



HAL
open science

Comportement thermo-mécanique et métallurgique des aciers

Ngoc Thuy Trinh, Frédéric Roger, Ky Dang Van

► **To cite this version:**

Ngoc Thuy Trinh, Frédéric Roger, Ky Dang Van. Comportement thermo-mécanique et métallurgique des aciers. 8e Colloque national en calcul des structures, CSMA, May 2007, Giens, France. hal-01490606

HAL Id: hal-01490606

<https://hal.science/hal-01490606>

Submitted on 15 Mar 2017

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.

Public Domain

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 Hunière - 91761 Palaiseau

trinh@lms.polytechnique.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 trempe 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 importante de la viscosité sur le niveau des contraintes résiduelles induites par les procédés de soudage ou de trempe 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 important influence of viscosity on the residual stresses induced by the welding.

MOTS-CLÉS : Transformation de phase, Comportement multiphasé.

KEYWORDS: Phase transformation, Multiphase constitutive behaviour.

1. Introduction

Les opérations de trempe 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 à 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 trempe 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 représentées par le schéma classique suivant

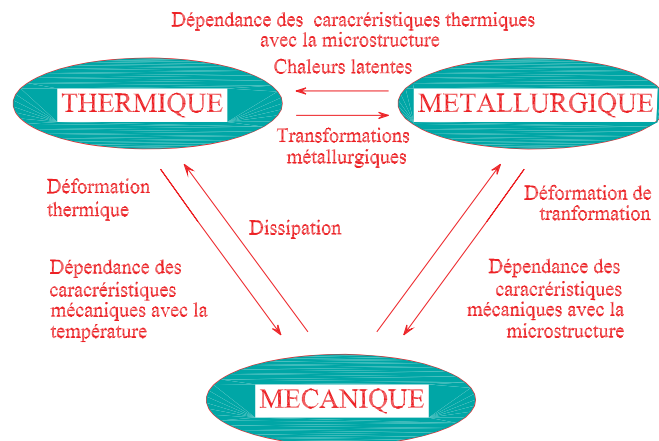


Figure 1. Schéma général d'un problème couplé thermo-mécanique et métallurgique

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-potentiel 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

$$\varepsilon_i = \varepsilon_i^e + \varepsilon_i^p + \varepsilon_i^{th} \quad [1]$$

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

La déformation totale macroscopique du matériau multiphasé s'écrit

$$\varepsilon = \sum z_i \varepsilon_i \quad z_i \geq 0 \quad \text{et} \quad \sum z_i = 1 \quad [2]$$

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 :

$$\Psi(\varepsilon, \alpha) = z\Psi_1^e + (1-z)\Psi_2^e + z\Psi_1^p + (1-z)\Psi_2^p \quad [4]$$

L'expression du lagrangien associé

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

Les équations d'état s'écrivent

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

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

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

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. H_i est le coefficient d'écroutissage de la phase i.

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

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

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

$$f_i(X_i) = J_2(X_i^d) - z_i \cdot \sigma_i^y = \sqrt{\frac{3}{2}} X_i^d : X_i^d - z_i \cdot \sigma_i^y \quad [8]$$

X_i^d étant la partie déviatorique du tenseur X_i et σ_i^y étant la limite d'élasticité de la phase i.

La loi de normalité s'écrit

$$\dot{\varepsilon}_i^p = \zeta_i \frac{\partial f_i}{\partial \sigma} \quad [9]$$

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 :

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

$\delta_1, \delta_2, \delta_3$ sont des paramètres dépendant éventuellement de T, \dot{T}, z_{max} 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, donc 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 des dissipations permet d'assurer la positivité de la dissipation intrinsèque.

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. Simulations numériques et conclusions

Pour la validation du modèle, nous avons repris les résultats d'un essai issu 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 viscoplastiques 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).

Conclusion : Dans ce papier, nous avons proposé un modèle permettant de simuler des structures sous chargements thermo-mécanique incluant des transformations de phases. 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 marqué aussi

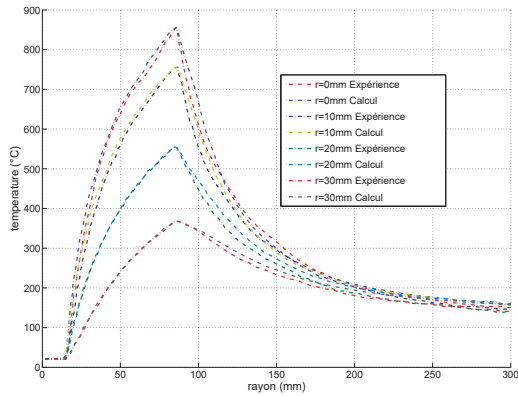


Figure 2. Evolution de température de la face inférieure

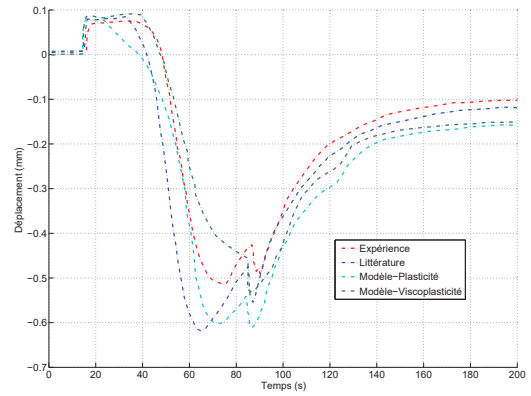


Figure 3. Evolution du déplacement axial en fonction du temps ($r=10\text{mm}$, face inférieure)

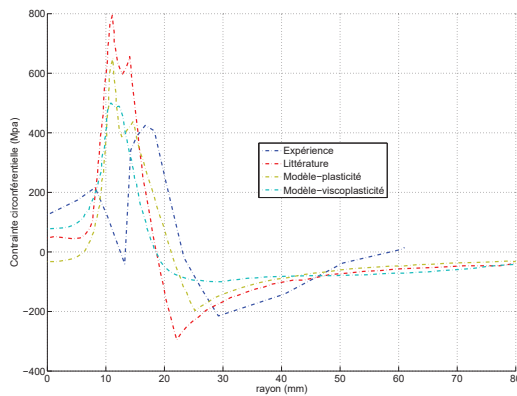


Figure 4. Contraintes résiduelles circonférentielles suivant le rayon - face inférieure

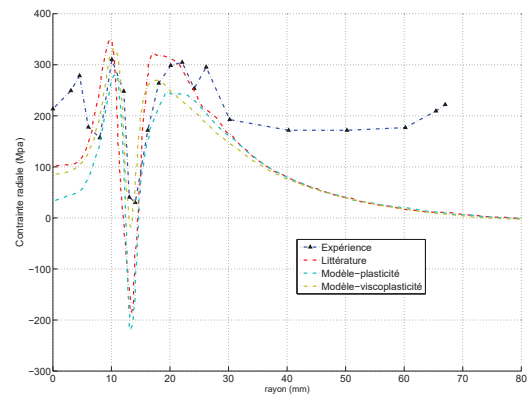


Figure 5. Contraintes résiduelles radiales suivant le rayon - face supérieure

l'influence importante de la viscosité sur les contraintes résiduelles induites par les procédés de soudage ou de trempe des aciers.

4. Bibliographie

Cavallo N., Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage, Thèse de doctorat, INSA de Lyon, 1998.

Martinez M., 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.

Moumni Z., 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.