

Comportement thermo-mécanique et métallurgique des aciers

Ngoc Thuy TRINH*, Frédéric ROGER* & Ky DANG VAN**

*UME - Ecole Nationale Supérieure de Techniques Avancées
Chemin de la Humière 91761 Palaiseau
tthuyxd@yahoo.fr

**Laboratoire de Mécanique des Solides - CNRS UMR7649
Ecole Polytechnique
91128 Palaiseau Cedex

Résumé :

La détermination des contraintes et déformations résiduelles induites par le soudage ou le trempé des aciers joue un rôle très important pour la prédiction de durée de vie des structures. Le travail présenté dans cet article décrit une loi de comportement anisotherme permettant de modéliser le problème couplé thermo-mécanique et métallurgique des aciers. Dans le modèle proposé, le comportement thermo-mécanique de chaque phase est traité indépendamment et le comportement macroscopique du matériau s'obtient en utilisant l'hypothèse de contrainte homogène (Reuss). Le modèle a été implanté dans le code COMSOL Multiphysics. Nous avons constaté une bonne concordance entre nos résultats de calcul et les résultats expérimentaux issus de littérature, de plus nous avons montré l'influence de la viscosité sur le niveau des contraintes résiduelles induites par les procédés de soudage ou de trempé des aciers.

Abstract :

The evaluation of residual stresses induced by welding or heat treatment operations plays a very important role in the fatigue life prediction of the structures. The work presented in this paper describes a multiphase, anisothermal behaviour of steel allowing to model the thermo-mechanical and metallurgical coupled problem. In the proposed model, the thermo-mechanical behaviour of each phase is treated independently and the macroscopic behaviour is obtained using Reuss hypothesis. This model has been implemented into COMSOL Multiphysics. We obtained a very good agreement between our results and the experimental results taken from literature and we showed the influence of viscosity on the residual stresses induced by the welding.

Mots-clefs :

transformation de phase ; comportement multiphasé ; plasticité de transformation

1 Introduction

Les opérations de trempé ou de soudage des aciers engendrent des gradients thermiques très importants dans le matériau. Ces gradients thermiques sont généralement très localisés et entraînent des dilatations hétérogènes, et par conséquent conduisent l'apparition de champs de déformations et de contraintes résiduelles. La distribution de contraintes résiduelles joue un rôle très important sur la durée de vie des structures en favorisant les ruptures par fatigue, la fissuration et la corrosion tandis que les distorsions peuvent poser des problèmes de tolérances dimensionnelles des structures.

Dans notre étude, nous nous focalisons sur l'acier 16MND5 qui est couramment utilisé dans les cuves du réacteur nucléaire. Les cycles thermiques induits par le procédé de soudage ou de trempé engendrent des transformations de phase au sein du matériau. Comme tous les aciers faiblement alliés, l'acier 16MND5 possède une structure austénitique à haute température et une structure ferritique à température ambiante. Pendant la phase de refroidissement, plusieurs

types de structures ferritiques peuvent être obtenues en fonction de la vitesse de refroidissement. Le passage d'une structure métallurgique à l'autre s'accompagne souvent d'une variation de volume, d'autre part, les différentes structures métallurgiques possèdent des caractéristiques thermo-mécaniques différentes qui sont éventuellement dépendantes de la température. De plus, la cinétique des transformations de phase est influencée par l'état de contrainte.

Les différentes interactions entre les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques sont souvent représentés par le schéma classique suivant

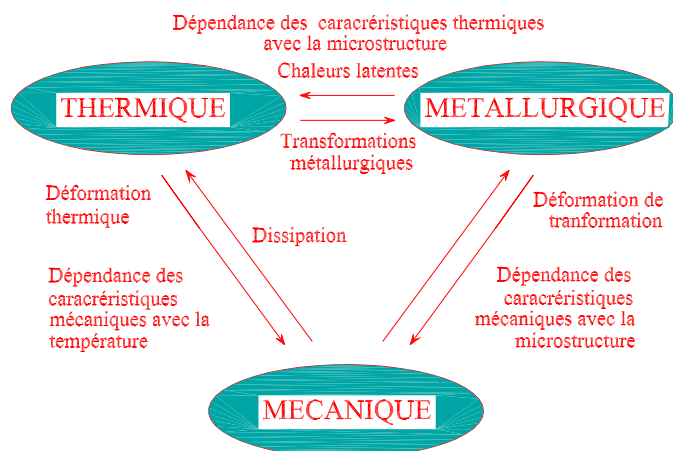


FIG. 1 – Schéma général d'un problème couplé thermo-mécanique et métallurgique

Afin d'avoir accès aux champs de déformations et de contraintes résiduelles dans la structure, il est nécessaire de modéliser les phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques ainsi que leurs interactions. Les difficultés résident principalement dans la modélisation des transformations de phase ainsi que la modélisation du comportement mécanique du matériau multiphasé.

2 Ecriture du modèle de comportement

Nous nous plaçons dans le cadre des matériaux standards généralisés pour lequel la loi de comportement peut être décrite par la connaissance de deux potentiels : un potentiel thermodynamique (éventuellement énergie libre) pour les aspects réversibles et un pseudo-potential des dissipations pour les aspects dissipatifs.

Dans cet article, nous présentons un modèle de comportement pour lequel, le comportement mécanique de chaque phase dans le mélange est élastoplastique avec écrouissage cinématique linéaire. Nous supposons que l'état du matériau peut être décrit à l'aide des variables suivantes : la déformation totale (ε), la température (T), la déformation plastique locale de la phase i (ε_i^p), la variable d'écrouissage cinématique de la phase i (α_i) et la variable métallurgique (z_i : proportion volumique de la phase i).

En supposant un découplage entre la déformation élastique et la déformation plastique, la déformation totale de chaque phase peut s'écrire

$$\varepsilon_i = \varepsilon_i^e + \varepsilon_i^p + \varepsilon_i^{th} \quad (1)$$

ε_i^e , ε_i^p , ε_i^{th} sont respectivement les déformations élastiques, plastiques et thermiques de la phase i .

La déformation totale macroscopique du matériau multiphasé s'écrit

$$\begin{cases} \varepsilon = \sum z_i \varepsilon_i \\ z_i \geq 0 \\ \sum z_i = 1 \end{cases} \quad (2)$$

Nous trouvons que les variables d'état $(\varepsilon, \varepsilon_i)$ sont liées par des liaisons internes. Dans ce cas, nous avons utilisé une méthode fondée sur le formalisme de Lagrange qui nous permet de tenir compte des liaisons [2] et nous fournit des lois de comportement admissibles thermodynamiquement. Le détail de la méthode peut être trouvé dans Moumni (1995).

L'énergie libre de chaque phase s'écrit sous la forme :

$$\Psi_i(\varepsilon_i, \alpha_i) = \Psi_i^e(\varepsilon_i^e) + \Psi_i^p(\alpha_i) \quad (3)$$

Pour simplifier, considérons un mélange de deux phases avec une seule transformation. Nous supposons aussi que l'énergie d'interaction entre les deux phases est nulle, donc l'énergie libre du mélange s'écrit :

$$\Psi(\varepsilon_i, \alpha_i) = z\Psi_i^e + (1-z)\Psi_2^e + z\Psi_i^p + (1-z)\Psi_2^p \quad (4)$$

L'expression du lagrangien associé

$$L = \Psi(\varepsilon_i, \alpha_i) - \omega[z\varepsilon_1 + (1-z)\varepsilon_2 - \varepsilon] \quad (5)$$

Les équations d'état s'écrivent

$$\begin{cases} \sigma = L_{,\varepsilon} = \omega \\ -X_1 = L_{,\alpha_1} = z \frac{\partial \Psi_1^p}{\partial \alpha_1} \\ -X_2 = L_{,\alpha_2} = (1-z) \frac{\partial \Psi_2^p}{\partial \alpha_2} \\ -A = L_{,z} = \Psi_1^e - \Psi_2^e + \Psi_1^p - \Psi_2^p - \omega(\varepsilon_1 - \varepsilon_2) \\ L_{,\varepsilon_1^e} = 0 \Rightarrow z \left[\frac{\partial \Psi_1^e}{\partial \varepsilon_1^e} - \omega \right] = 0 \\ L_{,\varepsilon_2^e} = 0 \Rightarrow (1-z) \left[\frac{\partial \Psi_2^e}{\partial \varepsilon_2^e} - \omega \right] = 0 \end{cases} \quad (6)$$

L'énergie libre de la phase i est choisie sous la forme

$$\begin{cases} \Psi_i^e = \frac{1}{2} \left[\lambda_i [Tr(\varepsilon_i^e)]^2 + 2\mu_i Tr(\varepsilon_i^e)^2 \right] - k_i \cdot Tr(\varepsilon_i^e) \cdot (T - T_i^0) - \Psi_i^{th} \\ \Psi_i^p = \frac{1}{3} H_i \alpha_i^2 \end{cases}$$

λ_i, μ_i, k_i sont les constantes scalaires de la phase i. T_i^0 est la température de référence de la phase i pour laquelle la déformation thermique de cette phase est considérée nulle. Ψ_i^{th} est la partie purement thermique de l'énergie libre de la phase i. Cette partie d'énergie est liée au chaleur calorifique de chaque phase métallurgique.

Nous obtenons le système des équations d'état, avec (i=1,2)

$$\begin{cases} \sigma = \omega \\ X_1 = -z \frac{2}{3} H_1 \alpha_1 \\ X_2 = -(1-z) \frac{2}{3} H_2 \alpha_2 \\ -A = L_{,z} = \Psi_1^e - \Psi_2^e + \Psi_1^p - \Psi_2^p - \omega(\varepsilon_1 - \varepsilon_2) \\ \omega = \lambda_i Tr(\varepsilon_i^e) \cdot \mathbf{1} + 2\mu_i \varepsilon_i^e - k_i \cdot \Delta T \cdot \mathbf{1} \end{cases} \quad (7)$$

Pour l'évolution des variables internes, le taux de déformation plastique de la phase i est défini par un pseudo-potential de dissipation plastique égal à la fonction indicatrice du convexe défini par $f_i \leq 0$. f_i étant la fonction de charge de la phase i

$$f_i = \sqrt{\frac{3}{2} [z_i \sigma^d + X_i^d] : [z_i \sigma^d + X_i^d]} - z_i \cdot \sigma_i^y \quad (8)$$

σ_i^y est la limite d'élasticité de la phase i ,
 σ^d : partie déviatorique du tenseur des contraintes σ ,
 X_i^d : partie déviatorique du tenseur X_i .

La loi de normalité s'écrit

$$\dot{\epsilon}_i^p = \zeta_i \frac{\partial f_i}{\partial \sigma} \quad (9)$$

Le multiplicateur plastique ζ_i est déterminé par les conditions de charge et décharge $f_i = 0$ et $\dot{f}_i = 0$.

Pour l'évolution de la variable métallurgique, nous utilisons le pseudo-potential de dissipation choisi sous la forme :

$$\Psi_{metal}^* = \frac{1}{2} A^2 [\delta_1 + \delta_2 z + \delta_3 z^2] \quad (10)$$

$\delta_1, \delta_2, \delta_3$ sont des paramètres dépendant éventuellement de T, \dot{T}, z_{max} (proportion finale de la phase formée) et identifiés à partir d'un diagramme T.R.C (Transformation en Refroidissement Continu) pour chaque acier en assurant la positivité de Ψ_{metal}^* .

Donc, l'évolution de variable métallurgique s'écrit

$$\dot{z} = \frac{\partial \Psi_{metal}^*}{\partial A} = A [\delta_1 + \delta_2 z + \delta_3 z^2] \quad (11)$$

Nous avons aussi négligé l'influence de l'état de contraintes sur la cinétique de transformation de phase, l'expression de la force thermodynamique associée A devient $-A = \Psi_2^{th} - \Psi_1^{th}$. Le choix adéquat des potentiels thermodynamiques et pseudo-potentiels de dissipation permet d'assurer la positivité de la dissipation intrinsèque.

- Phénomène de plasticité de transformation (TRIP)

Expérimentalement, on constate que l'existence d'une contrainte externe au cours d'une transformation de phase peut conduire à l'apparition d'une déformation plastique macroscopique même pour des niveaux de contraintes inférieurs à la limite d'élasticité de la phase la plus molle. C'est le phénomène de plasticité de transformation de phase. Ce phénomène est généralement expliqué par deux mécanismes liés soit à la déformation par cisaillement (mécanisme de Magee), soit à la différence de volume spécifique entre les phases (mécanisme de Greenwood-Jonhson).

Dans la littérature, il existe plusieurs modèles permettant de déterminer la déformation de plasticité de transformation. Dans notre étude, le modèle de Giusti-Leblond (Leblond *et al.* (1989)) est considéré. Le taux de déformation de plasticité de transformation s'écrit

$$\dot{\epsilon}^{pt} = 3.K.S.(1 - z).\dot{z} \quad (12)$$

ϵ^{pt} : déformation de plasticité de transformation.

$K = 0.710^{-4} MPa^{-1}$: paramètre de plasticité de transformation, cette même valeur est prise pour la transformation bainitique et martensitique.

S : déviateur des contraintes.

z : proportion volumique de la phase formée.

Donc, la déformation totale macroscopique du matériau multiphasé s'écrit : avec ($i=1,2$)

$$\epsilon = \sum z_i \epsilon_i + \epsilon^{pt} \quad (13)$$

De la même façon, nous avons écrit un modèle dans lequel, le comportement mécanique de chaque phase est élastoviscoplastique avec écrouissage cinématique et isotrope (modèle de Chaboche). Ce modèle et le modèle présenté ci-dessus ont été implantés dans COMSOL Multiphysics. Pour l'identification des paramètres thermo-mécaniques des phases, nous avons repris les identifications de Martinez (1999).

3 Simulation numérique

Pour la validation du modèle, nous avons repris les résultats d'un essai issus de la littérature Cavallo (1998). Cet essai, réalisé à l'INSA de Lyon, porte sur un disque en 16MND5, de 160 mm de diamètre et de 5 mm d'épaisseur. Le disque repose sur trois tiges situés à 72 mm au centre du disque et est chauffé en son centre par un spot laser, puis refroidi par convection naturelle.

Le problème est considéré comme étant axisymétrique. Pour le problème thermique, la dissipation mécanique et la chaleur latente de changement de phase ont été négligées, donc l'équation de chaleur a été résolue indépendamment avec les problème métallurgique et mécanique. Quant à la source de chaleur, le spot laser est modélisé par un flux surfacique dont la répartition Gaussienne sur la face supérieure du disque a été adoptée. En ce qui concerne le problème mécanique, les caractéristiques élastiques sont peu affectées par les transformations métallurgiques, donc elles sont les mêmes pour toutes les phases métallurgiques et dépendent de la température. La dépendance des caractéristiques plastiques ou viscoplastique de chaque phase métallurgique a été prise en compte.

Nous présentons quelques résultats qui montrent l'évolution thermique, l'évolution de déplacement et des contraintes résiduelles en comparant avec les résultats numériques et expérimentaux issus de littérature Cavallo (1998).

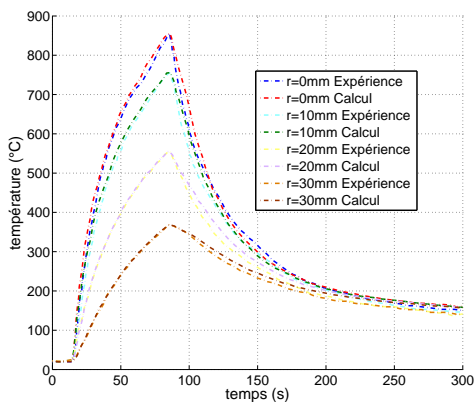


FIG. 2 – Evolution de température de la face inférieure

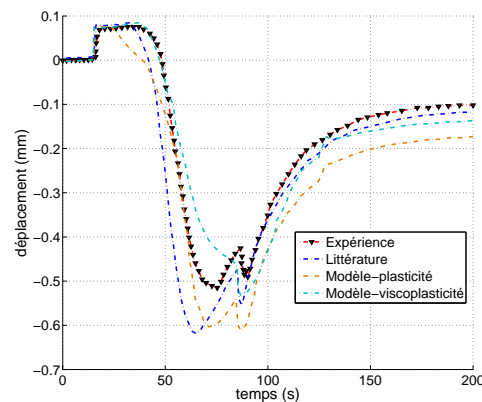
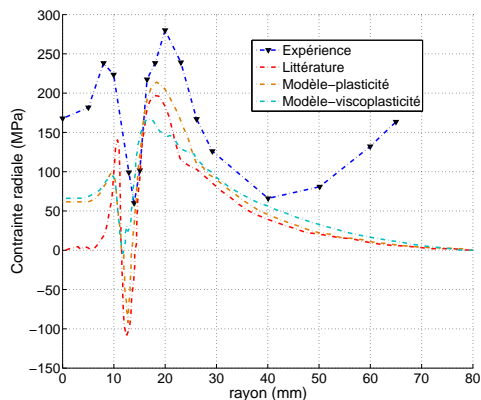


FIG. 3 – Evolution du déplacement axial en fonction du temps ($r=10\text{mm}$, face inférieure)

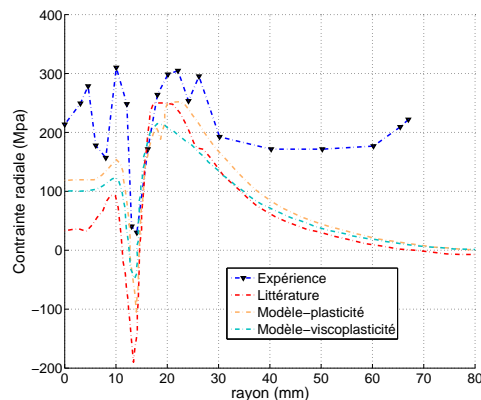
4 Conclusions

Dans ce papier, nous avons présenté un modèle de comportement permettant de simuler des structures sous chargements thermo-mécanique incluant des transformations de phases. Le phénomène de plasticité de transformation (TRIP) a été pris en compte. Nous avons implanté ce modèle dans le COMSOL Multiphysics. Deux simulations réalisées ont montré une très bonne concordance entre nos calculs et les résultats numériques et expérimentaux issus de littérature

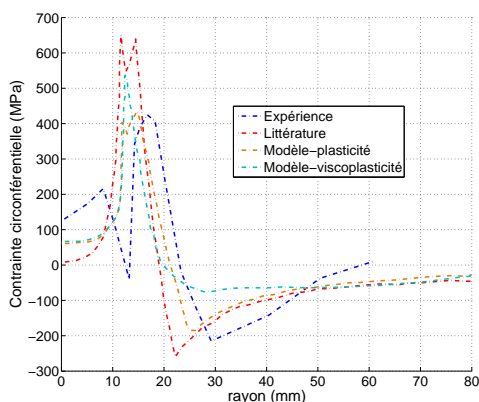
et nous avons montré aussi l'influence de la viscosité sur les contraintes résiduelles induites par les procédés de soudage ou de trempe des aciers.



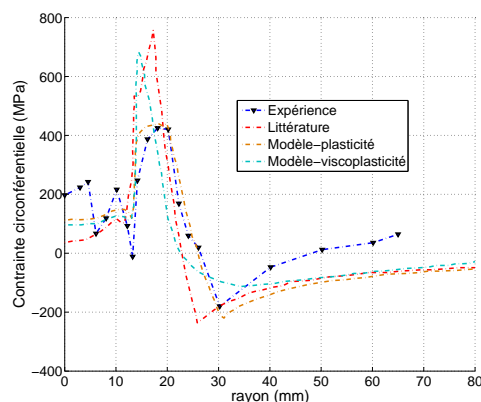
Contraintes résiduelles radiales suivant le rayon - face inférieure



Contraintes résiduelles radiales suivant le rayon - face supérieure



Contraintes résiduelles circonferentielles suivant le rayon - face inférieure



Contraintes résiduelles circonferentielles suivant le rayon - face supérieure

Références

- Leblond, J.B., Devaux J., Devaux J.C. 1989 Mathematical modelling of transformation plasticity in steels. I : case of ideal-plastic phases. *Int.J.Plasticity*, Vol.5, pp. 551-572.
- Moumni, Z. 1995 Sur la modélisation du changement de phase solide : application aux matériaux à mémoire de forme et à l'endommagement fragile partiel. Thèse de doctorat, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, 1995.
- Cavallo, N. 1998 Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 1999.
- Martinez, M. 1999 Jonction 16MND5-INCONEL690-316LN par soudage-diffusion. Elaboration et calcul des contraintes résiduelles de procédé. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1999.