



### **Science Arts & Métiers (SAM)**

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers Institute of Technology researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: <https://sam.ensam.eu>  
Handle ID: <http://hdl.handle.net/10985/11374>

#### **To cite this version :**

Guillaume FALLOT, Laurent BARRALLIER, Sébastien JÉGOU - Optimisation de la nitruration gazeuse des aciers par une modélisation multiphysique - Traitements et Matériaux - Vol. 441, p.40-44 - 2016

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository

Administrator : [scienceouverte@ensam.eu](mailto:scienceouverte@ensam.eu)



# Optimisation de la nitruration gazeuse des aciers par une modélisation multiphysique

Laurent Barrallier, Sébastien Jégou, Laboratoire MSMP, Arts et Métiers ParisTech, Aix-en-Provence, France, Guillaume Fallot, Airbus Helicopters, Marignane, France

**La nitruration gazeuse est un traitement thermo-chimique contrôlée par la température, le temps et le potentiel azote superficiel qui influencent de façon notable les propriétés mécaniques (dureté, contraintes résiduelles) et la durée de vie des pièces mécaniques traitées. Cet article propose une méthodologie permettant l'optimisation des paramètres de nitruration en utilisant un modèle multiphysique décrivant complètement le traitement : microstructure, mécanisme de diffusion/précipitation, dureté et génération des contraintes résiduelles.**

**L'**augmentation des puissances de fonctionnement, la réduction de la masse et des coûts de fabrication impliquent une optimisation des transmissions de puissance.

L'utilisation de modélisation pour définir les paramètres des procédés est naturellement de plus en plus importante dans les industries automobile et aéronautique et ceci dès les étapes de conception de nouvelles ou de pièces mécaniques complexes.

Dans le cas des traitements de surface, la modélisation peut apporter une aide non négligeable dans l'optimisation des paramètres du procédé pour définir des profondeurs de traitement, des microstructures particulières afin d'améliorer, par exemple :

- la résistance à la fissuration ou la résistance en fatigue au travers des gradients de contraintes résiduelles et de dureté,
- la déformation des pièces traitées associées aux variations volumiques macroscopique générées.

L'optimisation des usinages de finition (profondeur d'enlèvement de matière) peut être également envisagée dans la prise en compte des états de surface mécaniques résiduels.

Parmi les traitements de surface thermo-chimiques applicables aux aciers de construction, la nitruration gazeuse est largement utilisée en aéronautique à cause des faibles déformations générées liées à une température de traitement

relativement basse (pratiquée entre 450 °C et 590 °C et associée à des conditions de refroidissement peu importante) comparée, par exemple, à celle de la cémentation (effectuée au environ 900 °C suivi d'une trempe) [1]. Cependant à ces basses températures, les phénomènes de diffusion sont considérablement ralentis. Associés aux transformations de phases, ils peuvent induire des microstructures générant des niveaux de contraintes résiduelles faibles ou favorisant la propagation de fissures si les paramètres procédés ne sont pas correctement définis [2-4].

La nitruration gazeuse est bien décrite dans le cas d'alliage binaire ferreux [5-11] où la diffusion de l'azote dans la matrice ferritique ( $\alpha$ -Fe) est le phénomène physique prépondérant. L'adsorption des atomes d'azote depuis l'atmosphère, essentiellement composé d'ammoniac  $\text{NH}_3$  génère la formation d'une couche de combinaison formée de nitrures de fer  $\epsilon$ - $\text{Fe}_2\text{N}$  et/ou  $\gamma$ '- $\text{Fe}_4\text{N}$ , suivie par une couche de diffusion composée de nitrures d'éléments d'alliage  $\text{MxNy}$  ( $\text{M} = \text{Cr}, \text{V}, \text{Mo}...$ ) finement dispersés dans la matrice ferritique. Dans le cas

des aciers alliés au carbone, la couche de diffusion se caractérise également par la précipitation de cémentite alliée de type M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> provenant de la transformation des carbures de revenu  $\text{M}_{23}\text{C}_6/\text{M}_7\text{C}_3$  initialement présents dans le métal de base (martensite revenue) [12-13]. Une co-diffusion du carbone est également observée qui implique des cinétiques de transformation de phases plus complexes, notamment au niveau du front de diffusion de l'azote où un enrichissement en carbone est généralement observé [2,14]. La cinétique de formation de la couche de combinaison est fonction du potentiel azote  $K_N$  de l'atmosphère générant une décarburation du matériau pour un bas  $K_N$  ou un enrichissement en carbone de la couche de combinaison pour un haut  $K_N$  [15]. La modélisation du procédé est donc complexe et quelques auteurs ont pris en compte la diffusion du carbone dans la modélisation. Torchane *et al.* ont étudié l'influence du carbone sur la cinétique de formation de la couche de combinaison dans le cas de ternaire Fe-C-N [16]. Depouhon *et al.* ont proposé une modélisation phénoménologique 3D qui permet de prédire les changements de volume macroscopiques des pièces nitrurées, modèle basé sur une approche inverse à partir de profils expérimentaux d'azote et de carbone et de contraintes résiduelles permettant ainsi de définir les cinétiques de diffusion et de précipitation, mais seulement pour un matériaux donné [17].

Composition (m.%)

C	Cr	Mo	V	Mn	Fe
0,318	2,97	0,84	0,28	0,55	reste

TABLEAU 1 : Composition chimique de l'acier de nuance 33CrMoV12-9.

On trouvera dans cet article des comparaisons entre des résultats expérimentaux et une modélisation proposée par les auteurs permettant ainsi d'entrevoir une optimisation de la nitruration gazeuse pour un grand nombre d'aciers de construction [18-23]. Les comparaisons ont été faites pour différentes conditions de nitruration (temps, température, potentiel azote) dans le cas d'un acier industriel de nuance 33CrMoV12-9 [3].

### Méthodes expérimentales

La composition de l'acier étudié est donnée dans le **tableau 1**. Des échantillons de dimensions  $17 \times 13 \times 5 \text{ mm}^3$  ont été austénitisés à la température de  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  durant 30 minutes et trempés à l'huile. Le revenu a été fait à la température de  $590 \text{ }^\circ\text{C}$  durant 2,5 heures avant le traitement de nitruration.

Les nitrurations gazeuses ont été réalisées dans une thermobalance de type SETSYS Evolution de Setaram Instrumentation. La température de nitruration a été fixée à  $550 \text{ }^\circ\text{C}$ , le temps et le potentiel azote ont respectivement été fixés entre 2,5 et 30 heures et 0,33 et  $13,77 \text{ atm}^{1/2}$ . L'atmosphère nitrurante était composée d'un mélange gazeux  $\text{NH}_3\text{-N}_2\text{-H}_2$  avec un débit total de  $200 \text{ mL}\cdot\text{min}^{-1}$ .

Les profils d'azote et de carbone ont été obtenus par un spectromètre à décharges lumineuses de type SPECTROMAXx MX5M BT de Spectro. Les profils ont été réalisés par polissages mécaniques successifs en analysant à chaque profondeur quatre points différents (spots de  $0,5 \text{ mm}$  de diamètre et d'une profondeur moyenne de  $30 \text{ }\mu\text{m}$ ). La profondeur des couches enlevées a été contrôlée avec un comparateur mécanique.

La fraction superficielle de cémentite M3C aux anciens joints de grains d'austénite a été déterminée par analyses d'images. Dans cette étude les observations ont été faites par microscopie électronique à balayage (MEB) sur un Jeol 7001F avec une tension de  $15 \text{ kV}$  et équipé d'un spectromètre à dispersion d'énergie (EDS). Les analyses d'images ont été conduites sur des images obtenues en électrons rétrodiffusés (BSE) afin de profiter du bon contraste en numéro atomique entre la matrice et la cémentite aux joints de grains. Les fractions surfaciques ont été déterminées en considérant successivement des bandes (ou régions d'intérêt) de  $20 \text{ }\mu\text{m}$  de largeur parallèles à la surface sur les images BSE.

Les profils de dureté ont été faits sur un microduremètre de type Leica VMHT avec une charge

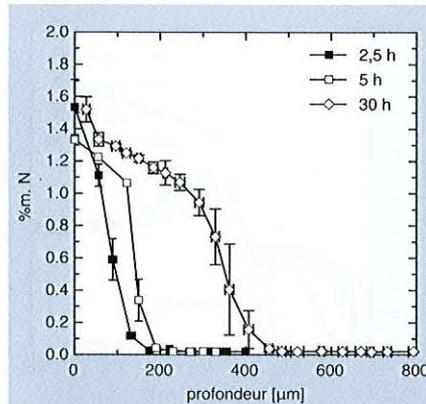


FIGURE 1 : Influence du temps sur la diffusion d'azote.

Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$  et à  $K_N = 3,65 \text{ atm}^{1/2}$ .

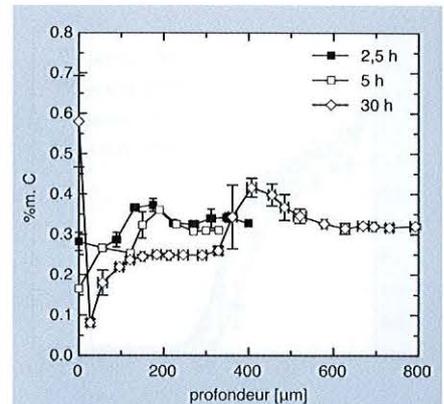


FIGURE 2 : Influence du temps sur la diffusion de carbone.

Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550 \text{ }^\circ\text{C}$  et à  $K_N = 3,65 \text{ atm}^{1/2}$ .

de  $2 \text{ N}$  appliquée durant 15 s. La profondeur effective de nitruration a été définie comme étant la profondeur correspondante à la dureté à cœur plus  $100 \text{ HV } 0,2$ , critère généralement choisi industriellement.

### Modélisation de la nitruration

Le modèle de nitruration est unidimensionnel avec une hypothèse de massif semi-infini. Il est basé sur un couplage entre la diffusion en solution solide dans la matrice ferritique à partir des lois de Fick et la précipitation à l'équilibre thermodynamique à partir du logiciel Thermo-Calc (version 4.0 [24] et TC-API version 7.0 [25]). Cette approche permet d'estimer les profils de composition en azote et en carbone mais également les compositions et les fractions volumiques des phases dans toute la couche nitrurée. Les calculs thermodynamiques ont été effectués à la température de nitruration avec la base de données thermodynamiques TCFe7 « Steels/Fe-alloys database » version 7 de Thermo-Calc [26]. À partir des fractions volumiques des phases présentes à chaque profondeur et des variations de volume accompagnant les transformations de phases correspondantes, le gradient des contraintes résiduelles a été déterminé avec une approche utilisant la mécanique des matériaux hétérogènes et une formulation de type auto-cohérente. Ce papier ne concerne que la modélisation de la diffusion et de la précipitation. Les détails et paramètres du modèle sont donnés ailleurs dans la littérature [18-23].

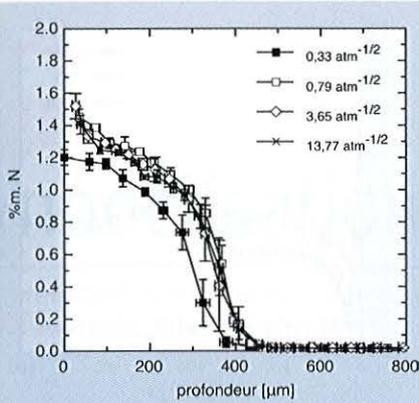
La modélisation proposée n'est pas applicable à la formation de la couche de combinaison. Néanmoins les résultats montrent que

la croissance de la couche de diffusion est gouvernée par celle de la couche de combinaison dont la cinétique de croissance est rapide. Les conditions aux limites du modèle en surface ont été définies par l'expérience en considérant un régime établi au niveau de l'interface couche de combinaison/couche de diffusion. La composition chimique en azote et en carbone sont alors prises constantes en surface, égale à  $2 \text{ }\%$  et  $0,2 \text{ }\%$  respectivement pour un haut potentiel azote ( $K_N \geq 0,33 \text{ atm}^{1/2}$ ) ou  $1,2 \text{ }\%$  et  $0,05 \text{ }\%$  pour un faible potentiel azote ( $K_N < 0,33 \text{ atm}^{1/2}$ ).

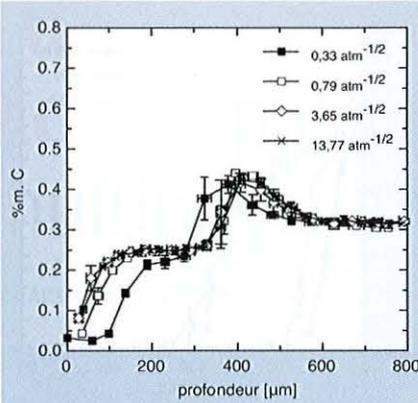
### Résultats

L'évolution des profils de concentration en azote et en carbone indiquent des tendances communes. Plus le temps de nitruration est important plus la profondeur nitrurée est importante pour une température et un potentiel azote donnés (**figure 1**). Le profil carbone montre, pour des temps de nitruration important, une co-diffusion typique caractérisée d'une part par un enrichissement en avant du front de diffusion en azote, et d'autre part par une décarburation au niveau de l'interface gaz/solide suivi d'un enrichissement de la couche de combinaison (**figure 2**).

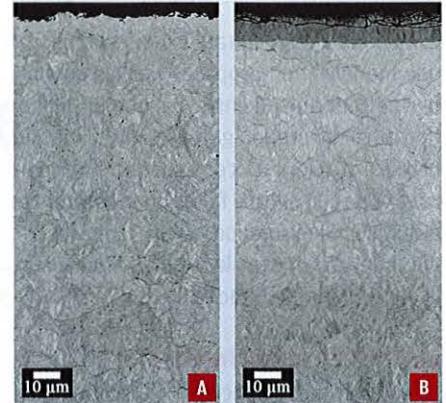
L'évolution des profils de carbone et d'azote avec le potentiel azote montre que l'enrichissement en azote et la décarburation de la couche de diffusion sont fortement limités par les conditions de nitruration (**figures 3 et 4**). Pour un potentiel azote  $K_N = 0,33 \text{ atm}^{1/2}$  et une température de  $550 \text{ }^\circ\text{C}$ , la diffusion et l'enrichissement de l'azote diminuent de façon non négligeable (**figure 3**). Un faible potentiel azote implique également une décarburation plus



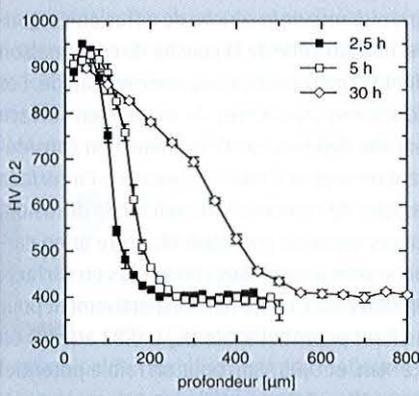
**FIGURE 3 :** Influence du potentiel azote sur la diffusion d'azote. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  et à  $t = 30\text{ h}$ .



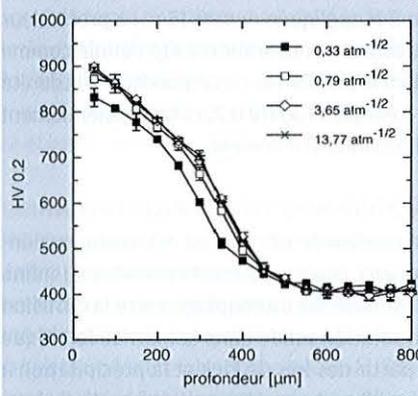
**FIGURE 4 :** Influence du potentiel azote sur la diffusion de carbone. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  et à  $t = 30\text{ h}$ .



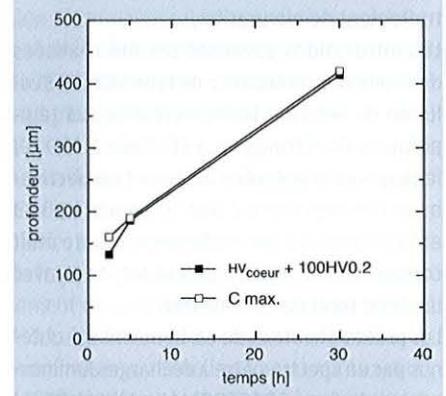
**FIGURE 5 :** Micrographies électroniques de l'acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  et à  $t = 30\text{ h}$ . (a.)  $K_N = 0,33\text{ atm}^{-1/2}$  et (b.)  $K_N = 0,33\text{ atm}^{-1/2}$  durant 30 h.



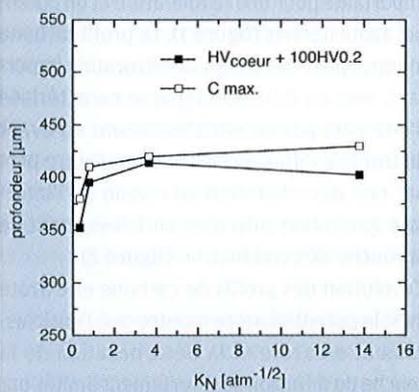
**FIGURE 6 :** Influence du temps de nitruration sur le profil de dureté. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  et  $K_N = 3,65\text{ atm}^{-1/2}$ .



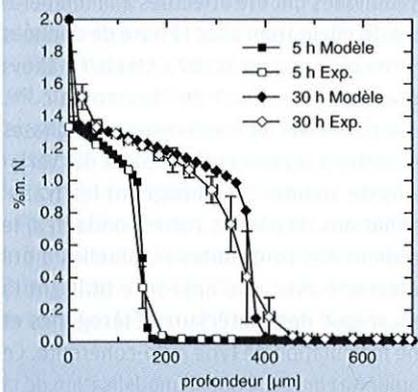
**FIGURE 7 :** Influence du potentiel azote sur le profil de dureté. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  durant 30 h.



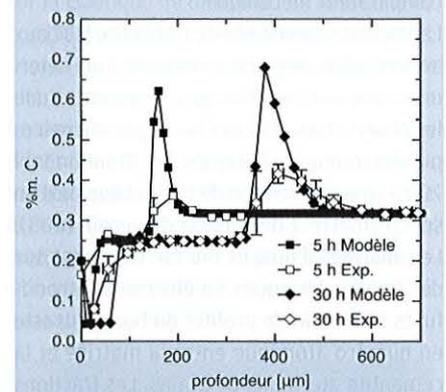
**FIGURE 8 :** Comparaison entre expérimentation et simulation de la profondeur correspondant au maximum en carbone. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  et à  $K_N = 3,65\text{ atm}^{-1/2}$ . La profondeur effective de nitruration est définie comme la dureté à cœur plus 100 HV 0,2.



**FIGURE 9 :** Comparaison entre expérimentation et simulation de la profondeur correspondant au maximum en carbone. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  durant 30 h. La profondeur effective de nitruration est définie comme la dureté à cœur plus 100 HV 0,2.



**FIGURE 10 :** Profils d'azote : comparaison entre expérimentation et simulation. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  et  $K_N = 3,65\text{ atm}^{-1/2}$ .



**FIGURE 11 :** Profils de carbone : comparaison entre expérimentation et simulation. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550\text{ °C}$  et  $K_N = 3,65\text{ atm}^{-1/2}$ .

profonde de l'ordre de 100  $\mu\text{m}$  contre 30  $\mu\text{m}$  pour de forts potentiels en azote (figure 4). Les observations MEB montrent que la nitruration à bas potentiel azote  $K_N = 0,33 \text{ atm}^{-1/2}$  et à 550 °C durant 30 heures induit une absence de croissance de la couche de combinaison (figure 5.a). *A contrario*, une couche de combinaison d'environ 10  $\mu\text{m}$  d'épaisseur se développe pour une température de 550 °C avec  $K_N = 3,65 \text{ atm}^{-1/2}$  après seulement une durée de 2,5 h (figure 5.b).

L'évolution de la dureté en profondeur est corrélée avec celle de la concentration en azote (figures 6 et 7). Les niveaux de dureté atteints sur toute la profondeur nitrurée sont directement corrélés à la diffusion des atomes d'azote et à la quantité de ceux-ci qui se combinent avec les éléments d'alliage pour former les nitrures de type MN.

Les observations expérimentales montrent que la décarburation et la croissance de la couche de diffusion sont gouvernées par la formation de la couche de combinaison. À la température de 550 °C et pour un potentiel azote  $K_N = 3,65 \text{ atm}^{-1/2}$ , un état stationnaire se produit dans les premières heures du traitement. Le tracé de la profondeur effective de nitruration (définie comme étant la profondeur à laquelle la dureté est égale à la dureté à cœur plus 100 HV 0,2) et de la profondeur où la composition en carbone est maximale au niveau du front de diffusion de l'azote montre des tendances similaires qui sont linéaires en fonction du temps (figure 8) et quasi constantes avec le potentiel azote ( $K_N > 0,33 \text{ atm}^{-1/2}$ ) donnant la croissance d'une couche de combinaison (figure 9). Les figures 10 et 11 donnent les comparaisons modélisation/expérimentation pour une température de 550 °C et plusieurs temps de nitruration. On peut observer de bonnes corrélations pour les profils de carbone et d'azote. La modélisation donne des gradients de composition en azote et carbone très importants au niveau du front de diffusion (figure 11). L'enrichissement en carbone est également surestimé au niveau du front de diffusion de l'azote. En effet, l'hypothèse d'équilibre thermodynamique prise au niveau de la modélisation ne permet pas de très bien décrire les cinétiques de précipitation complexes et les forts gradients locaux d'azote et de carbone. Les résultats ont été obtenus avec des conditions aux limites en azote et en carbone fixées à partir de valeurs proches des valeurs expérimentales superficielles pour les faibles potentiels azote ( $K_N < 0,33 \text{ atm}^{-1/2}$  dans le cas présent) ou celles

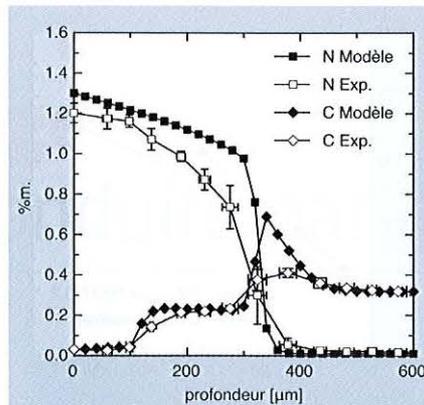


FIGURE 12 : Profils d'azote et carbone : comparaison entre expérimentation et simulation. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550 \text{ °C}$  et  $K_N = 0,33 \text{ atm}^{-1/2}$  durant 30 h.

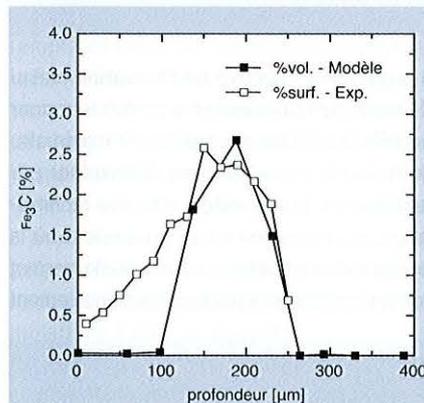


FIGURE 14 : Comparaison entre expérimentation et simulation du gradient de cémentite  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550 \text{ °C}$  et  $K_N = 0,33 \text{ atm}^{-1/2}$  durant 30 h.

que l'on mesure à l'interface entre la couche de combinaison et la couche de diffusion (voir précédemment). Ceci reste fondé sur une cinétique de croissance de la couche de combinaison rapide et un régime stationnaire établi. La figure 12 montre la comparaison entre expérimentation et modélisation des profils d'azote et de carbone pour un faible potentiel azote qui ne génère pas de croissance de la couche de combinaison ( $K_N = 0,33 \text{ atm}^{-1/2}$ ). Comme précédemment, on observe une bonne corrélation avec les mêmes limitations sur les hypothèses d'équilibre thermodynamique. La modélisation donne également de bons résultats si l'on trace la profondeur où la concentration en carbone est maximale en fonction du temps de nitruration (figure 13).

Un intérêt de cette modélisation est qu'il est

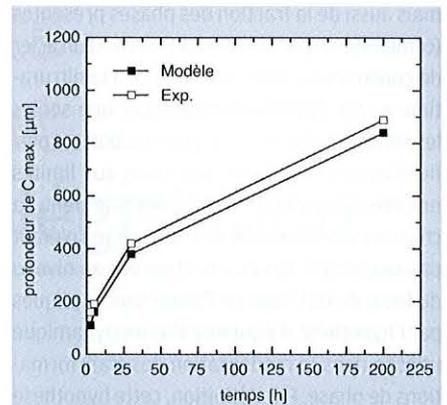


FIGURE 13 : Comparaison entre expérimentation et simulation de la profondeur correspondant au maximum en carbone. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550 \text{ °C}$  et  $K_N = 3,65 \text{ atm}^{-1/2}$ .

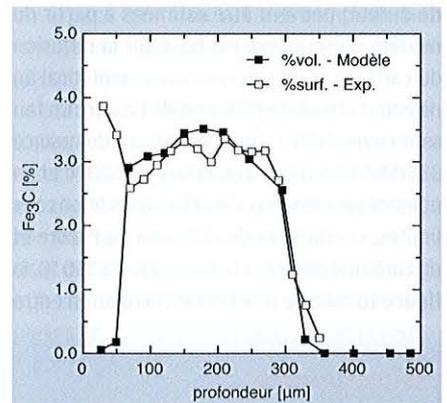


FIGURE 15 : Comparaison entre expérimentation et simulation du gradient de cémentite  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 550 \text{ °C}$  et  $K_N = 3,65 \text{ atm}^{-1/2}$  durant 30 h.

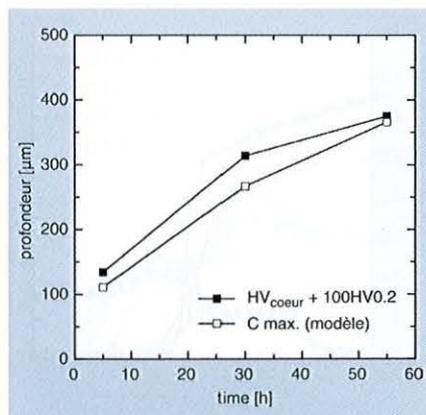
également possible de calculer la fraction volumique de chaque phase. Les figures 14 et 15 donnent la fraction volumique de cémentite M3C en fonction de la profondeur pour un bas et un haut niveau de potentiel azote. La fraction volumique calculée de cémentite est en bon accord avec la répartition surfacique de la cémentite aux anciens joints de grains d'austénite mesurée par analyses d'images MEB.

## Discussion

Le présent modèle, qui est basé sur la diffusion simultanée de l'azote et du carbone en solution solide dans une matrice ferritique (lois de Fick) et sur les processus de précipitation décrits à partir de calculs thermodynamiques (logiciel Thermo-Calc), montre une bonne prédiction de la profondeur effective de nitruration

mais aussi de la fraction des phases présentes (cémentite en particulier) dans le cas d'un acier de construction industriel adapté à la nitruration. Il faut également remarquer que seules les compositions en azote et en carbone superficielles prises comme conditions aux limites ont été déterminées expérimentalement, la croissance de la couche de combinaison n'étant pas modélisée. Les écarts observés au niveau du front de diffusion de l'azote sont expliqués par l'hypothèse d'équilibre thermodynamique utilisée dans la modélisation des transformations de phase. Par définition, cette hypothèse ne permet pas de décrire des cinétiques complexes de transformation de phases due à la co-diffusion de l'azote et du carbone.

Avec les figures 8, 9 et 13, il s'en suit que les conditions de nitruration pour une profondeur effective de nitruration (définie depuis le profil de dureté) peuvent être estimées à partir du modèle présenté qui est basé sur la diffusion du carbone et de son enrichissement local au niveau du front de diffusion de l'azote. En faisant l'hypothèse d'un acier nitruré de nuance 33CrMoV12-9 à la température de 520 °C et en utilisant les mêmes paramètres (conditions aux limites, coefficients de diffusion de l'azote et du carbone) que pour la nitruration à 550 °C, la figure 16 montre une bonne corrélation entre



**FIGURE 16 :** Comparaison entre expérimentation et simulation de la profondeur correspondant au maximum en carbone. Acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré à  $T = 520\text{ °C}$  et  $K_N = 3,65\text{ atm}^{-1/2}$ . La profondeur effective de nitruration est définie comme la dureté à cœur plus 100 HV 0,2.

la profondeur effective de nitruration mesurée expérimentalement et la profondeur pour laquelle la fraction en carbone est maximale. La méthode proposée pour déterminer par modélisation la profondeur effective de nitruration, qui est basée sur la profondeur où la concentration en carbone est maximale, permet une optimisation des paramètres de traitement

dans un procédé où la profondeur effective est le paramètre le plus facilement mesurable. Le couplage avec le calcul des contraintes résiduelles offre également un outil efficace pour gagner du temps dans le développement d'une nitruration particulière pour une application donnée.

## Conclusion

Cet article montre qu'il est possible de modéliser la nitruration gazeuse des aciers bas carbone avec des bonnes corrélations expérimentales dans le cas d'un acier de nuance 33CrMoV12-9 nitruré avec plusieurs conditions de traitement (temps, température et potentiel azote). Cette modélisation multiphysique est basée sur l'utilisation des lois de Fick et de calculs thermodynamiques multi-élémentaires. Il permet la prédiction des gradients de compositions chimiques en carbone et en azote mais également celui de la fraction volumique des phases. Une méthode, basée sur la fraction de carbone au niveau du front de diffusion, est proposée pour déterminer la profondeur effective de nitruration. Les paramètres de nitruration peuvent ainsi être optimisés pour une profondeur effective donnée. Enfin, la nature même du présent modèle permet d'envisager l'optimisation du traitement de nitruration gazeuse de différentes nuances d'aciers alliés.

## Bibliographie

- [1] C.H. Knerr, T.C. Rose, and J.H. Filkowski, Gas Nitriding, Heat Treating, Vol. 4, ASM Handbook, ASM International, 1991, pp.387-409.
- [2] S. Jegou, L. Barrallier, R. Kubler, M.A.J. Somers, Evolution of residual stress in the diffusion zone of a model Fe-Cr-C alloy during nitriding, HTM J. Heat Treatm. Mat., Vol. 66, No. 3 (2011), pp.135-142.
- [3] G. Falot, S. Jegou, L. Barrallier, Evolution of residual stresses during short time nitriding of 33CrMoV12-9 steel grade, Advanced Materials Research, Vol. 996 (2014), pp.544-549.
- [4] M. Le, F. Ville, X. Kleber, J. Cavoret, M.C. Sainte-Catherine, L. Briancon, Influence of grain boundary cementite induced by gas nitriding on the rolling contact fatigue of alloyed steels for gears, Proc IMechE Part I: J Engineering Tribology, Vol. 229, No. 8 (2015), pp.917-928.
- [5] V.A. Phillips, A.U. Seybolt, A transmission electron microscopic study of some ion-nitrided binary iron alloys and steels, Transaction of the Metallurgical Society of AIME, Vol. 242 (1968), pp.2415-2422.
- [6] B. Mortimer, P. Grieveson, K.H. Jack, Precipitation of nitrides in ferritic iron alloys containing chromium, Scandinavian Journal of Metallurgy, Vol. 1 (1972), pp.203-209.
- [7] K.H. Jack, Nitriding, Heat Treatment, No. 4 (1973), pp.39-50.
- [8] M.A.J. Somers and E.J. Mittemeijer, Layer-growth kinetics on gaseous nitriding of pure iron : Evaluation of diffusion coefficients for nitrogen in iron nitrides, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 26A (1995), pp.57-74.
- [9] H. Du, J. Agren, Theoretical treatment of nitriding and nitrocarburizing of iron, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27A, No. 4 (1996), pp.1073-1080.
- [10] Y. Sun, T. Bell, A numerical model of plasma nitriding of low alloy steels, Materials Science and Engineering, Vol. A224 (1997), pp.33-47.
- [11] M.A.J. Somers, Modelling nitriding of iron : from thermodynamics to residual stress, Journal de Physique IV, No. 120 (2004), pp.21-33.
- [12] C. Ginter, L. Torchane, J. Dulcy, M. Gantois, A. Malchere, C. Esmouf, T. Turpin, A new approach to hardening mechanisms in the diffusion layer of gas nitrided-alloyed steels. Effects of chromium and aluminium : experimental and simulation studies, La metallurgia italiana, Vol. 7-8 (2006), pp.29-35.
- [13] J-N. Locquet, R. Soto, L. Barrallier, A. Charaï, Complete investigation of a nitrided layer for Cr alloy steel, Microscopy Microanalysis Microstructures, Vol. 8 (1997), pp.335-352.
- [14] S. Jegou, L. Barrallier, R. Kubler, Phase transformation and induced volume changes in a nitrided ternary Fe-3%Cr-0.345%C alloy, Acta Materialia, Vol. 58 (2010), pp.2666-2676.
- [15] D. Gunther, F.T. Hoffmann, T. Hirsch, P. Mayr, In-Situ measurements of residual stresses of chromium alloyed steels during a nitriding process, ASM International 20th Heat Treating, 9-12 October 2000.
- [16] L. Torchane, P. Bilger, J. Dulcy, M. Gantois, Cinétique de croissance des couches en système polyphasé : Application aux systèmes Fe-N et Fe- N-C, Entropie, No. 202/203 (1997), pp.45-49.
- [17] P. Depouhon, J.M. Sprauel, E. Mermoz, Prediction fo residual stresses and distortions induced by nitriding of complex 3D industrial parts, CIRP Annals - Manufacturing Technology, Vol. 64 (2015), pp.553-556.
- [18] L. Barrallier, J.-C. Chaize, Modélisation des contraintes résiduelles dans les couches nitrurées de nuance 32CDV13, MAFTEC 90, Grenoble, France, October 1990, pp.83-88.
- [19] L. Barrallier, Genèse des contraintes résiduelles de nitruration, Étude expérimentales et modélisation, Thèse, Arts et Métiers ParisTech, France (1992).
- [20] L. Barrallier, J. Barralis, On kinetics of gas nitriding : Case of steel, SMT8, Nice, France, September 1994, pp. 621-625.
- [21] S. Jegou, Influences des éléments d'alliage sur la genèse des contraintes résiduelles d'aciers nitrurés, Thèse, Arts et Métiers ParisTech, France (2009).
- [22] S. Jegou, R. Kubler, L. Barrallier, F. Roch, On residual stresses development during nitriding of steel: Thermochemical and time dependence, Advanced Materials Research, Vols. 89-91 (2010), pp.256-261.
- [23] L. Barrallier, Classical nitriding of heat treatable steel, Thermochemical Surface Engineering of Steels, Chapter 10, Metals and Surface Engineering, Woodhead Publishing, 2014, pp.392-411.
- [24] J.O. Andersson, T. Helander, L. Höglund, P.F. Shi, B. Sundman, Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science, Calphad, Vol. 26 (2002), pp.273-312.
- [25] Thermo-Calc Software TC-API User's Guide version 7.0 (accès 19 juin 2014).
- [26] Thermo-Calc Software TCFE7 Steels/Fe-alloys database version 7.0 (accès 23 août 2013).