

Modélisation numérique des transferts thermiques lors de la trempe d'un alliage métallique oxydé

Thomas VARE^{1*}, Vincent SCHICK¹, Stéphane MATHIEU², Julien TEIXEIRA², Michel GRADECK¹, Sabine DENIS², David MARÉCHAL³

¹ Université de Lorraine, CNRS, LEMTA, F-54000 Nancy, France

² Université de Lorraine, CNRS, IJL, F-54000 Nancy, France

Laboratory of Excellence « Design of Alloy Metals for Low-mass Structures » (DAMAS), Université de Lorraine

³ Institut de Recherche Technologique Matériaux Métallurgie et Procédés (IRT M2P), 4 rue Augustin Fresnel - 57070 Metz France

*(auteur correspondant : thomas.vare@univ-lorraine.fr)

Résumé - Lors de la trempe d'un acier, il est fréquent qu'une couche d'oxyde soit présente à la surface impactée par le fluide de refroidissement. L'influence de cette couche d'oxyde est mal connue dans la littérature. Aussi, l'objectif de cet article est de quantifier l'impact de celle-ci sur les champs de température au sein de l'acier ainsi que sur les transformations de phases au sein du métal. On montre que la couche d'oxyde a un impact très limité quand son épaisseur est inférieure à $200 \mu\text{m}$ et que la résistance de contact à l'interface {couche d'oxyde-acier} n'excède pas $10^{-5} \text{Km}^2\text{W}^{-1}$.

Nomenclature

Métallurgie

k Coefficient des lois JMAK

n Exposant des lois JMAK

y Fraction volumique

ξ Fraction volumique normalisée

ξ_e Volume étendu

S Somme de Scheil

HV Dureté Vickers

Thermique

T Température, K

ρ Masse volumique, kg/m^3

C Capacité calorifique massique, $\text{J}/(\text{kgK})$

λ Conductivité thermique, $\text{W}/(\text{mK})$

a Diffusivité thermique, m^2/s

R_c Résistance de contact, Km^2W^{-1}

h Coefficient d'échange par convection, $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$

ΔH Chaleur latente de transformation, J/m^3

A_3 Température d'apparition de la Ferrite, K

A_1 Température d'apparition de la Perlite, K

B_s Température d'apparition de la Bainite, K

M_s Température d'apparition de la Martensite, K

Indices

1 Couche d'oxyde

2 Acier

A Austénite

F Ferrite

P Perlite

B Bainite

M Martensite

1. Introduction

La trempe par aspersion d'eau est un traitement thermique utilisé pour conférer aux aciers des propriétés de résistances mécaniques spécifiques. Cette opération consiste d'abord à porter l'acier à une température suffisante, généralement entre 800°C et 900°C , pour former de l'austénite. Après une période de maintien à cette température d'austénitisation, l'acier est refroidi par aspersion d'une grande quantité d'eau liquide. Au cours de ce processus de refroidissement, l'acier subit différentes transformations de phases. Celles-ci dépendent de la température d'austénitisation et de la vitesse de refroidissement et influent directement sur les microstructures et sur les propriétés mécaniques finales de l'acier. La ductilité du matériau, sa limite d'élasticité, sa résilience, ainsi que sa dureté sont les propriétés affectées par la trempe. Lors de la chauffe et du maintien en température en atmosphère oxydante précédant la trempe,

une couche d'oxyde se développe sur la surface du métal. Celle-ci est généralement nommée calamine et consiste en une superposition de différentes strates d'oxydes, à savoir de l'hématite Fe_2O_3 , de la magnétite Fe_3O_4 et de la wustite FeO [12]. Toutefois, il s'avère que la vitesse de formation de la wustite est élevée devant celle des autres oxydes de fer, de sorte que l'on considérera dans ce travail que la couche d'oxyde est uniquement constituée de FeO . La conductivité des oxydes étant usuellement inférieure d'un ou deux ordres de grandeur à celle des métaux dont ils sont issus [5], les échanges thermiques vont être moindres lors de la trempe, ce qui peut modifier la cinétique de refroidissement et donc la nature et la proportion des constituants formés lors de la décomposition de l'austénite. Par ailleurs, le contact entre la couche d'oxyde et le métal est généralement imparfait ce qui contribue à diminuer encore le flux dissipé et à isoler encore davantage le métal (existence d'une résistance de contact).

L'influence de cette couche d'oxyde sur la chaleur dissipée lors de la trempe et donc sur les propriétés de l'acier à l'issue de celle-ci est mal documentée dans la littérature. L'objectif de ce travail est donc d'étudier numériquement son effet en prenant en compte la couche d'oxyde et l'interface oxyde-métal. Une attention particulière est donnée à la thermodépendance des paramètres physiques et la prise en compte des transformations de phases.

La première partie de ce papier est consacré à la description mathématique de l'assemblage {couche d'oxyde-acier}. Le comportement métallurgique de l'acier 42CrMo4 utilisé dans ce travail ainsi que la manière dont la trempe est modélisée sont ensuite présentés dans une deuxième partie. Enfin, une dernière partie expose les résultats marquants obtenus en analysant les influences respectives de l'épaisseur de la couche d'oxyde et de la résistance de contact.

2. Formulation mathématique du système thermique {couche d'oxyde - acier}

On considère la trempe d'une plaque d'acier 42CrMo4 d'épaisseur e_2 , de masse volumique ρ_2 , de conductivité thermique λ_2 et de capacité calorifique massique C_2 . La plaque est surmontée par une couche d'oxyde FeO d'épaisseur e_1 et de propriétés ρ_1 , λ_1 et C_1 . La surface impactée par le jet d'eau utilisé lors de la trempe est repérée par l'abscisse $x = 0$, l'axe x étant orienté vers le bas. La figure (1) représente la configuration de notre étude.

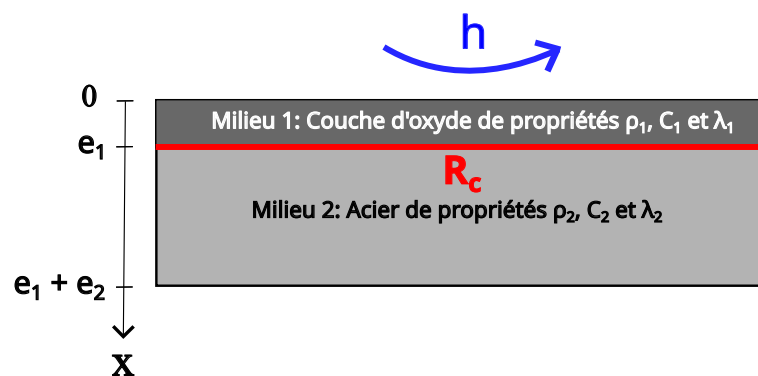


Figure 1 : Configuration étudiée

Au cours de la trempe, l'acier subit d'importantes variations de température : en effet, cette dernière varie de 850°C à 20°C . Compte tenu de la gamme de températures étendue mise en jeu, la thermodépendance des propriétés de l'acier doit être prise en considération dans la modélisation. Par ailleurs, différentes transformations de phases dans l'acier vont être induites par le refroidissement, ce qui va conduire à l'apparition d'une puissance volumique ainsi qu'à une modification des propriétés physiques de l'acier en cours de refroidissement. En conséquence, un terme de chaleurs latentes de transformations $\dot{Q}_2(t)$ doit être ajouté à

l'équation de la chaleur associée à l'acier pour prendre en compte la création des nouveaux constituants. Enfin, on étudie la trempe d'une plaque d'acier de grandes dimensions par rapport à son épaisseur ce qui permet de considérer que le transfert de chaleur est unidimensionnel. Dans ce cadre, les équations de la chaleur pour la couche d'oxyde et pour l'acier s'écrivent respectivement :

$$\frac{\partial T_1}{\partial t} = \frac{1}{\rho_1 C_1} \left(\lambda_1 \frac{\partial^2 T_1}{\partial x^2} + \frac{\partial \lambda_1}{\partial x} \frac{\partial T_1}{\partial x} \right) \quad (1)$$

$$\frac{\partial T_2}{\partial t} = \frac{1}{\rho_2 C_2} \left(\lambda_2 \frac{\partial^2 T_2}{\partial x^2} + \frac{\partial \lambda_2}{\partial x} \frac{\partial T_2}{\partial x} \right) + \frac{\dot{Q}_2(t)}{\rho_2 C_2} \quad (2)$$

Le terme source $\dot{Q}_2(t)$ est relié aux cinétiques de transformation de phases par la relation (3) :

$$\dot{Q}_2(t) = \sum_i \Delta H_i \frac{dy_i}{dt} \quad (3)$$

où $\Delta H_{Ferrite} = \Delta H_{Perlite} = 5,9 \times 10^8 \text{Jm}^{-3}$, $\Delta H_{Bainite} = 2,4 \times 10^8 \text{Jm}^{-3}$ et $\Delta H_{Martensite} = 4,4 \times 10^8 \text{Jm}^{-3}$ ([7] et [4]).

Les propriétés thermophysiques de l'acier sont déterminées à partir des fractions volumiques de ses constituants y_i par des lois de mélange [11] :

$$\omega = \sum_i y_i \omega_i \text{ avec } \omega = \{\rho, \lambda, C\} \quad (4)$$

La dureté Vickers est calculée par une loi de mélange analogue selon :

$$HV = HV_A + \sum_i (HV_i(T_k) - HV_A) dy_i \quad (5)$$

où $HV_i(T_k)$ désigne la dureté du constituant i formé à la température T_k . Les valeurs de $HV_i(T_k)$ utilisées dans ce papier sont tirées de données expérimentales [7].

On modélise le flux thermique convectif engendré par l'impact du jet sur la plaque par la loi de Newton. Les échanges convectifs de chaleur sont négligés sur la face opposée. Par ailleurs, le contact entre la couche d'oxyde et l'acier est considéré comme imparfait ce qui se traduit par l'existence d'une résistance de contact R_c à l'interface entre ces deux milieux. Les conditions limites associées aux équations (1) et (2) s'écrivent alors :

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x}(x = 0, t) = h(T_1(x = 0, t) - T_\infty) \quad (6)$$

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x}(x = e_1, t) = \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x}(x = e_1, t) \quad (7)$$

$$T_1(x = e_1, t) - T_2(x = e_1, t) = -R_c \lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x_1}(x = e_1, t) \quad (8)$$

$$\frac{\partial T_2}{\partial x}(x = e_1 + e_2, t) = 0 \quad (9)$$

La condition (7) traduit la continuité du flux à l'interface. La température du jet loin de la surface du métal est fixée à $T_\infty = 20^\circ\text{C}$.

A l'instant initial, on considère que l'acier est complètement austénisé et que sa température est de $T_0 = 850^\circ\text{C}$. La couche d'oxyde est supposée à la même température que celle de la plaque. On ajoute donc aux équations (1) et (2) les conditions initiales :

$$T_1(x, t = 0) = T_2(x, t = 0) = T_0 \quad (10)$$

$$y_A(x, t = 0) = 1 \quad (11)$$

où y_A désigne la fraction volumique en austénite.

Les variations des propriétés thermiques et métallurgiques de cet acier avec la température ont déjà été déterminées pour les différents constituants dans des travaux précédents ([7] et [4]). En ce qui concerne la couche d'oxyde, les variations de sa conductivité thermique λ_1 avec la température ont été évaluées dans [2] et celles de sa capacité calorifique massique dans [1]. Sa masse volumique a été prise constante et égale à $\rho_1 = 5700 \text{kg m}^{-3}$. Les propriétés thermodépendantes des différents constituants de l'acier 42CrMo4 ainsi que celles de l'oxyde FeO sont représentée sur la figure (2). Les domaines de températures indiqués sur la figure (2) seront définis dans la partie 3.

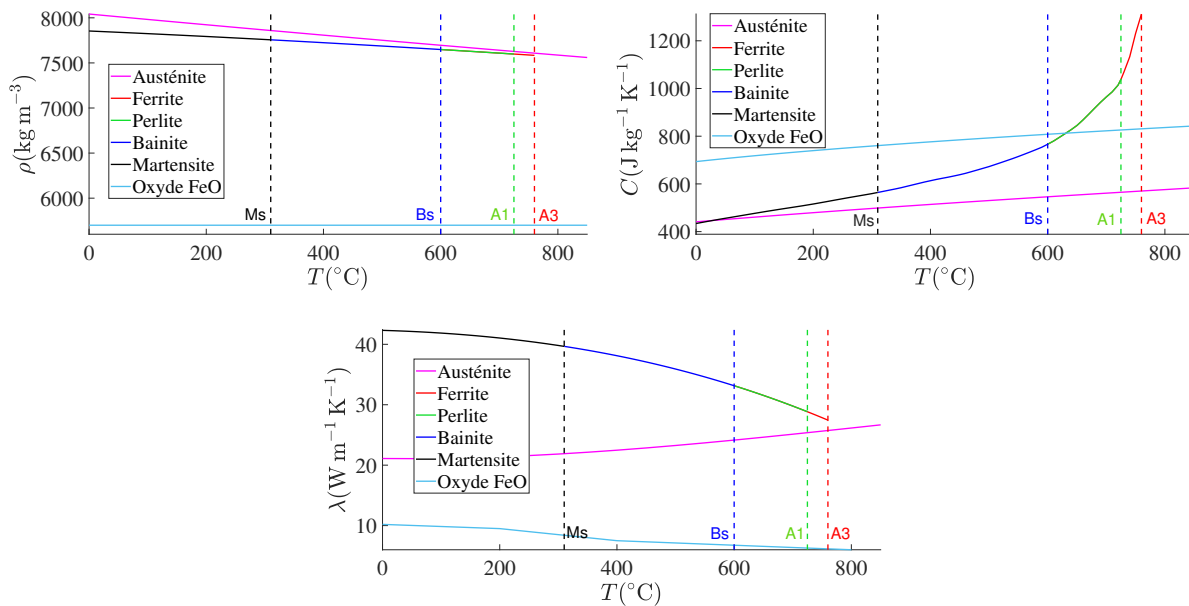


Figure 2 : Variations des propriétés thermophysiques de l'acier 42CrMo4 et de la couche d'oxyde FeO avec la température d'après [7], [4], [2] et [1]

Le système d'équations non linéaires (1) et (2) associé aux conditions limites (6) (7) (8) (9) et aux conditions initiales (10) et (11) est ensuite résolu numériquement par la méthode des différences finies. Les schémas utilisés pour la discrétisation spatiale sont d'ordre 2 et on utilise une méthode d'Euler progressive du premier ordre pour approximer les dérivées temporelles.

3. Aspects métallurgiques

3.1. Transformations diffusives et displacives des aciers austénisés et diagramme TTT

Deux types de changements de phases ont lieu lors du refroidissement d'un acier austénisé. Le premier met en jeu des transformations de phases avec diffusion dépendant à la fois du temps et de la température. La ferrite proeutectoïde, la perlite et la bainite sont les constituants se formant à partir de l'austénite dans de telles transformations. A une température donnée, la durée au bout de laquelle se forme une nouvelle phase en conditions isothermes est appelée temps d'incubation t_i . La formation des constituants issus de transformations diffusives obéit à la loi de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) (voir [9] et [10]) donnée par :

$$y_i = y_d y_i^{max} (1 - \exp(-k_i (t - t_i)^{n_i})) \quad (12)$$

Dans cette expression, y_d désigne la fraction volumique d'austénite disponible, y_i^{max} la fraction volumique du composant i formable. Ces grandeurs ainsi que les coefficients k_i et n_i dépendent de la température et ont été déterminés à la température considérée expérimentalement en amont de cette étude pour chaque constituant.

La seconde catégorie ne dépend que de la température et est qualifiée de displacive : la transformation de l'austénite vers la martensite est la seule transformation displacive qui intervient ici. La formation de la martensite est décrite, quant à elle, par la loi de Koistinen-Marburger :

$$y_M = y_d(1 - \exp(\alpha(M_S - T)^m)) \quad (13)$$

$\alpha = 0.011K^{-1}$ et $m = 1$ pour les aciers hypoeutectoïdes faiblement alliés, ce qui est le cas pour l'acier 42CrMo4 de notre étude. M_S (« Martensite Start ») est la température en dessous de laquelle commence la formation de martensite.

En métallurgie, ces différentes transformations de phase sont classiquement représentées sur des diagrammes « Temps-Température-Transformation » (diagrammes TTT [6]). Ces derniers dépendent des conditions dans lesquelles a été réalisée l'austénitisation de l'acier (Température, Durée, ...) et sont établis expérimentalement dans des conditions isothermes : l'austénite est refroidie rapidement depuis la température d'austénitisation jusqu'à une certaine température à laquelle elle est maintenue et on analyse par dilatométrie la proportion de constituant se formant au cours du temps. Le diagramme TTT correspondant à l'acier 42CrMo4 étudié ici est tiré de [7] et [4] et est représenté figure (3).

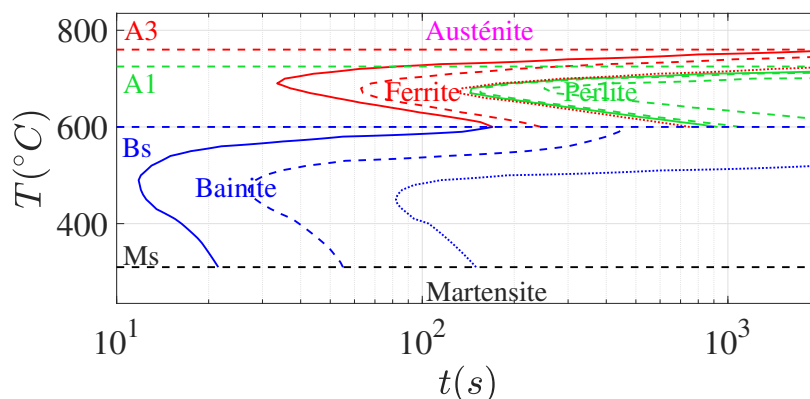


Figure 3 : Diagramme TTT de l'acier 42CrMo4 d'après [7] et [4] : les lignes continues indiquent le début d'une transformation de phase lors d'un maintien isotherme. Celles sous forme de tirets et en pointillés spécifient les instants où respectivement 10% et 90% de la fraction volumique maximale y_{max} du constituant s'est formée

Il met en évidence différents intervalles de température en fonction des constituants pouvant se créer :

- Pour $A_1 \leq T \leq A_3$, la ferrite proeutectoïde est le seul constituant possible.
- Pour $B_S \leq T \leq A_1$, seules la ferrite proeutectoïde et la perlite peuvent apparaître.
- La plage $M_S \leq T \leq B_S$ correspond à la formation possible de la bainite.
- Enfin quand $T \leq M_S$, la martensite se forme.

3.2. Modélisation de la trempe grâce au diagramme TTT

Les constituants pouvant se former lors d'une trempe sont les mêmes que ceux apparaissant lors des transformations isothermes représentées sur un diagramme TTT. Pour prévoir les transformations de phases lors d'un refroidissement continu, nous utilisons ici le modèle développé initialement par Fernandes et al [7] et Farias [3] et enrichi par Jeyabalan et al [11]. Ce modèle

décrit la trempe par une succession de transformations isothermes.

Dans cette approche, les instants où les transformations diffusives surviennent sont déterminés par la méthode de la somme de Scheil [8] en reposant sur le principe d'additivité : quand cette dernière vaut 1, le changement de phase s'amorce. Cette somme est définie par :

$$S = f \sum_k \frac{\Delta t_k}{t_i(T_k)} \quad (14)$$

où Δt_k désigne le pas de temps à l'instant k et $t_i(T_k)$ est le temps d'incubation en condition isotherme à la température T_k . La valeur du coefficient f est ajustée afin de se rapprocher au mieux des données expérimentales. Dans notre cas, f est fixé à 1 pour les transformations de l'austénite en ferrite et perlite. Pour la bainite en revanche, l'hypothèse est faite que l'incubation ne dépend pas des incubations à plus haute température [7] : aussi au premier instant où T devient inférieure à B_S , la somme de Scheil est réinitialisée en posant $f = 0$.

Les moments où débutent les transformations diffusives étant donnés par le critère de la somme de Scheil, il est pratique de reformuler les lois JMAK (12) en éliminant le temps d'incubation t_i et de travailler avec des incréments de fraction volumique dy . Pour ce faire, on détermine d'abord les fractions volumiques normalisées ξ , puis les volumes étendus ξ_{ei} et on en déduit les dy_i . Les expressions correspondantes pour les différents constituants dy_i sont détaillées dans [11] et récapitulées dans le tableau ci dessous.

	Ferrite $B_S \leq T \leq A_3$	Perlite $B_S \leq T \leq A_1$	Bainite $M_S \leq T \leq B_S$
ξ	$\xi_F = \frac{y_F}{y_F^{max}}$	$\xi_P = \frac{y_P}{y_P^{max}(1 - y_F)}$	$\xi_B = \frac{y_B}{y_B^{max}(1 - y_F - y_P)}$
ξ_e	$\xi_{eF} = -\log(1 - \xi_F)$	$\xi_{eP} = -\log(1 - \xi_P)$	$\xi_{eB} = -\log(1 - \xi_B)$
$d\xi_e$	$d\xi_{eF} = n_F k_F^{\frac{1}{n_F}} \xi_{eF}^{1 - \frac{1}{n_F}} dt$	$d\xi_{eP} = n_P k_P^{\frac{1}{n_P}} \xi_{eP}^{1 - \frac{1}{n_P}} dt$	$d\xi_{eB} = n_B k_B^{\frac{1}{n_B}} \xi_{eB}^{1 - \frac{1}{n_B}} dt$
dy	$dy_F = y_F^{max}(1 - \xi_F)d\xi_{eF}$	$dy_P = (1 - y_F)y_P^{max}(1 - \xi_P)d\xi_{eP}$	$dy_B = (1 - y_F - y_P)y_B^{max}(1 - \xi_B)d\xi_{eB}$

Comme la formation de martensite ne dépend que de la température, la loi de Koistinen-Marburger (13) est utilisable telle quelle.

4. Influence de l'épaisseur de la couche d'oxyde et de la résistance de contact

On étudie l'influence de la couche d'oxyde en distinguant les rôles de son épaisseur et celui de la résistance de contact modélisant le contact imparfait à l'interface avec l'acier. On se place dans le cas d'une trempe martensitique où le refroidissement de l'acier est très brutal afin d'augmenter la dureté de l'acier par la formation de martensite : le coefficient d'échange par convection a donc été fixé à $h = 2000 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ dans toutes les simulations. On a également systématiquement considéré une plaque d'acier d'épaisseur $e_2 = 1 \text{ cm}$.

4.1. Impact de l'épaisseur e_1 de la couche d'oxyde

Une première série de simulations a été menée afin de quantifier l'impact de l'épaisseur de la couche d'oxyde. Afin de véritablement séparer le rôle de cette dernière de la résistance de contact, on a considéré que le contact était parfait et que la résistance de contact était donc nulle. La gamme d'épaisseurs e_1 étudiée s'étend de $100 \mu\text{m}$ jusqu'à 2 mm , étant donné qu'il est peu probable d'excéder cette valeur dans la réalité. Les variations au cours de temps des champs de température ainsi que des fractions volumiques de martensite sont présentées sur la figure (4). On observe le caractère isolant de la couche d'oxyde : la face avant de l'acier se refroidit jusqu'à $T_\infty = 20^\circ\text{C}$ d'autant plus lentement que la couche d'oxyde est épaisse (4). En conséquence, on observe que plus e_1 est important et plus la formation de martensite est retardée : celle-ci débute

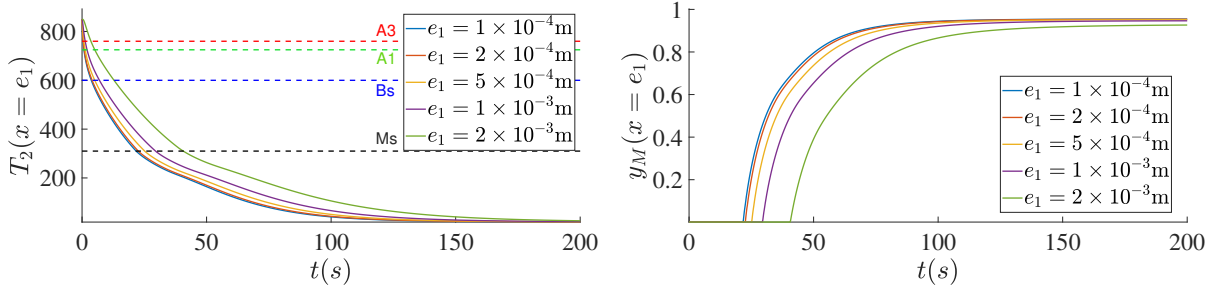


Figure 4 : Evolution des températures et des fractions volumiques de martensite en face avant pour différentes épaisseurs de couche d'oxyde

au bout de 20 s en cas de couche de fine épaisseur ($e_1 = 100 \mu\text{m}$) tandis qu'elle ne commence qu'après 40 s quand l'épaisseur de la couche est plus importante ($e_1 = 2 \text{ mm}$). Comme attendu, la dureté obtenue est quasiment la même en fin de trempe ($HV = 640$) : on obtient une fraction volumique de martensite de près de 95% avec environ 5% d'austénite résiduelle. A noter qu'on observe juste quelques traces de bainite (environ 2%) quand $e_1 = 2 \text{ mm}$. Les différents graphes montrent que l'épaisseur de la couche d'oxyde est négligeable lorsqu'elle est inférieure à $200 \mu\text{m}$.

4.2. Rôle de la résistance de contact R_c

Dans le but de quantifier le seul effet de la résistance de contact, une couche d'oxyde relativement fine de $e_1 = 200 \mu\text{m}$ a été imposée dans ce paragraphe. Nous avons considéré que R_c variait entre $10^{-6} \text{K m}^2 \text{W}^{-1}$ et $10^{-3} \text{K m}^2 \text{W}^{-1}$, ce qui correspond à l'intervalle de valeurs usuellement rencontrées pour des résistances de contact [5]. Les résultats en terme d'évolutions de champ de température et de fraction volumique de martensite sont illustrés en face avant sur la figure (5). Comme attendu, on observe qu'augmenter la valeur de la résistance de contact ac-

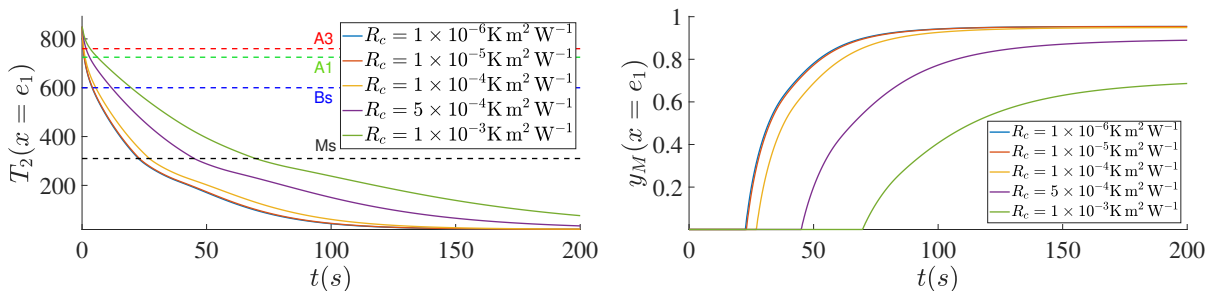


Figure 5 : Evolution des températures et des fractions volumiques de martensite en face avant pour différentes valeurs de résistances de contact

croît le caractère isolant de la couche d'oxyde : plus R_c est important et plus le refroidissement est lent et l'apparition de martensite retardée. La différence la plus notable par rapport au paragraphe précédent réside dans le fait que la dureté et la microstructure de l'acier en fin de trempe dépendent de la valeur de la résistance de contact. Dès que celle ci dépasse $10^{-4} \text{K m}^2 \text{W}^{-1}$, de la bainite se forme en quantité suffisamment importante pour conduire à une réduction significative de la dureté finale. Pour $R_c = 10^{-3} \text{K m}^2 \text{W}^{-1}$, on obtient une dureté $HV = 600$ uniforme dans la couche d'acier contre $HV = 640$ avec un faible gradient dans l'épaisseur si R_c est 10 fois plus faible montrant ainsi que des valeurs importantes de la résistance de contact limitent l'efficacité de la trempe. L'observation des résultats des différentes simulations indique que la

résistance de contact est négligeable quand $R_c \leq 10^{-5} \text{Km}^2\text{W}^{-1}$.

5. Conclusion

Dans cet article, l'influence d'une couche d'oxyde lors de la trempe d'un acier a été étudiée. On a mis en évidence les rôles distincts de son épaisseur ainsi que de la résistance de contact à l'interface avec l'acier. Nous avons montré qu'en dessous d'une épaisseur $e_1 = 200 \mu\text{m}$ et d'une valeur de résistance $R_c \leq 10^{-5} \text{Km}^2\text{W}^{-1}$, la couche d'oxyde a un impact très limité. Lorsque ces deux paramètres deviennent suffisamment importants, la couche d'oxyde isole l'acier, retarde la formation de martensite et favorise l'apparition d'autres constituants. Pour avoir une influence significative à elle seule, l'épaisseur de la couche d'oxyde doit être très importante par rapport aux valeurs rencontrées dans la réalité : on estime généralement qu'elle n'excède pas les $100 \mu\text{m}$. Les valeurs de résistances de contact aboutissant à des modifications importantes des microstructures et de la dureté de l'acier paraissent beaucoup plus plausibles par rapport aux valeurs généralement admises dans la littérature. Ceci est d'autant plus vrai qu'on a considéré la couche d'oxyde comme une entité unique dans cette étude alors qu'elle est elle-même constituée de plusieurs strates, donc de plusieurs interfaces auxquels peuvent être associées des résistances de contact.

Références

- [1] E. Beygelzimer, Y. Beygelzimer, « Heat capacity of oxide scale in the range from 0°C to 1300°C : generalized estimates with account for movability of phases transitions. » *Materials Science, Physics*, (2021)
- [2] M. Takeda, T. Onishi, S. Nakakubo, S. Fujimoto « Physical properties of iron-oxide scales on Si-containing steels at high temperature », *Materials Transactions Vol 50, n°9*, (2009)
- [3] S. Denis, D. Farias, A. Simon, « Mathematical Model Coupling Phase Transformations and Temperature Evolutions in Steels. », *ISIJ International*, pp 316-325. (1992)
- [4] A.V.S. Oliveira, J. Teixeira, V. Schick, D. Maréchal, M. Gradeck, S.Denis. « Using a linear inverse heat conduction model to estimate the boundary heat flux with a material undergoing phase transformation. », *Applied Thermal Engineering*, (2023).
- [5] C.V. Madhusudana, « Thermal Contact Conductance : Second Edition », *SPRINGER Mechanical Engineering Series* (2014),pp 217-243.
- [6] J. Barralis, G.Maeder, « Précis de Métallurgie : Elaboration, Structures-Propriétés, Normalisation », *Nathan, AFNOR* (2005).
- [7] F.M.Braz Fernandes, « Modélisation et Calcul de l'Évolution de la Température et de la Microstructure au cours du Refroidissement Continu des Aciers », *Thèse Institut National Polytechnique de Lorraine*, (1985)
- [8] E. Scheil, « Anlaufzeit der Austenitumwandlung », *Arch. Fur Das Eisenhüttenwes* 8 (1935)
- [9] W. Johnson, K. Mehl, « Reaction kinetics in processes of nucleation and growth », *Trans. Am. Inst. Min. Metall. Petrol. Eng.* 135 (1939)
- [10] M. Avrami, « Kinetics of phase change. II transformation-time relations for random distribution of nuclei » *J. Chem. Phys.* 8 (2) (1940)
- [11] K. Jeyabalan, S.D. Catteau, J. Teixeira, G. Geandier, B. Denand, et al. « Modeling of the austenite decomposition kinetics in a low-alloyed steel enriched in carbon and nitrogen » *Materialia*, (2020), 9, pp.100582. 10.1016/j.mtla.2019.100582. hal-02985539
- [12] B-A. Behrens, A. Chugreev, B. Awiszus, M. Graf, R. Kawalla, M. Ullmann, et al. « Sensitivity Analysis of Oxide Scale Influence on General Carbon Steels during Hot Forging » *Metals* (2018)

Remerciements

Ce travail a été réalisé dans le cadre du projet de recherche RESEM4 lancé par l'« Institut de Recherche Technologique Matériaux Métallurgie Procédés » (IRT M2P) et financé par le programme français « Plan d'Investissement d'Avenir » (PIA) que nous tenons à remercier.