

Application du modèle d'endommagement

Maintenant que le modèle d'endommagement a été identifié, il s'agit d'examiner dans quelle mesure il correspond aux essais réalisés. Avant d'appliquer le modèle aux essais de propagation de fissure intergranulaire en relaxation sur éprouvettes CT, comparons les prédictions du modèle aux essais réalisés sur éprouvettes lisses et regardons comment le modèle peut s'intégrer analytiquement dans certains cas.

V.3.1 Essais sur éprouvettes lisses et calculs analytiques sur élément de volume

V.3.1.1 Acier 316L(N) à l'état écroui

Dans le cas de l'acier à l'état écroui, le terme correspondant à l'effet de pré-déformation est à saturation. Le modèle se réduit donc à la formule suivante :

$$\begin{cases} dD = A (1+m.D) \exp\left(q \left(\frac{\sigma_l}{\sigma_{eq}}\right)\right) d\varepsilon_{eq} & \text{si } \dot{\varepsilon}_{eq} \leq \dot{\varepsilon}_C \\ dD = 0 & \text{si } \dot{\varepsilon}_{eq} > \dot{\varepsilon}_C \end{cases}$$

Si on suppose de plus que l'état de contrainte est uniaxial, alors le rapport σ_l/σ_{eq} vaut 1 et le modèle d'endommagement s'écrit simplement :

$$\begin{cases} dD = A (1+m.D) \exp(q) d\varepsilon_{eq} & \text{si } \dot{\varepsilon}_{eq} \leq \dot{\varepsilon}_C \\ dD = 0 & \text{si } \dot{\varepsilon}_{eq} > \dot{\varepsilon}_C \end{cases}$$

Si la vitesse de déformation est toujours inférieure au seuil de $3 \cdot 10^{-8} \text{ s}^{-1}$, le modèle s'intègre facilement et s'écrit alors :

$$D = [\exp(m A \varepsilon_{eq} \exp(q)) - 1] / m$$

On peut donc calculer la déformation pour laquelle l'endommagement correspond à la limite de détection de l'endommagement au microscope optique :

$$\varepsilon_{eq_initiation} = \ln(1 + m D_{initiation}) / [m A \exp(q)]$$

On obtient ainsi une déformation de 1.3% pour un seuil d'endommagement de 0.2%. Cette valeur n'est pas très éloignée de la déformation de fin de stade secondaire de fluage mesurée sur les éprouvettes lisses qui est comprise entre 0.3% et 0.8%. Le modèle identifié dans un domaine où le taux de triaxialité des contraintes est relativement élevé permet donc de rendre compte de la cinétique d'endommagement sur éprouvettes lisses en acier 316L(N) à l'état écroui.

Par un raisonnement analogue, on obtient 3.2% pour la déformation correspondant au seuil d'endommagement de 4%. Rappelons que le modèle d'endommagement proposé n'est pas un modèle de rupture. Le seuil d'endommagement de 4% que nous avons identifié correspond au début de la coalescence des micro-fissures et non à la rupture de l'éprouvette. Cette coalescence entraîne l'accroissement progressif de la vitesse de déformation qui cause la transition de mécanisme de rupture. L'allongement à rupture des éprouvettes testées en fluage (de l'ordre de 9%) est donc naturellement supérieur à la déformation calculée.

Les calculs précédents sont également valables en relaxation (à partir du moment où la vitesse de déformation est inférieure au seuil). Or la déformation de relaxation est de l'ordre de 0.2% ($\Delta\sigma/E$ avec $\Delta\sigma = 300 \text{ MPa}$ et $E = 150 \text{ GPa}$). Le modèle prévoit donc qu'il n'y a pas d'endommagement intergranulaire en relaxation sur éprouvette lisse y compris pour l'acier « fragilisé » par écrouissage.

Examinons maintenant l'effet du taux de triaxialité des contraintes. On suppose que le rapport σ_1/σ_{eq} est constant en cours d'essai avec σ_1 et σ_{eq} les contraintes principales maximale et équivalente respectivement. Les calculs précédents peuvent alors être reproduits simplement en remplaçant q par $q \times \sigma_1/\sigma_{eq}$. On peut ainsi tracer la courbe présentée sur la Figure 234. Cette figure montre l'importance de l'effet de la triaxialité des contraintes sur la déformation correspondant à un niveau d'endommagement calculé donné. En supposant que la relaxation des contraintes corresponde à une déformation de 0.2%, cette figure indique que le risque de fissuration pour l'acier 316L(N) à l'état écroui est très faible pour des rapports σ_1/σ_{eq} inférieurs à 1.75 et en revanche très important pour des rapports σ_1/σ_{eq} supérieurs à 2.1. Le modèle proposé ici, comme les modèles issus de la littérature (cf. § IV.1.3), montrent donc que le taux de triaxialité des contraintes résiduelles est un paramètre essentiel à l'évaluation du risque de fissuration en relaxation.

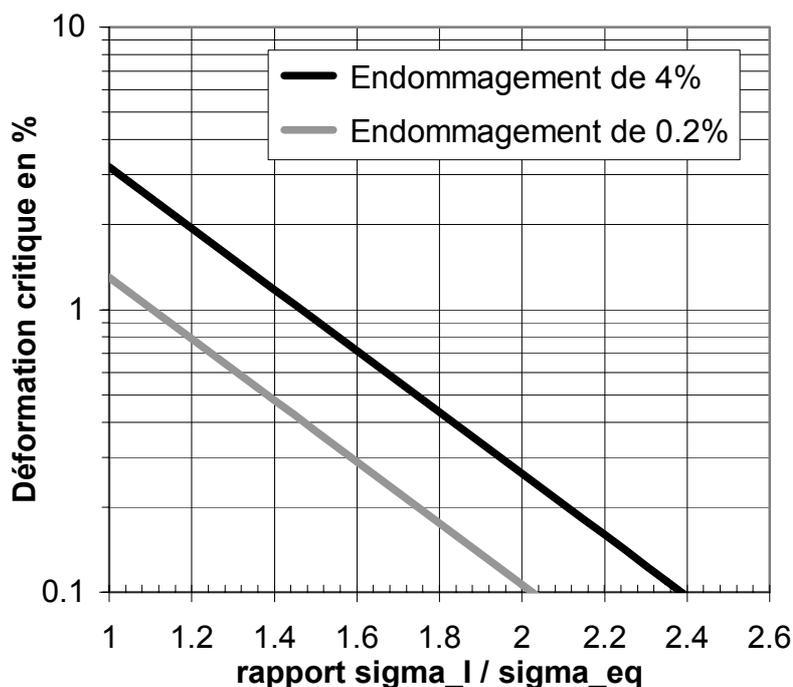


Figure 234 : Déformation viscoplastique pour des endommagements calculés de 0.2% et de 4%, en fonction du rapport entre la plus grande contrainte principale et la contrainte équivalente de Von Mises, cas de l'acier 316L(N) à l'état écroui par laminage ($\varepsilon_{eq_p} = 17.9\%$)

V.3.1.2 Acier 316L(N) à l'état hypertrempé

Lorsque l'on suppose le rapport σ_I/σ_{eq} constant, le modèle d'endommagement proposé s'intègre également facilement quelle que soit la pré-déformation plastique, pourvu que la vitesse de déformation de fluage ou de relaxation soit toujours en-dessous du seuil de 3.10^{-8} s^{-1} . Il suffit de remplacer dans les équations précédentes le paramètre A par la fonction suivante :

$$f(\varepsilon_{eq_p}) = A \left[1 - B \left(\exp - \left(\frac{\varepsilon_{eq_p}}{\varepsilon_0} \right)^r \right) \right]$$

Cette fonction, appelée fonction de transition, est tracée sur la Figure 235.

La déformation correspondant à une valeur d'endommagement donnée peut donc être calculée ainsi :

$$\varepsilon_{eq} = \ln(1 + m D) / [m f(\varepsilon_{eq_p}) \exp(q \times \sigma_I/\sigma_{eq})]$$

Dans le cas uniaxial, on obtient alors la courbe présentée sur la Figure 236. Naturellement, la déformation critique diminue lorsque la pré-déformation augmente. On constate également que la déformation d'initiation de l'endommagement ($D = 0.2\%$) prévue par le modèle est voisine de la déformation de fin de stade secondaire de fluage des éprouvettes lisses en acier 316L(N) à l'état hypertrempé dont la vitesse de déformation stationnaire est inférieure à 3.10^{-8} s^{-1} . Le modèle identifié à partir des essais de fluage sur éprouvette entaillées rend donc bien compte des essais réalisés sur éprouvettes lisses.

Le cas des rapports σ_I/σ_{eq} constants mais différents de l'unité est illustré sur la Figure 237. Si on considère que la déformation de relaxation est de 0.2%, cette figure indique que le risque de fissuration en relaxation d'un acier écroui de 6% est faible tant que le rapport σ_I/σ_{eq} ne dépasse pas 2.3. Pour ce même niveau de triaxialité, le risque de fissuration en relaxation de l'acier écroui de 17.5% est revanche très élevé. Le niveau d'écrouissage des zones affectées par le soudage est donc déterminant pour le risque de fissuration en relaxation.

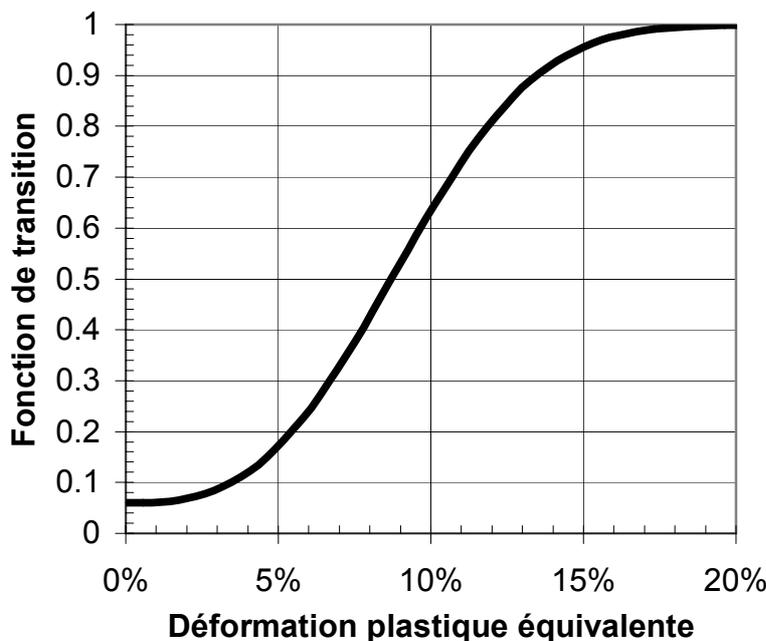


Figure 235 : Fonction de transition représentant l'effet de la pré-déformation plastique sur l'endommagement intergranulaire

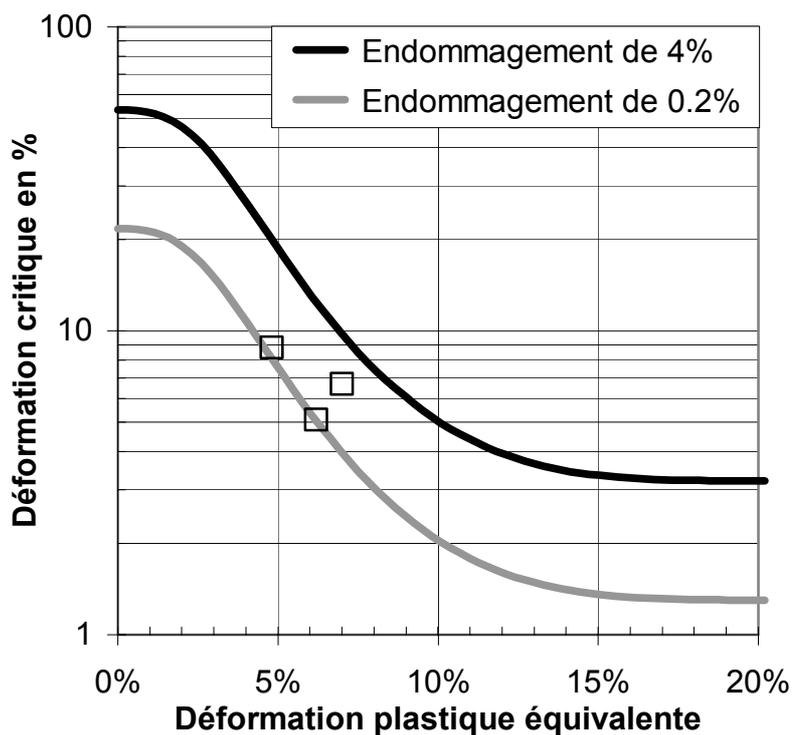


Figure 236 : Déformation viscoplastique pour des endommagements calculés de 0.2% et de 4%, en fonction de la pré-déformation plastique, cas uniaxial, les marques carrées représentent l'allongement de fin de stade secondaire en fonction de l'allongement de mise en charge des éprouvettes lisses en acier 316L(N) à l'état hypertrempé testées en fluage

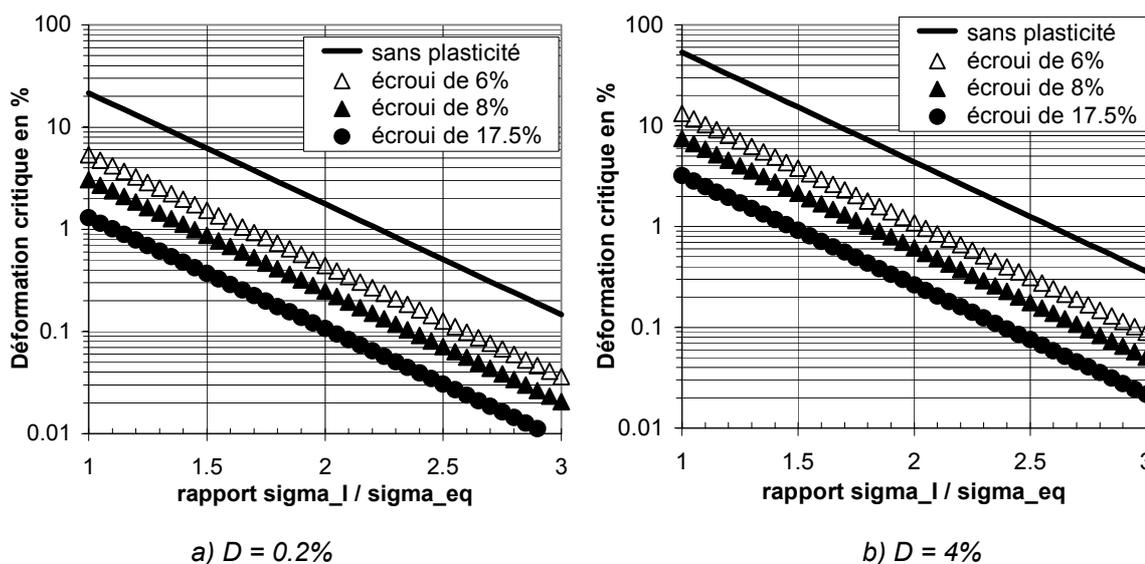


Figure 237 : Déformation viscoplastique pour des endommagements calculés de 0.2% et de 4%, en fonction de la pré-déformation plastique et du rapport entre la plus grande contrainte principale et la contrainte équivalente de Von Misès

V.3.2 Essais sur éprouvette CT

Si l'application du modèle d'endommagement lorsque la pré-déformation plastique est homogène et que le rapport σ/σ_{eq} est constant peut s'effectuer analytiquement, ce n'est pas le cas des éprouvettes CT pré-fissurées. Des simulations par éléments finis à l'aide du code CASTEM2000 ont donc été réalisées. Le maillage 2D, présenté sur la Figure 238, est identique à celui utilisé par Bouche (2000). Comme les autres maillages utilisés au cours de l'étude, il est constitué d'éléments quadrangles à huit nœuds et neuf points de Gauss. Les simulations ont été effectuées avec l'hypothèse de déformation plane et l'option grands déplacements. Les efforts macroscopiques ont été calculés pour une épaisseur de 10 mm. Par raison de symétrie, le déplacement vertical du ligament est bloqué. L'ouverture de l'éprouvette correspond au déplacement vertical du centre de la goupille non représentée sur la Figure 238.

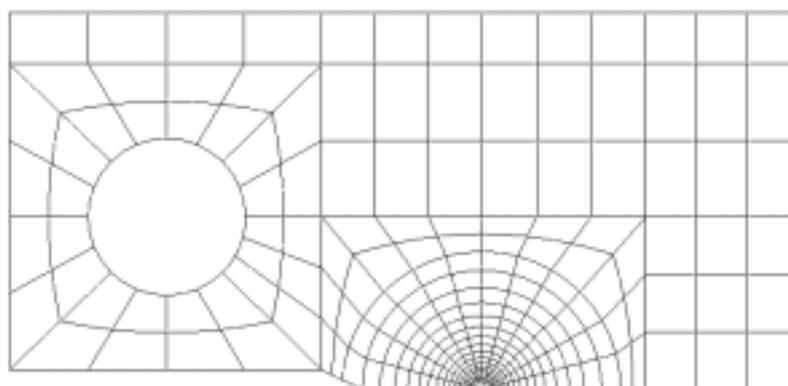


Figure 238 : Maillage 2D d'une demi-éprouvette CT utilisé pour la simulation des essais de relaxation et de traction lente à l'aide du code CASTEM2000

V.3.2.1 Essais de relaxation

La Figure 239 montre que les simulations par éléments finis reproduisent de façon satisfaisante les courbes de mise en charge des essais de relaxation sur éprouvettes CT pré-fissurées. La Figure 240 montre qu'en ce qui concerne les courbes de relaxation, l'accord entre simulations et expérience est moins bon. Les simulations sont réalisées sans tenir compte de la propagation de fissure. Le modèle d'endommagement est simplement appliqué en post-traitement. Il est donc naturel que l'effort calculé soit plus important que l'effort mesuré dans le cas de l'acier à l'état écroui qui mène à la propagation de fissure. En revanche, dans le cas de l'acier à l'état hyperefforté, le décalage entre simulations et mesures est uniquement dû à la difficulté, mentionnée au paragraphe V.1.2.2, de bien rendre compte du comportement en relaxation à l'aide du modèle DDI identifié à partir des essais de fluage.

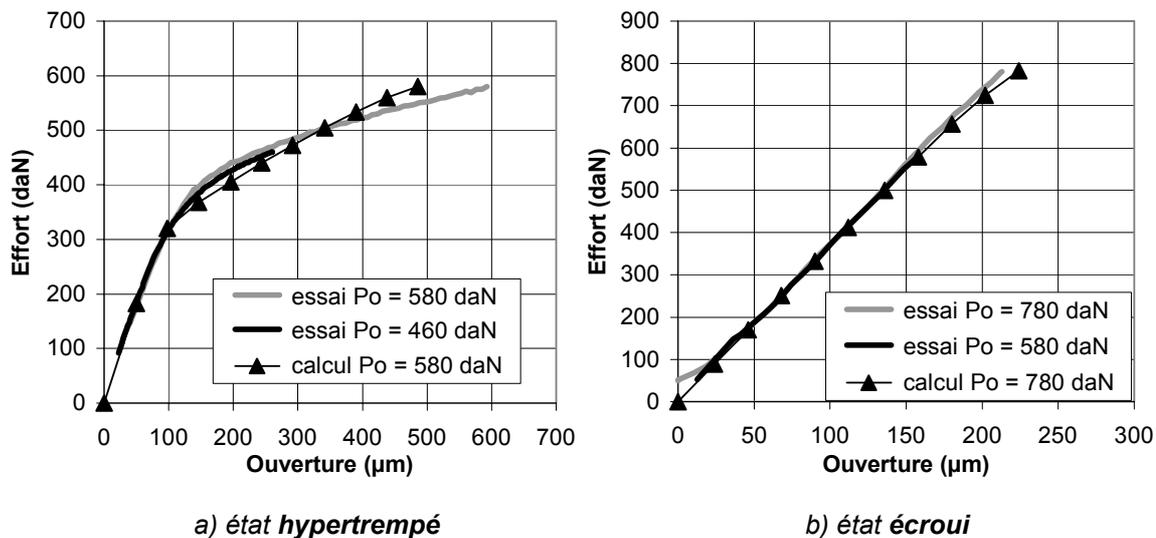


Figure 239 : Courbes de **mise en charge** mesurées expérimentalement et simulées par éléments finis concernant les essais de relaxation sur éprouvettes CT pré-fissurées, acier 316L(N) à l'état écroui et à l'état hypertrempé, vitesse d'ouverture : 24 $\mu\text{m}/\text{min}$

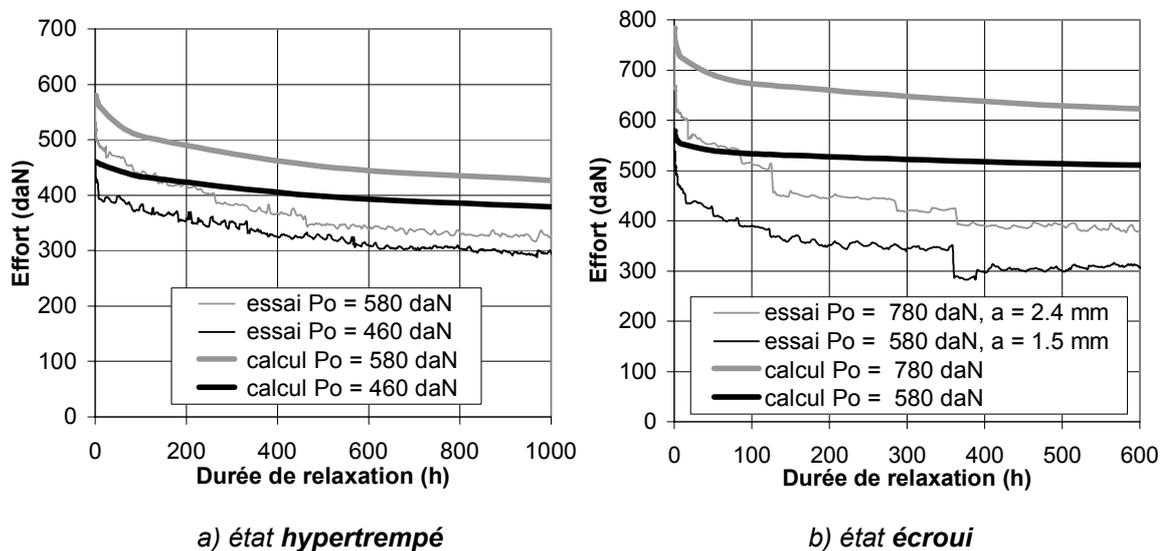


Figure 240 : Courbes de **relaxation** sur éprouvettes CT pré-fissurées mesurées expérimentalement et simulées par éléments finis, acier 316L(N) à l'état écroui et à l'état hypertrempé

La Figure 241 présente les contraintes calculées par éléments finis le long du ligament de l'éprouvette CT en acier 316L(N) à l'état écroui testée en relaxation avec une charge initiale de 580 daN. Le rapport entre la plus grande contrainte principale et la contrainte équivalente de Von Misès est maximal quelques dizaines de micromètres en avant de la fissure. La déformation et la vitesse de déformation en cours d'essai sont présentées sur la Figure 242. Conformément au calcul simplifié réalisé à l'aide de la longueur de référence, la vitesse de déformation en avant de la fissure vaut environ 10^{-5} s^{-1} lors de la mise en charge. Cette vitesse diminue rapidement lors de la relaxation proprement dite. La déformation plastique pendant la relaxation est de l'ordre de 0.2% dans la partie du ligament comprise entre la zone d'émoussement et la zone élastique.

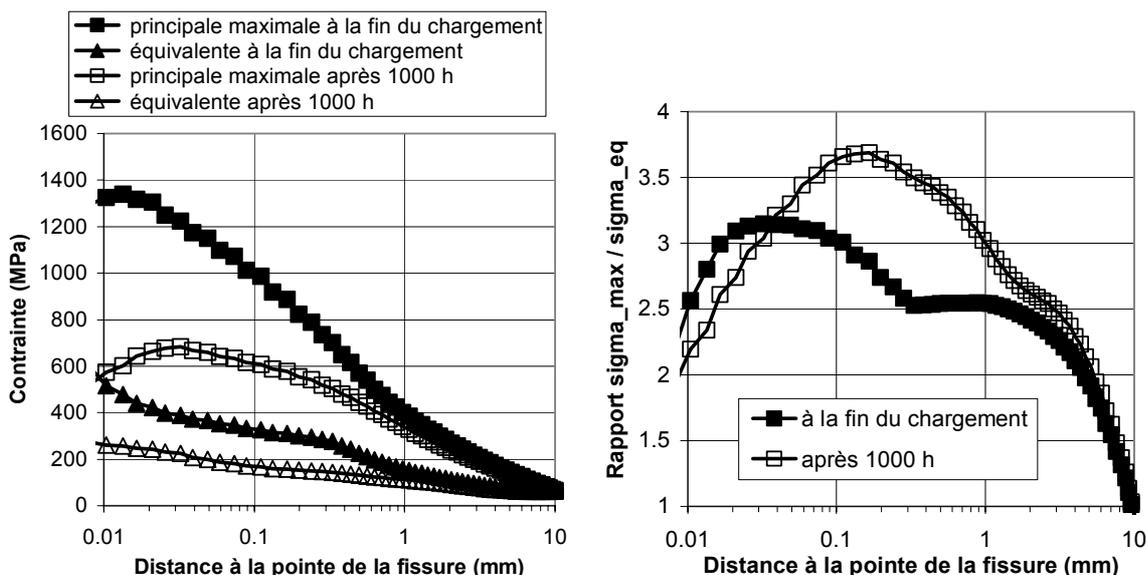


Figure 241 : Contrainte principale maximale et contrainte équivalente de Von Misès le long du ligament de l'éprouvette CT pré-fissurée en acier 316L(N) à l'état écroui testée en relaxation à 600°C, $P_o = 580 \text{ daN}$, simulation par éléments finis

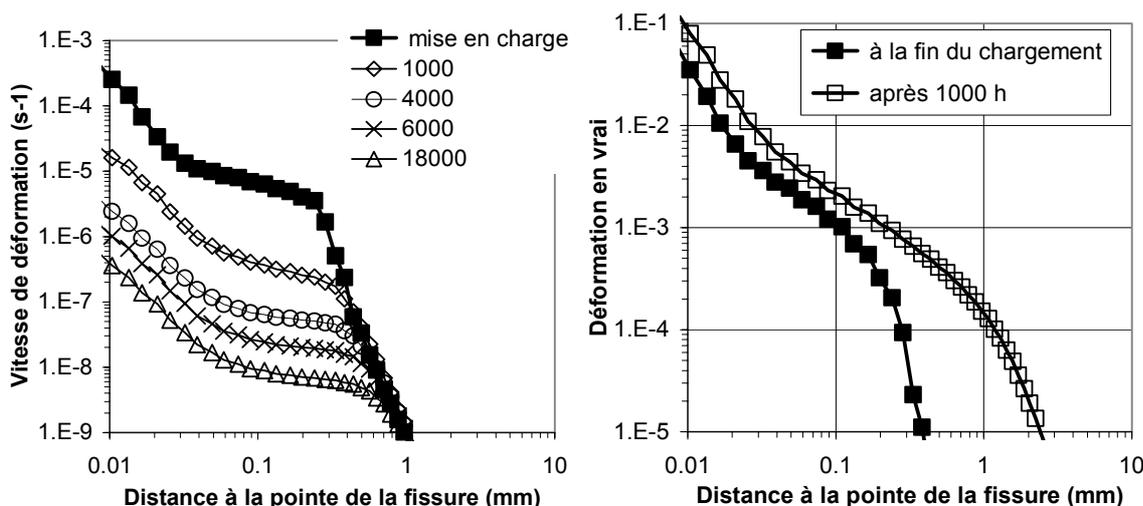


Figure 242 : Déformation et vitesse de déformation le long du ligament de l'éprouvette CT pré-fissurée en acier 316L(N) à l'état écroui testée en relaxation à 600°C, $P_o = 580 \text{ daN}$, simulation par éléments finis, les nombres en légendes indiquent le temps en secondes

L'application du modèle d'endommagement intergranulaire à cet essai de relaxation est présentée sur la Figure 243. On a volontairement limité l'endommagement à 4% pour visualiser plus facilement la répartition de l'endommagement. Le modèle prévoit bien le développement rapide de l'endommagement intergranulaire pendant la relaxation. On constate que l'endommagement calculé est non nul uniquement au voisinage de 80 μm de la pointe de la fissure. Au voisinage immédiat de la pointe de la fissure, l'acier se déforme davantage mais sa vitesse de déformation est trop élevée ce qui empêche l'endommagement intergranulaire de se développer. La zone plus éloignée de la pointe de la fissure se déforme suffisamment lentement mais pas en quantité suffisante pour que l'endommagement puisse se développer. Le fait que l'endommagement soit ainsi confiné est particulièrement intéressant car un critère de propagation pourrait alors être établi sans l'intervention d'une distance caractéristique (Poquillon et al. 1997). Cette distance caractéristique est fréquemment associée à la taille de grain, qui vaut dans le cas présent 60 μm . La Figure 243b montre que l'évolution de l'endommagement calculé à cette distance est similaire à celle du maximum de l'endommagement. Dans les deux cas, le modèle d'endommagement prévoit l'initiation de la fissure en relaxation en quelques heures seulement, ce qui est cohérent avec les observations expérimentales.

Des simulations par éléments finis d'essais de relaxation sur éprouvettes CT pré-fissurées moins chargées ont également été effectuées. Comme l'indique la Figure 244, le modèle prévoit, en accord avec l'expérience, que le début de propagation de la fissure en relaxation est relativement peu affectée lorsque la charge initiale est diminuée de 580 daN à 380 daN (K_0 de 31 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ et 20 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ respectivement). Dans le cas d'une charge initiale de 180 daN (K_0 de 10 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$), le modèle prévoit que la propagation de la fissure est retardée mais se produit tout de même. L'application du modèle confirme donc le fait que s'il existe un facteur d'intensité des contraintes seuil en-dessous duquel la propagation de fissure en relaxation sur l'acier à l'état écroui n'intervient pas avant 600 heures, celui-ci est très faible : de l'ordre de 10 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

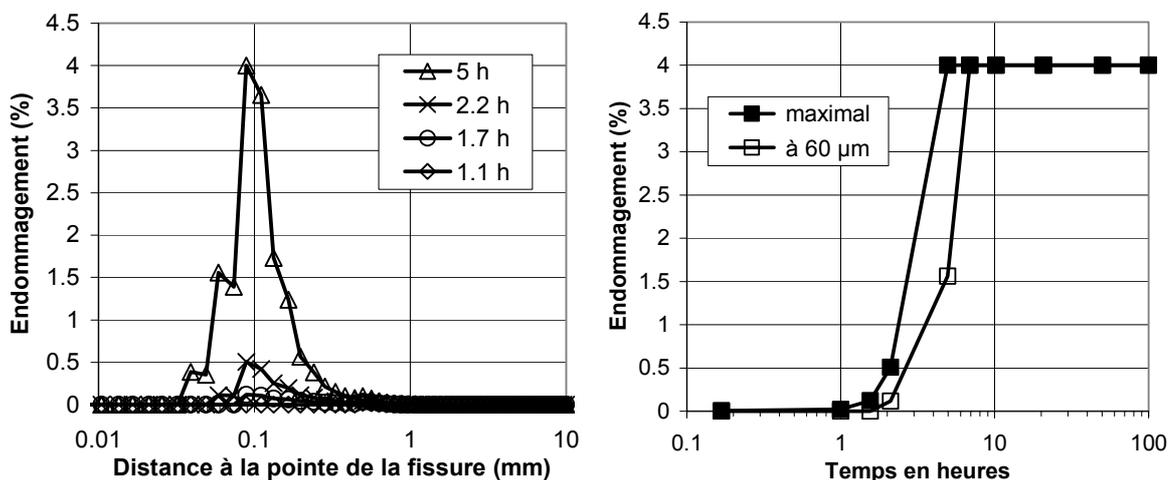


Figure 243 : Endommagement calculé le long du ligament de l'éprouvette CT pré-fissurée en acier 316L(N) à l'état écroui testée en relaxation à 600°C, $P_0 = 580 \text{ daN}$

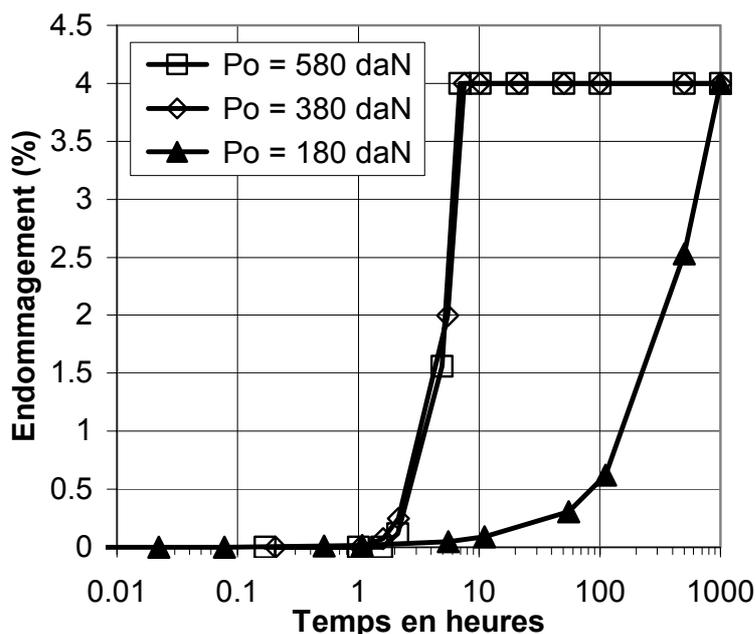


Figure 244 : Endommagement calculé à 60 μm du fond d'entaille des éprouvettes CT pré-fissurée en acier 316L(N) à l'état **écroui** testée en **relaxation** à 600°C en fonction du temps et de la charge initiale notée P_o

Le modèle a également été appliqué au cas des essais de relaxation réalisés sur éprouvettes CT en acier 316L(N) à l'état hyperecroui. Comme dans le cas de l'acier à l'état écroui, l'endommagement se développe lors des premières heures de l'essai dans une zone confinée au voisinage de 80 μm de la pointe de la fissure (Figure 245a). Cependant l'endommagement n'atteint pas des valeurs élevées. Après 1000 heures de relaxation, il vaut à peine 0.7% au maximum et 0.24% à 60 μm de la pointe de la fissure (Figure 245b). Ces résultats sont dans la gamme correspondant à la limite de détection de l'endommagement au microscope optique (cf. § V.2). L'observation du faciès de rupture des éprouvettes CT en acier 316L(N) à l'état hyperecroui testées en relaxation à 600°C avait justement révélé l'existence de quelques facettes intergranulaires (voir Figure 123, page 135). La prédiction du modèle est donc en bon accord avec l'expérience. Remarquons de plus que l'augmentation de la durée de l'essai jusqu'à 10000 heures ne modifie que très peu le niveau d'endommagement calculé.

Le modèle d'endommagement proposé, identifié à partir d'essais de fluage sur éprouvettes entaillées, rend donc bien compte de la propagation de fissure en relaxation sur éprouvettes CT en acier 316L(N) à 600°C et rend compte de l'importance de l'état d'écrouissage sur la cinétique d'endommagement.

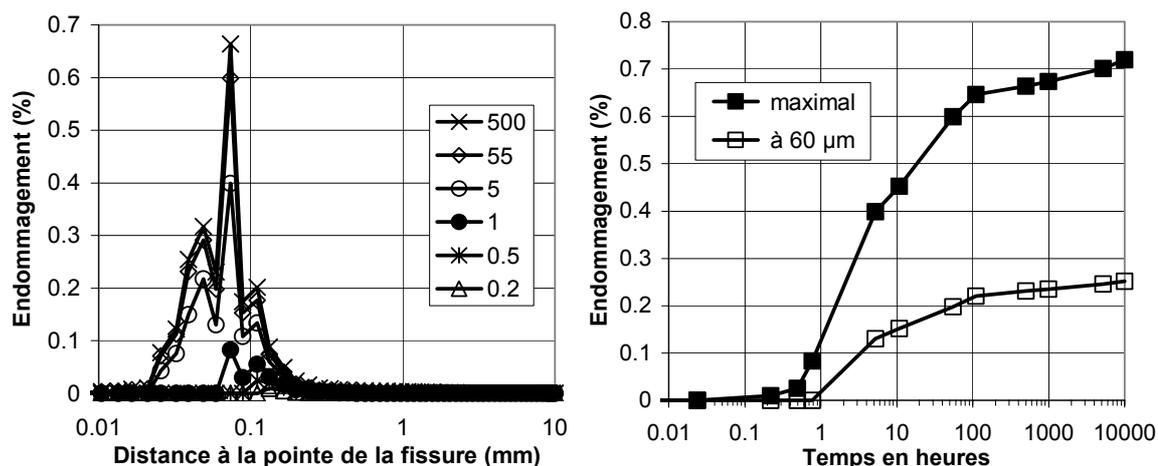


Figure 245 : Endommagement calculé le long du ligament de l'éprouvette CT pré-fissurée en acier 316L(N) à l'état **hypertrempé** testée en **relaxation** à 600°C, $P_0 = 580$ daN, les nombres en légendes indiquent le temps en heures

V.3.2.2 Essais de traction lente

Les essais de traction lente sur éprouvettes CT ont également été simulés par éléments finis. La Figure 246 présente les courbes charge-déplacement obtenues dans le cas de l'acier à l'état écroui. Le calcul par éléments finis est cohérent avec le calcul simplifié du chargement élastique limite (cf. § III.2.1) : de l'ordre de 1000 daN pour une vitesse d'ouverture de 9 $\mu\text{m}/\text{h}$ et de 850 daN pour une vitesse d'ouverture dix fois plus faible. Cependant, étant donné que la propagation de la fissure n'est pas prise en compte, le calcul surestime fortement l'effort appliqué à l'éprouvette pour une déformation donnée.

L'application en post-traitement du modèle d'endommagement intergranulaire ne prévoit aucun endommagement dans le cas de la vitesse d'ouverture de 9 $\mu\text{m}/\text{h}$ alors que, dans le cas de la vitesse d'ouverture de 0.9 $\mu\text{m}/\text{h}$, l'endommagement calculé atteint la valeur de 4% très rapidement (dès que l'ouverture atteint 20 μm). La Figure 247 explique cet effet de vitesse sur l'endommagement calculé. En effet, dans le cas de la vitesse d'ouverture élevée, la vitesse de déformation en pointe de fissure est supérieure au seuil de $3 \cdot 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ alors que, dans le cas de la vitesse d'ouverture faible, la vitesse de déformation en pointe de fissure est inférieure à ce seuil. Ce résultat est cohérent avec l'aspect des faciès de rupture : intergranulaire fragile dans le cas de la vitesse d'ouverture faible et mixte dans le cas de la vitesse d'ouverture plus élevée (cf. Tableau 22, page 171). Cependant cette application du modèle d'endommagement indique qu'il ne prévoit correctement que la rupture purement intergranulaire. Dans le cas de la relaxation, cela n'importe pas, mais dans le cas des essais de traction, ce point constitue une limite du modèle. Afin d'étendre le domaine d'application du modèle, il faudrait affiner la dépendance de l'endommagement calculé à la vitesse de déformation. Le choix d'une modélisation de la transition de mécanisme de rupture par un simple seuil est trop simpliste.

Dans le cas de l'acier 316L(N) à l'état hypertympé, la courbe charge-déplacement de l'essai de traction lente à 9 $\mu\text{m}/\text{h}$ calculé par éléments finis est cohérente avec la courbe expérimentale (Figure 248). En effet, dans ce cas, la fissure se propage plus lentement que dans le cas de l'acier écroui. Le fait de négliger la propagation de fissure dans le calcul produit donc un effet moindre.

A l'état hypertympé, la vitesse de déformation, calculée à 60 μm de la pointe de la fissure, est de l'ordre de 10^{-8} s^{-1} , alors qu'elle est de l'ordre de 10^{-7} s^{-1} à l'état écroui (pour une même vitesse d'ouverture : 9 $\mu\text{m}/\text{h}$). Les calculs par éléments finis indiquent donc la limite du calcul de la vitesse de déformation par la longueur de référence réalisés au paragraphe III.2.4.3 (Tableau 23, page 171). La correspondance entre les vitesses de référence et les faciès de rupture semblait alors décalée par l'écrouissage. En effet, le caractère intergranulaire du faciès de rupture des éprouvettes CT testées à cette vitesse est plus marqué pour l'état hypertympé que pour l'état écroui. En utilisant les vitesses de déformation obtenues par simulation numérique, ce décalage disparaît. Le faciès de rupture de l'éprouvette CT à l'état hypertympé sollicitée à 9 $\mu\text{m}/\text{h}$ (soit 10^{-8} s^{-1}) est bien intergranulaire fragile, comme celui de l'éprouvette CT à l'état écroui sollicitée à 0.9 $\mu\text{m}/\text{h}$ (soit 10^{-8} s^{-1}).

Comme le mode de rupture de l'éprouvette CT testée à 9 $\mu\text{m}/\text{h}$ est intergranulaire fragile, le calcul d'endommagement devrait bien prévoir la rupture. C'est bien ce que l'on constate : l'endommagement calculé atteint 4% pour une ouverture de 100 μm , ce qui est cohérent avec l'amorçage détecté par le suivi électrique de fissure. Dans le cas de l'acier testé en traction lente à l'état hypertympé, le modèle est donc en accord avec l'expérience.

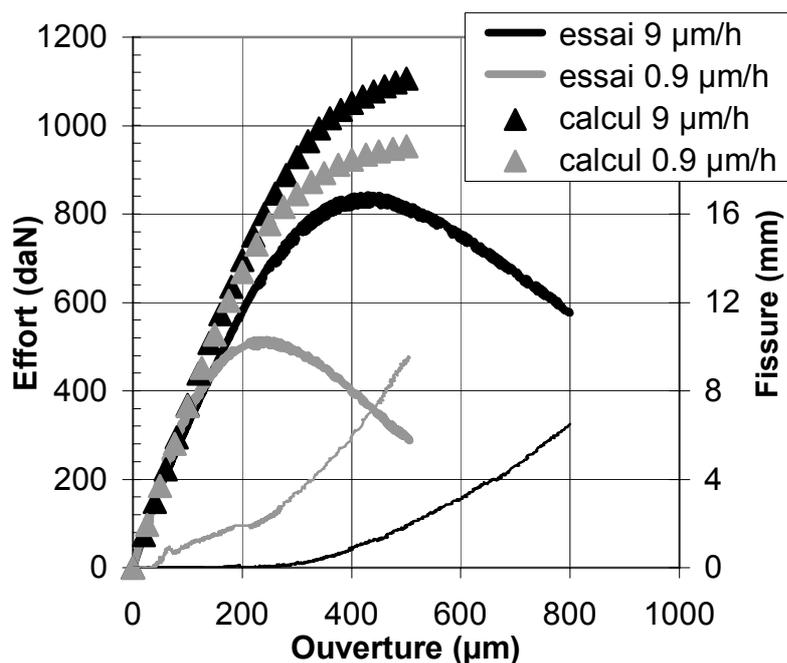


Figure 246 : Courbes charge-déplacement mesurées expérimentalement et simulées par éléments finis concernant des essais de traction lente sur éprouvettes CT pré-fissurées en acier 316L(N) à l'état écroui, vitesse d'ouverture : 9 $\mu\text{m}/\text{h}$ et 0.9 $\mu\text{m}/\text{h}$, température d'essai : 600°C

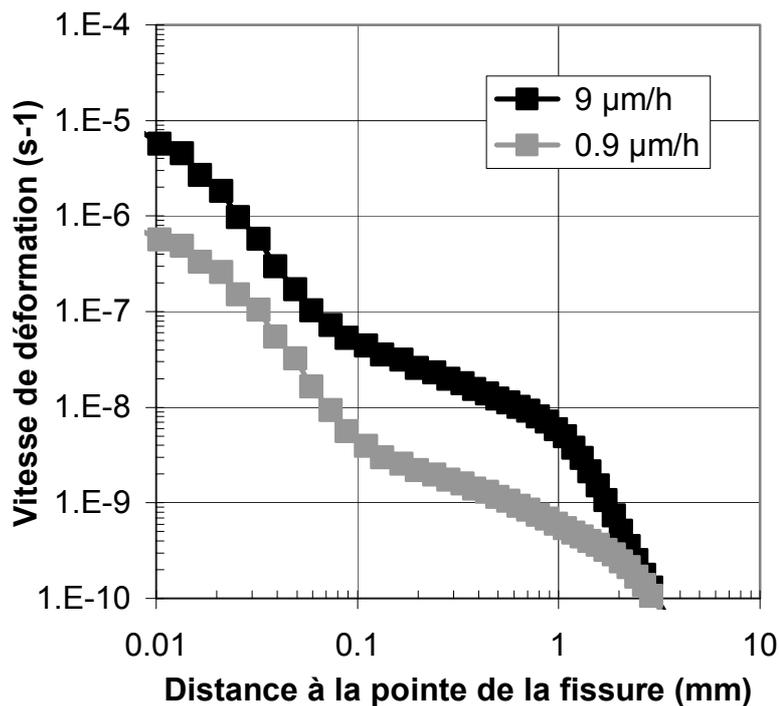


Figure 247 : Vitesse de déformation calculée par éléments finis lors des simulations de traction lente sur éprouvette CT pré-fissurée en acier 316L(N) à l'état écroui, vitesse d'ouverture : 9 μm/h et 0.9 μm/h

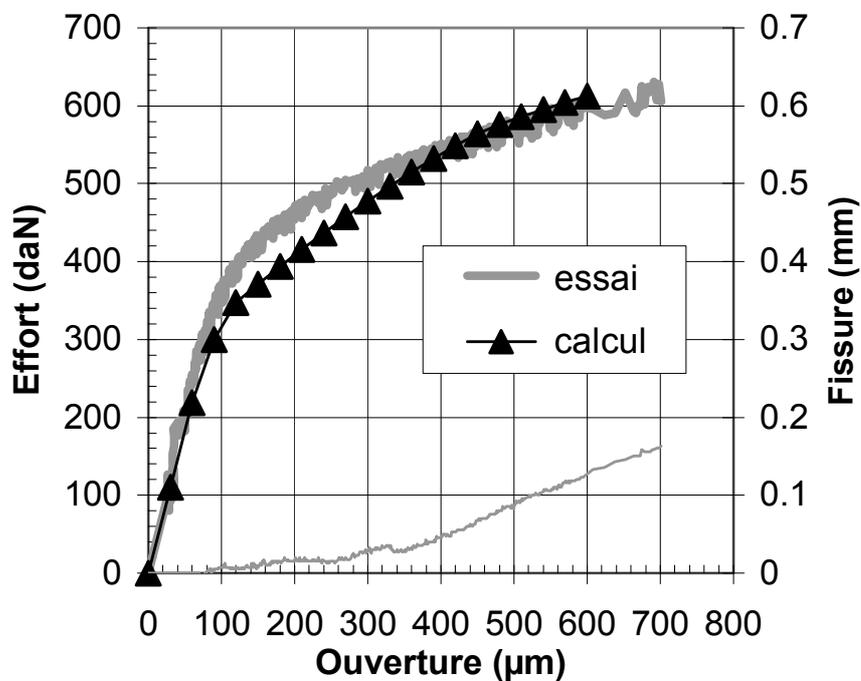


Figure 248 : Courbes charge-déplacement mesurées expérimentalement et simulées par éléments finis concernant un essai de traction lente sur éprouvette CT pré-fissurée en acier 316L(N) à l'état hypere trempé, vitesse d'ouverture : 9 μm/h, température : 600°C

V.3.2.3 Conclusions

L'application du modèle d'endommagement intergranulaire aux essais réalisés sur éprouvettes CT pré-fissurées constitue une validation importante. En effet, le rapport σ_I/σ_{eq} vaut environ 3 en pointe de fissure, alors qu'il vaut environ 1.3 dans les éprouvettes entaillées qui ont servi à l'identification du modèle. L'accord entre les prédictions du modèle et les résultats expérimentaux n'était donc pas acquis a priori.

Le modèle rend bien compte des faits expérimentaux suivants :

- l'initiation de la fissuration en relaxation sur éprouvette CT à l'état écroui fortement chargées s'effectue en quelques heures
- la propagation de fissure en relaxation sur cet état peut être retardée en diminuant le chargement initial
- la propagation de fissure en relaxation sur l'état hypertrempé est à la limite de la détection en microscopie optique
- la vitesse d'ouverture critique correspondant au mode de rupture intergranulaire fragile est de 9 $\mu\text{m/h}$ dans le cas de l'état hypertrempé et de 0.9 $\mu\text{m/h}$ dans le cas de l'état écroui

L'application du modèle aux essais de traction lente sur éprouvette CT indique également que le modèle devrait être amélioré pour pouvoir rendre compte correctement de la rupture en mode mixte (intergranulaire et transgranulaire).

V.3.3 Résumé du paragraphe V.3

Application du modèle d'endommagement

- *Le modèle d'endommagement identifié par approche locale au paragraphe précédent à partir d'essais de fluage sur éprouvette entaillées rend bien compte des résultats expérimentaux obtenus au cours de la thèse sur l'acier 316L(N) à 600°C :*
- *Il estime correctement les allongements de fin de stade secondaire en fluage sur éprouvettes lisses en acier à l'état écroui et à l'état hypertrempé*
- *Il prédit bien le temps d'initiation de la fissuration en relaxation sur éprouvettes CT à l'état écroui et l'évolution de ce temps avec la charge initiale*
- *Il prédit correctement la très faible propagation de fissure en relaxation sur éprouvette CT à l'état hypertrempé*
- *Il rend bien compte de la rupture purement intergranulaire lors des essais de traction lente sur éprouvette CT mais ne prédit pas la rupture en mode mixte*
- *L'intégration analytique du modèle dans le cas où le rapport σ_I/σ_{eq} est constant permet d'estimer rapidement le risque de fissuration en relaxation en fonction du niveau de pré-déformation et du rapport σ_I/σ_{eq}*