HAL
open science

Modélisation de la transformation austénitique au chauffage d'un acier martensitique

Guilhem Roux, François Hild, René Billardon

To cite this version:

Guilhem Roux, François Hild, René Billardon. Modélisation de la transformation austénitique au chauffage d'un acier martensitique. Colloque National Mecamat / Ecole de Mécanique des Matériaux "Approches multiéchelles en mécanique des matériaux, Jan 2006, Aussois, France. pp.CD rom. hal-00437200

HAL Id: hal-00437200

https://hal.science/hal-00437200v1

Submitted on 30 Nov 2009

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.

MODÉLISATION DE LA TRANSFORMATION AUSTÉNITIQUE AU CHAUFFAGE D'UN ACIER MARTENSITIQUE

G.-M. Roux, F. Hild, R. Billardon
LMT-Cachan (E.N.S. de Cachan / CNRS (UMR8535) / Université Paris 6)
61, Avenue du Président Wilson, 94235 Cachan Cedex.
Téléphone : +33 (0)1 47 40 27 70, Télécopie : +33 (0)1 47 40 22 40
Guilhem.Roux (Francois.Hild, Rene.Billardon) @lmt.ens-cachan.fr

Mots clés : germination, croissance, incubation, changement de phase, Avrami, Johnson-Mehl

1. INTRODUCTION

Cette étude s'intègre dans le cadre d'un ensemble de travaux sur la durabilité des joints soudés des réacteurs nucléaires dits du futur –de type VHTR (Very High Temperature Reactor)– et plus particulièrement sur la simulation numérique du soudage multi-passes de tôles très épaisses de l'acier martensitique X10CrMoVNb9-1 (ASTM A387, également connu sous la dénomination commerciale "T91"). La qualité des résultats de ce type de simulation thermo-métallurgico-mécanique dépend entre autres de la précision de l'approche utilisée pour modéliser les multiples changements de phases que subit le matériau lors des chauffages et refroidissements successifs induits par le soudage multi-passes.
Ci-dessous, deux approches différentes sont présentées pour modéliser les transformations par diffusion lors de chargements thermiques complexes. Elles sont appliquées à la transformation austénitique au chauffage (an)isotherme de l'acier T91.

2. MODÉLISATION DES TRANSFORMATIONS PAR DIFFUSION

La transformation solide-solide par diffusion –ici au chauffage– est thermodynamiquement admissible pour une température T, supérieure à la température de transformation à l'équilibre, A_{eq0}. La transformation hors équilibre –isotherme ou anisotherme– se fait alors par germination et croissance. Si on suppose que la germination de la phase fille –ici austénitique– se fait de manière aléatoire dans la phase mère –ici martensitique–, l'évolution de la fraction de phase fille, $y(t)$, correspond à un modèle d'îlots booléens et est donnée par la relation (aussi dite d'Avrami) suivante :

$$y(t) = 1 - \exp\left(-\int_0^t \dot{y}_0(\tau,t)\cdot d\tau\right) = 1 - \exp\left(-\int_0^t V(\tau,t)\cdot \frac{dN(\tau)}{d\tau}\cdot d\tau\right) \quad \text{si et seulement si } T(t) - A_{eq0} > 0 \quad \text{(1a, 1b)}$$

$$\text{avec} \quad V(\tau,t) = V(t-\tau) = V_{00} + \int_\tau^t \dot{V}\cdot d\eta \quad \text{et l'hypothèse usuelle} \quad V_{00} = V(\tau,\tau) \approx 0 \quad \text{(2a, 2b)}$$

L'évolution –du temps à germination, τ, au temps actuel, t– de la fraction dite étendue de phase fille, $\dot{y}_0$, correspond donc à la convolution de la germination, à la vitesse $dN(\tau)/d\tau$, et de la croissance des germes supposée sans interaction, à la vitesse $\dot{V}$. Les germes sont généralement supposés de taille initiale négligeable (cf. Eq. (2b)).
Les hypothèses ci-dessus permettent de retrouver la forme du modèle empirique de Johnson-Mehl-Avrami donnant l'évolution de la fraction de phase fille lors d'un chargement isotherme –proche de l'équilibre–, telle que :

$$y(t) = 1 - \exp\left(-k_A(\Delta T)\cdot t^{m_A}\right) \quad \text{si et seulement si} \quad T - A_{eq0} > 0 \quad \text{(3)}$$

Si la loi de croissance est supposée uniquement fonction de l'écart à l'équilibre, $\Delta T = T - A_{eq0}$, la loi de germination –instantanée (à $\tau = 0 < t$) ou continue (pour τ tel que $0 \le \tau \le t$)– détermine seule l'exposant m_A, alors que le coefficient k_A apparaît comme dépendant à la fois de la loi de germination et de la loi de croissance.
Cependant, lors d'une transformation hors équilibre (isotherme avec $(T - A_{eq0})$ "grand", ou anisotherme avec $\dot{T}$ "grand"), on considère généralement que la germination –instantanée ou continue– est différée et ne commence effectivement qu'après une phase dite d'incubation, autrement dit pour τ tel que $0 < \tau \le t$.
Dans les diagrammes (schématisés en Figure 1) dits de "Transformation au Chauffage Isotherme" ou de "Transformation au Chauffage Continu" correspondant respectivement à des chargements thermiques isothermes ou à vitesses de chauffage, $\dot{T}$, constantes, la courbe repérée A_f (aussi notée ici A_{C3}) correspond à l'isovaleur $y(t) \approx 1$.
Introduire un découplage entre une phase d'incubation et les mécanismes de germination-croissance conduit à définir une courbe de début de transformation (fin de l'incubation/début de la germination-croissance), isovaleur $y(t) \approx 0$ notée A_S (aussi notée ici A_{C1}). Ne pas faire de découplage revient à supposer que l'isovaleur $y(t) \approx 0$, début des mécanismes de germination-croissance, est en première approximation confondue avec la droite A_{eq0}.

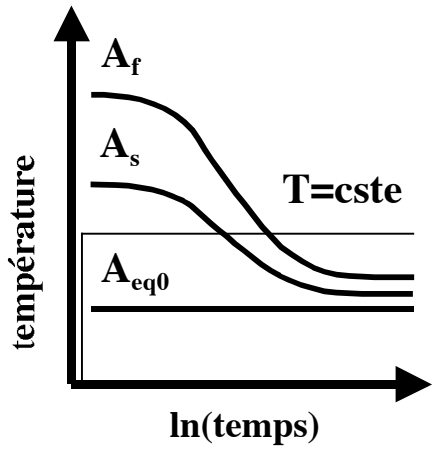


Figure 1a. Transformation au Chauffage Isotherme.

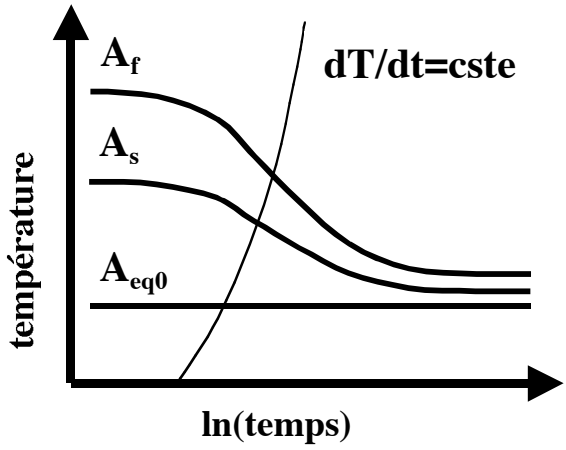


Figure 1b. Transformation au Chauffage Continu.

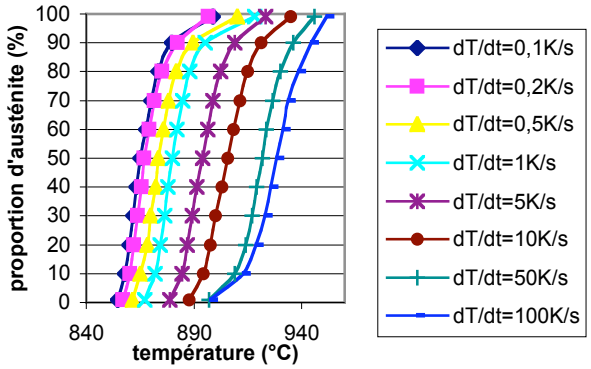
3. DONNÉES EXPÉRIMENTALES SUR L'ACIER T91

La composition en masse de l'acier commercialisé sous la dénomination T91 est donnée dans le tableau suivant. Ce matériau appartient à la classe des aciers à 9wt% de chrome –et éventuellement d'autres éléments d'addition comme le vanadium et le niobium– dont la stabilité microstructurale à haute température en fait a priori de bons candidats potentiels comme matériau des cuves des réacteurs dits du futur –dont la température de fonctionnement nominale est prévue de l'ordre de 600°C–.

*Composition de l'acier T91 (*X10CrMoVNb9-1*) d'après Duthilleul et Brachet (2005).*

C	N	Cr	Mo	V	Nb	Ni	Si	Mn
0.105	0.051	8.24	0.97	0.2	0.075	0.13	0.43	0.37

La microstructure initiale de cet acier est généralement de type martensitique –naturellement obtenue lors de refroidissements même à des vitesses assez faibles $\dot{T} \geq 0.2K/s$–. Lors d'un chauffage à partir de la température ambiante, cette microstructure subit une transformation par diffusion dite austénitique qui correspond à un changement de structure cristallographique (cubique centré → cubique à faces centrées).
Si on considère que la variation de volume importante induite par la transformation est directement associée à l'évolution de la proportion de phase austénitique formée, cette dernière peut être identifiée à partir des résultats d'essais de dilatométrie, par exemple à vitesses de chauffage constantes. Le début de la transformation est alors naturellement associé au seuil de détection de la variation de volume. L'évolution de la proportion de phase austénitique formée et la courbe de début de transformation A_S (ici notée A_{C1}) ainsi macroscopiquement identifiées pour différentes vitesses de chauffage constantes sont données en Figure 2.



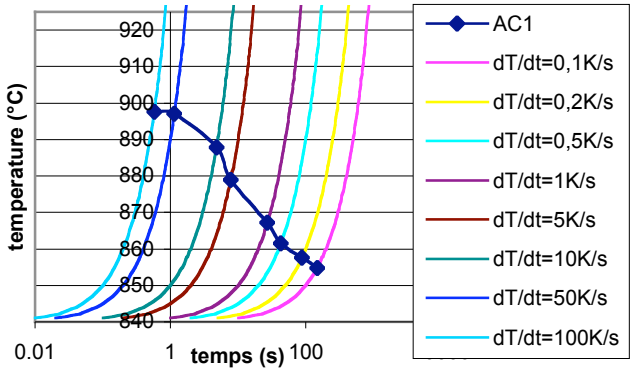


Figure 2a. Cinétique de transformation austénitique $y(T)$. Figure 2b. Courbe de début de transformation A_S (ou A_{C1}). Acier T91 (X10CrMoVNb9-1) –microstructure initiale de type martensite revenue–, d'après Duthilleul et Brachet (2005).

Brachet *et al.* (1998) ont proposé de déduire la cinétique de transformation à l'équilibre $T(y_{eq})$ des résultats expérimentaux $T(y,\dot{T})$ (tels que ceux donnés en Figure 2a), en utilisant la relation proposée par Zhu et Devletian (1991) suivante :

$$T(y_{eq}) = T(y,\dot{T}) - C\left[\dot{T}\cdot T(y,\dot{T})\cdot \exp\left(\frac{E}{R\cdot T}\right)\right]^{1/3} \tag{4}$$

En pratique, pour chaque valeur de y, $T(y_{eq})$ est identifié comme étant la moyenne des valeurs obtenues pour $E(kJ/mole) \in [50,450]$. Les résultats obtenus sont donnés en Figure 3.

4. MODÉLISATION DE LA TRANSFORMATION AUSTÉNITIQUE DE L'ACIER T91

4.1 Un modèle d'incubation et (germination-)croissance découplé

Une première approche de modélisation consiste à distinguer deux phases successives dites d'incubation et de (germination-) croissance. L'identification complète du modèle peut alors se faire selon les trois étapes successives suivantes.

Comme proposé par Duthilleul et Brachet (2005), la cinétique de transformation à l'équilibre déduite des essais de dilatométrie (cf. Eq. (4) et Figure 3a) peut être modélisée par une loi de la forme :

$$y_{eq}(T) = 1 - \exp\left(-(K_0 \cdot (T - A_{eq0}))^{m_0}\right) \tag{5}$$

Le temps d'incubation lors d'un chargement anisotherme $T(t)$ quelconque –par exemple à vitesse de chauffage constante (cf. Figure 2b)–, discrétisé en un ensemble de paliers isothermes Δt_i aux températures T_i, est généralement –cf. par exemple Gautier Aeby (1985)– relié aux temps d'incubation $t_i(T_i)$ lors de chargements isothermes aux températures T_i, en utilisant le principe d'additivité de Scheil qui postule que :

$$\sum_i \frac{\Delta t_i}{t_i(T_i)} = 1 \tag{6}$$

Par ailleurs, nous proposons de modéliser les temps d'incubation $t_i(T_i)$ avec la loi phénoménologique suivante :

$$t_i(T_i) = A \cdot (A_{ssat} - T_i) \cdot \exp\left(\frac{C}{T_i - A_{eq0}}\right) \tag{7}$$

Enfin, Brachet *et al.* (1998) ont proposé de modifier une loi initialement proposée par Holt *et al.* (1980) pour modéliser la cinétique de transformation hors équilibre déduite des essais de dilatométrie (cf. Figure 2a) de telle manière que :

$$\dot{y} = K \cdot \exp\left(\frac{-W}{R \cdot T}\right) \cdot \left\langle T(y_{eq}) - A_{eq0} \right\rangle_+^n \cdot (1 - y) \tag{8}$$

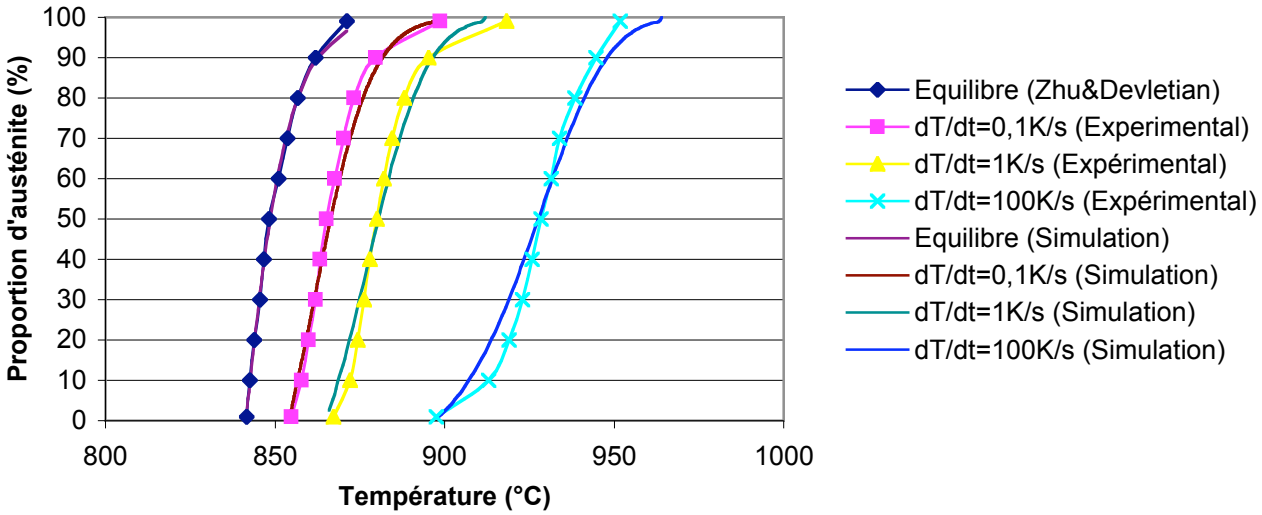


Figure 3. Cinétique de transformation austénitique de l'acier T91 –microstructure initiale de type martensite revenue– à l'équilibre, $y_{eq}(T)$, et hors équilibre, $y(T)$.

Cette démarche requiert l'identification successive de (A_{eq0}, K_0 et m_0), (A, A_{ssat} et C) et (K, W et n) à partir de résultats d'essais tels que ceux donnés en Figures 2a, 2b et 3.

Cette démarche permet ensuite de simuler les cinétiques de transformation lors de chargements (an)isothermes quelconques, par exemple à vitesses de chauffage constantes (cf. Figure 3).

4.2 Un modèle d'(incubation-)germination-croissance unifié

Une deuxième approche pour modéliser les transformations par diffusion consiste à traiter de manière unifiée les mécanismes d'incubation et de germination. Les relations (1-2), associées à des lois d'(incubation-)germination et de croissance ad hoc, sont alors suffisantes pour décrire l'ensemble du processus d'(incubation-)germination-croissance.
Nous proposons une loi d'(incubation-)germination de la forme suivante :

$$N(\tau) = N_0 \cdot \left\langle \frac{T - A_{eq}(\tau)}{T_0} \right\rangle_+^m \tag{9a}$$

soit $$\frac{dN(\tau)}{d\tau} = N_0 \cdot \frac{m}{T_0^m} \cdot \left\langle T - A_{eq}(\tau) \right\rangle_+^{m-1} \cdot \left(\dot{T} - \frac{dA_{eq}(\tau)}{d\tau} \right) \quad \text{avec l'hypothèse usuelle} \quad \frac{dT}{d\tau} = \dot{T} \tag{9b}$$

Si, en première approximation, les germes sont supposés sphériques de diamètre d_g, la loi de croissance (2) devient :

$$V(t-\tau) = \frac{\pi}{6} \cdot \left[\int_\tau^t \dot{d}_g \cdot d\eta \right]^3 \tag{10}$$

Différentes formes particulières de cette expression peuvent être obtenues selon les hypothèses faites en ce qui concerne l'expression de la vitesse de croissance $\dot{d}_g$, par exemple :

$$V(t-\tau) = \frac{\pi}{6} \cdot \dot{d}_g{}^3 \cdot (t-\tau)^3 \qquad \text{si} \qquad \dot{d}_g = cste \tag{11a}$$

$$V(t-\tau) = V_0(T) \cdot \left(\frac{t-\tau}{t_0} \right)^n \tag{11b}$$

Malgré un nombre de paramètres ajustables beaucoup plus faible, le modèle unifié constitué de la loi d'(incubation-) germination (9) et de la loi de croissance (11b), permet d'obtenir des prévisions de la cinétique de transformation austénitique de l'acier T91 avec une précision analogue à celle du modèle découplé présenté au paragraphe précédent.

5. PERSPECTIVES

Les deux approches différentes présentées ci-dessus –associées à un modèle de transformation martensitique au refroidissement– permettent d'envisager de simuler les cinétiques de transformations de l'acier objet de cette étude lors de chargements (an)isothermes quelconques tels que ceux imposés par une opération de soudage multi-passes –avec des vitesses de chauffage ou de refroidissement sur une gamme très étendue–. La deuxième approche est particulièrement prometteuse. Elle requiert cependant une validation supplémentaire –prenant par ailleurs en compte les deux points cités ci-dessous–.

Lors d'une opération de soudage multi-passes le matériau austénitisé peut avoir deux microstructures initiales différentes, viz. de type martensite revenue (état nominal du matériau) ou de type martensite brute de trempe (état après refroidissement au voisinage de la passe précédente). Or (cf. Danon *et al.*, 2003), dans le cas d'une microstructure initiale de type martensite revenue, le changement de structure cristallographique s'accompagne d'une dissolution plus ou moins rapide de différents précipités –essentiellement des carbures du type $M_{23}C_6$– dont les effets éventuels –en particulier pour des vitesses de chauffage supérieures à 10K/s– n'ont pas été discutés ici. De même, l'influence éventuelle de l'état mécanique initial du matériau sur ses cinétiques de transformation est a priori négligeable

REFERENCES

Danon A., Servant C., Alamo A. et Brachet J.-C., "Heterogeneous grain growth in 9Cr martensitic steels: influence of the heating rate and the austenitization temperature", *Materials Science and Engineering*, A348 (2003) pp. 122-132.

Duthilleul R. et Brachet J.-C., “Etude des évolutions microstructurales lors d’un traitement thermique rapide à haute temperature d’un acier de type T91”, *Document technique CEA/DMN* (2005).

Brachet J.-C., Gavard L., Boussidan C., Lepoittevin C., Denis S. et Servant C., "Modelling of phase transformations occurring in low activation martensitic steels", *J. of Nuclear Materials*, 258-263 (1998) pp. 1307-1311.

Gautier Aeby E., "Transformations perlitique et martensitique sous contrainte de traction dans les aciers", *Thèse de Doctorat d'État*, Université de Nancy, (1985).

Holt R.A. et al., IAEA Specialists meeting, IWGFPT/7, Blackpool (UK), (1980).

Zhu Y.T. et Devletian J.H., "Determination of equilibrium solid phase transition temperature using DTA", *Met. Trans.*, 22A (1991) pp. 1993-1998.