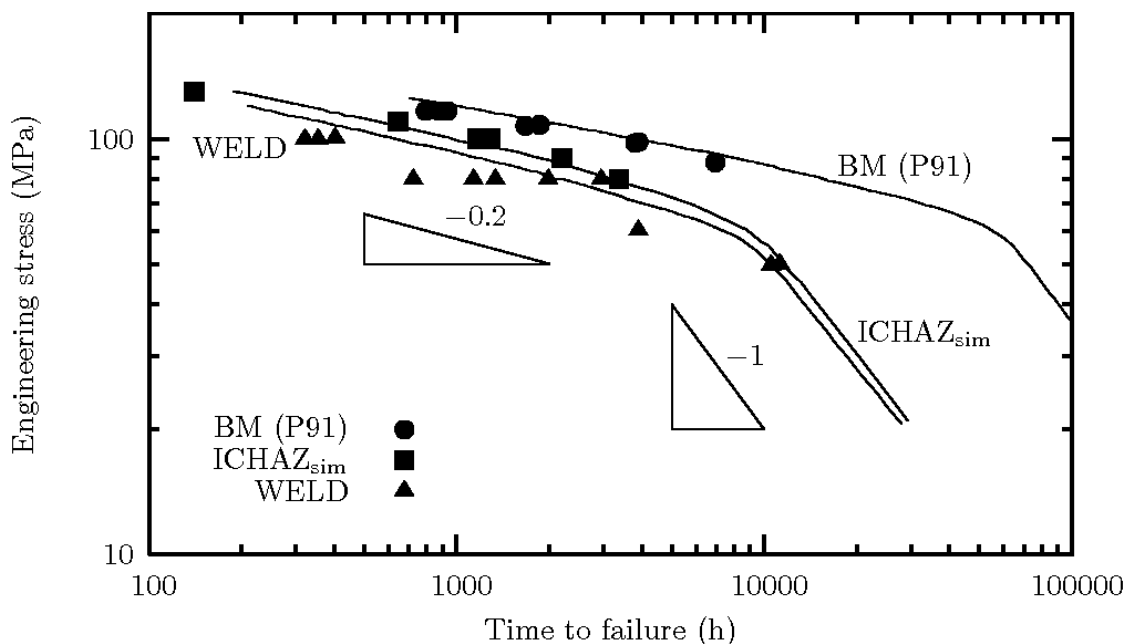


Figure 2 : Diagramme « contrainte – temps à rupture » pour le métal de base, la ZAT intercritique et le joint soudé, pour des essais réalisés à 625°C sur éprouvettes lisses. Les lignes représentent la simulation.

Sur la figure 3, on montre une comparaison expérience-simulation d'essais de fluage sur joint soudé, pour les deux géométries d'éprouvettes  $NC_4$  (entaillée faiblement) et  $NC_{1,2}$  (entaillée modérément). Ici encore, les résultats sont considérés comme très bons.

Les résultats présentés figures 2 et 3 valident en particulier l'hypothèse initiale de simplification du joint soudé, i.e. joint soudé = métal de base + ZAT intercritique + métal d'apport (identique au métal de base).

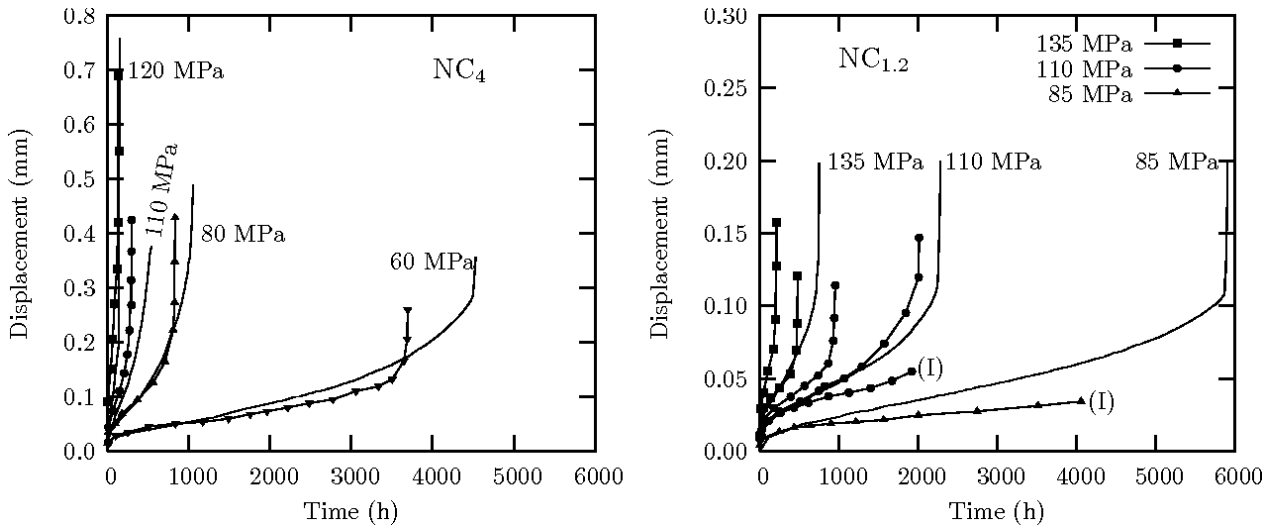


Figure 3 : Comparaison expérience (symboles)- simulation (lignes) d'essais de fluage de joints soudés sur éprouvettes entaillées NC<sub>4</sub> et NC<sub>1.2</sub>. (I) signifie que l'essai a été interrompu avant rupture.

### 3. Application à la durée de vie d'un collecteur roulé-soudé

Dans le domaine de la production d'énergie, l'amélioration du cycle de Carnot est une problématique constante pour diverses raisons, l'une d'elles étant liée au Protocole de Kyoto. Améliorer les rendements des centrales thermiques à énergie fossile signifie augmenter significativement la température de la vapeur. Le bon comportement en fluage des aciers 9-12% Cr a donc largement contribué à leur utilisation pour la fabrication de conduites ou de collecteurs.

Les soudures circulaires sont utilisées pour fabriquer un tube long à partir de plusieurs tronçons plus courts. Les soudures longitudinales, elles, sont nécessaires lorsque les tubes sont fabriqués à partir de plaques.

La présente étude concerne un collecteur fabriqué à partir d'une plaque plate ; on parle de collecteur roulé-soudé. La soudure est longitudinale.

Les dimensions nominales du collecteur sont les suivantes : diamètre extérieur = 609,6 mm, épaisseur = 31 mm, diamètre intérieur = 547,6 mm.

Les conditions de la fabrication industrielle de ce collecteur ont fait qu'il n'est pas parfaitement circulaire. La zone soudée présente un « toit » correspondant à une augmentation locale du diamètre intérieur de 10 mm, comme le montre la Figure 4.

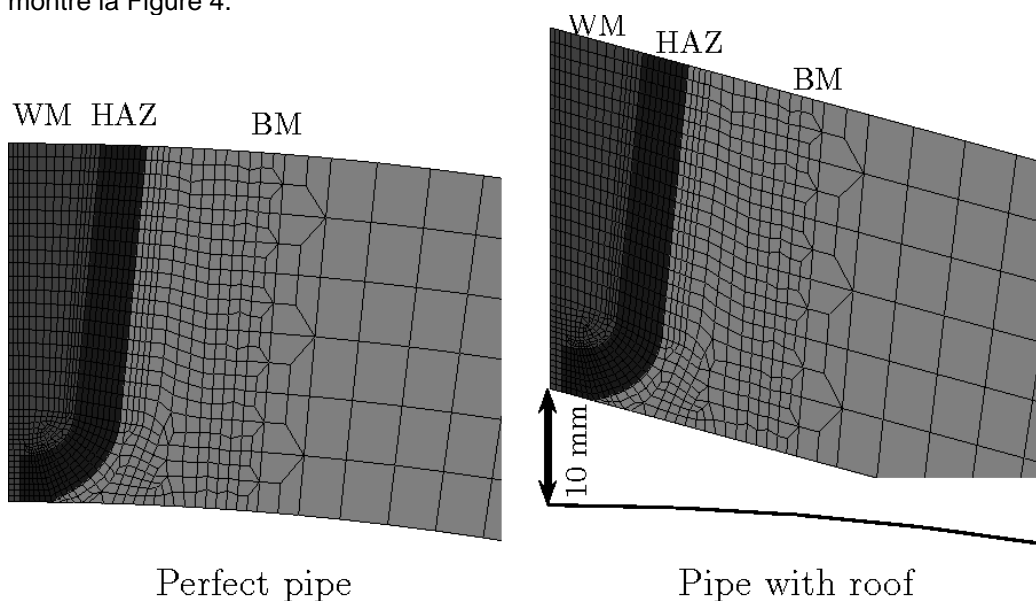


Figure 4 : Géométrie du collecteur roulé-soudé, sans et avec effet de toit

La pression interne de service est égale à 4,1 MPa et la température de service 580°C. L'effet de toit génère une concentration de contrainte près de la ZAT, réduisant ainsi la durée de vie initiale du collecteur. Sans défaut géométrique, la contrainte orthoradiale dans le collecteur ne dépasse pas 40 MPa et sa durée de vie initiale dépasse 250000 h. Cette estimation est basée sur un large retour d'expérience issu de données industrielles et de laboratoire.

En revanche, en présence du défaut géométrique, une analyse simplifiée aux éléments finis montre qu'après une rampe rapide correspondant au chargement mécanique en pression interne, la contrainte principale maximale atteinte au niveau du joint soudé atteint un niveau proche de 90 MPa.

Afin d'estimer la réduction de la durée de vie due à la présence du défaut, deux approches peuvent être suivies : i- développer une approche d'ingénieur simplifiée afin d'estimer l'état de contrainte en peau interne du collecteur, au droit du défaut, et comparer ce résultat aux données disponibles de rupture par fluage des joints soudés en P91 ; ii- développer une analyse d'endommagement aux éléments finis complète, en considérant le joint soudé comme un multi-matériau, chaque phase ayant ses caractéristiques viscoplastiques et d'endommagement propres.

#### 4. Analyse simplifiée

L'analyse simplifiée est conduite en suivant les étapes suivantes :

- i- Réalisation d'un calcul aux éléments finis intégrant la forme effective du collecteur (i.e. avec le défaut de toit). On fait l'hypothèse que le collecteur n'est constitué que de métal de base. Ainsi, le modèle présenté plus haut est utilisé. Seul le mécanisme de déformation viscoplastique intervient. L'endommagement est inhibé ;
- ii- Ce calcul permet de déterminer la contrainte maximale d'ouverture de la structure, au droit du défaut géométrique ;
- iii- Cette contrainte maximale est utilisée pour estimer la durée de vie du collecteur en utilisant une base de données de ruptures de type IV de joints soudés en P91.

La figure 5 présente le temps à rupture en fonction de la contrainte conventionnelle appliquée, à 565°C et 600°C, pour une rupture de type IV. Les résultats expérimentaux sur joint soudé sont encadrés via un facteur de correction de la contrainte supposée appliquée au métal de base. Usuellement, des facteurs de correction entre 20% et 40% sont utilisés. Ce facteur de correction est défini comme la réduction de contrainte qui doit être appliquée à la soudure pour obtenir le même temps à rupture que pour le métal de base. D'après les résultats de la figure 5 on estime à 30% la valeur de la correction à prendre en compte pour cette étude.

L'analyse simplifiée aux éléments finis montre qu'après un transitoire rapide, la contrainte principale maximale est proche de 90 MPa, quelle que soit la valeur de la température. Comme la température du collecteur (580°C) ne correspond pas à celles de la base de données de rupture (565°C et 600°C), cette base ne peut être utilisée directement, mais des bornes peuvent être définies.

Une prédiction « pessimiste », se basant sur un facteur de correction des contraintes de 40%, donne un temps à rupture compris entre 10000h et 50000h. La borne basse de 10000h peut être utilisée car le collecteur n'a effectivement pas rompu en-deçà de 10000h de fonctionnement. On peut toutefois affiner cette analyse en utilisant le facteur de correction de 20%, à 600°C. Dans ce cas, on prédit une rupture entre 25000h et 50000h.

Il est à noter qu'en utilisant cette analyse simplifiée, un collecteur sans défaut géométrique pourrait fonctionner très longtemps, la contrainte orthoradiale d'ouverture en peau interne étant alors comprise entre 36 MPa et 41 MPa.

#### 5. Analyse complète

Afin de réaliser l'étude complète aux éléments finis, il était nécessaire de déterminer les paramètres matériau à 580°C. Des données de fluage supplémentaires ont été acquises afin de déterminer les paramètres matériau correspondant au fluage « dislocations ». Les paramètres de fluage « diffusion » ont été obtenues en utilisant une énergie d'activation de 174 kJ/mol [10]. Afin de simplifier l'étude, les paramètres régissant la cinétique d'endommagement sont supposés ne pas dépendre de la température.

L'analyse complète a été effectuée en utilisant ces paramètres matériau avec le maillage décrit figure 4, maillage auxquelles ont été appliquées les conditions de chargement thermomécanique représentatives de celles rencontrées en service par le collecteur roulé-soudé. Les résultats montrent une première rupture en

un point matériel après 78000h. La rupture complète intervient après 82000h de fonctionnement. Toutefois, des zones fortement endommagées peuvent être observées bien avant. Par exemple, une fraction volumique d'endommagement de 20% est présente dans la ZAT intercritrique dès 33000h de fonctionnement. L'analyse aux éléments finis montre que le champ de contrainte dans le joint est fortement hétérogène. Ceci est dû à la flexion induite par le défaut de circularité. La peau interne du tube est par conséquent plus chargée que la paroi externe. Une redistribution des contraintes depuis la partie très endommagée vers le matériau sain permet ainsi le développement stable de la zone d'endommagement.

La comparaison de ces résultats avec ceux issus de l'analyse simplifiée conduit à considérer un endommagement de 20% comme une valeur « raisonnable » de critère de rupture pour le matériau qui nous occupe. Cette valeur est tout à fait cohérente avec celles avancées classiquement dans les théories de la mécanique de l'endommagement (voir par exemple [11]).

Il est à noter que, sur la base de la présente analyse aux éléments finis, une durée de vie plus longue pourrait être envisagée, mais au prix du développement de zones fortement endommagées au sein du joint soudé.

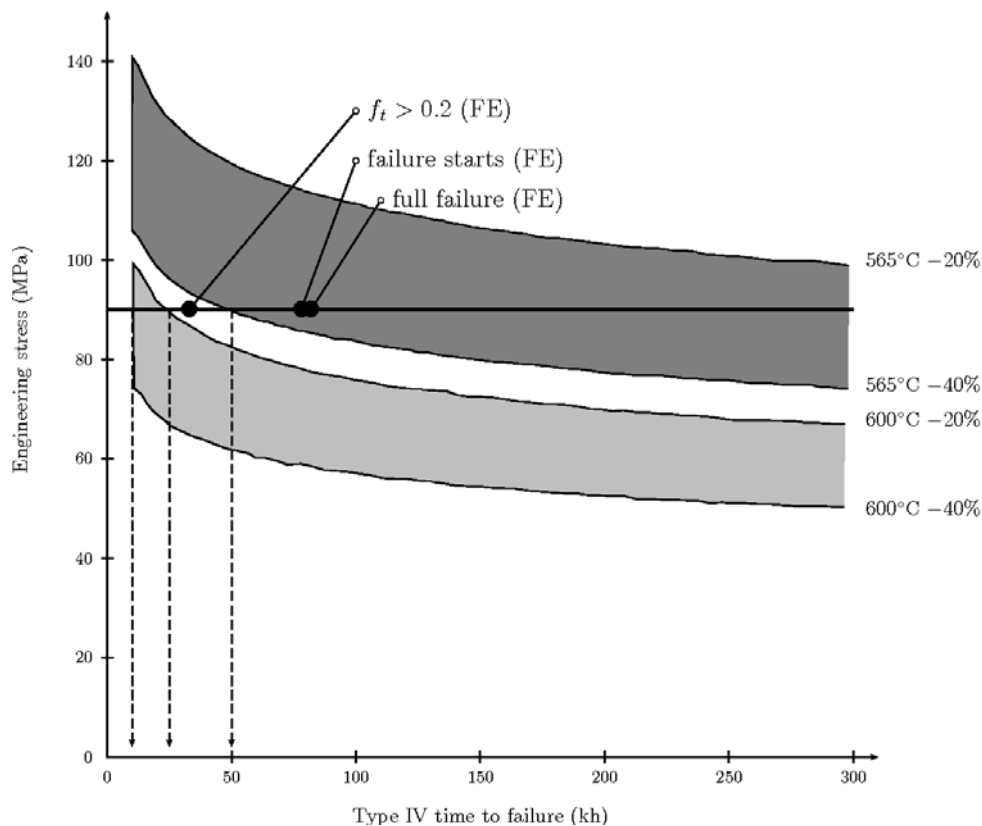


Figure 5 : Relation entre le temps à rupture et la contrainte conventionnelle appliquée pour une rupture de type IV à 565°C et 600°C. Les cercles pleins représentent les résultats de l'étude aux éléments finis complète.

## 6. Conclusions

L'approche locale de la rupture par fluage a été appliquée pour décrire le comportement de joints soudés en acier Grade 91, testés à 625°C. Il a été montré que l'on pouvait représenter ces joints soudés par un multimatériau constitué du métal de base, de ZAT intercritrique (la zone la plus faible de la ZAT), et du métal d'apport dont les propriétés mécaniques sont supposées identiques à celles du métal de base.

Les propriétés mécaniques du métal de base et de la ZAT intercritrique (simulée à partir d'une machine Gleeble) ont été déterminées à partir d'essais de fluage sur éprouvettes lisses et entaillées. L'effet d'entaille a été pris en compte.



Une loi de comportement « multimécanismes » (viscoplasticité – dislocation et diffusion – et endommagement) a été identifiée pour ces deux matériaux à 625°C. Ses paramètres ont été ajustés ensuite pour être valides à la température de 580°C.

Ces résultats ont alors été utilisés pour estimer la durée de vie d'un collecteur roulé-soudé, avec défaut de géométrie (effet de toit) au niveau de la soudure longitudinale. Deux méthodes ont été utilisées : i- Une méthode basée sur le retour d'expérience industriel des ruptures de joints soudés en P91 et ii- une méthode complète impliquant la simulation numérique de l'endommagement du collecteur en utilisant le modèle d'approche locale.

Les deux méthodes fournissent des résultats cohérents entre elles.

### References:

- [1] DeWitte M., Coussement C., Creep properties of 12%Cr and improved 9%Cr weldments, Mater High Temp 9(4), pp. 179-184, 1991.
- [2] Kojima T., Hayashi K., Kajita Y., HAZ softening and creep-rupture strength of high Cr ferritic steel weldments, ISIJ Int. 35(10), pp. 1284-1290, 1995.
- [3] Foldyma V., Jakobova A., Riman R., Gemperle A., Effect of structural factors on the creep-properties of modified chromium steels, Steel Res. 62(10), pp. 453-458, 1991.
- [4] Spigarelli S., Quadrini E., Analysis of the creep behaviour of modified P91 (9Cr-&Mo-NbV) welds, Mater. Design 23(6), pp. 547-552, 2002.
- [5] Gaffard V., Gourgues A.F., Besson J., High temperature flow and damage properties of the weakest area of 9Cr-1Mo-NbV steel weldments, ISIJ Int. 45(12), pp. 1915-1924, 2005.
- [6] Perrin I.J., Hayhurst D.R., Ainsworth R.A., Approximate creep rupture lifetimes for butt welded ferritic steel pressurised pipes, Eur. J. Mech. 19A(2), pp. 223-258, 2000.
- [7] Eggeler G., Ramteke A., Coleman M., Chew B., Peter G., Burblies J. et al, Analysis of creep in a welded P91 pressure-vessel, Int. J. Pressure Vessels Piping 60(3), pp. 237-257, 1994.
- [8] Gaffard V., Besson J., Gourgues-Lorenzon A.F., Creep failure model of a tempered martensitic stainless steel integrating multiple deformation and damage mechanisms, Int. J. Fract. pp. 139-166, 2005.
- [9] Leblond J.B., Perrin G., Suquet P., Exact results and approximate models for porous viscoplastic solids, Int. J. Plasticity 10(3), pp. 213-235, 1994.
- [10] Frost H.J., Ashby M.F., Deformation-mechanism maps : the plasticity and creep of metals and ceramics. Oxford. Pergamon Press, 1982.
- [11] Lemaitre J., Chaboche J.L., Mécanique des Matériaux Solides, Dunod, 1988.
- [12] Tvergaard V., Material failure by void growth to coalescence, Adv. Appl. Mech.27, pp. 83-151, 1990.