

Analyse expérimentale et modélisation du comportement mécanique d'aciers duplex Fe-Mn-Al-C

M. N. Shiekhelsouk^a, V. Favier^a, K. Inal^b, S. Migot^c, O. Bouaziz^d, M. Cherkaoui^e

^aLPMM, ENSAM Metz, 4 rue Augustin Fresnel, Technopôle, 57078 Metz Cedex 3

^bMECASURF, ENSAM Aix, 2 cours des Arts et Métiers, 13617 Aix en Provence

^cLPM, Ecole des Mines de Nancy, INPL, Parc de Saurupt, 54042 Nancy Cedex

^dARCELOR RESEARCH, Voie Romaine, BP 30320, F-57283 Maizière les Metz Cedex

^eGeorgia Institute of Technology, 2-3, rue Marconi, Technopôle 57070 Metz

shiekh@univ-metz.fr

Résumé :

Une nouvelle variété d'aciers biphasés austénite-ferrite dit duplex à forte teneur en manganèse et en aluminium a été élaborée par ARCELOR RESEARCH. Ces aciers combinent les meilleures caractéristiques des aciers austénitiques et ferritiques. Quatre nuances sont étudiées se différenciant par leur teneur en carbone qui conduit à quatre fractions volumiques de l'austénite. L'évolution des contraintes internes dans les deux phases a été déterminée par diffraction des rayons X au cours d'un essai de traction in situ. Les résultats des mesures ont été utilisés pour déterminer le comportement mécanique de l'acier duplex en utilisant une approche micromécanique par transition d'échelles pour les essais de traction. Un bon accord entre les expériences et les simulations est obtenu au niveau macroscopique tandis que les contraintes internes calculées de la phase austénitique ne correspondent pas aux résultats expérimentaux. Ces divergences sont attribuées (i) à une mauvaise estimation de la limite d'élasticité de l'austénite ou (ii) à la présence de l'érouissage cinématique dans la phase austénitique. On propose alors une nouvelle étape pour vérifier ces deux hypothèses.

Abstract :

A new variety of duplex austeno-ferritic steels with high content of manganese and aluminum has been elaborated in Arcelor Research. These steels combine the best features of austenitic and ferritic steels. In this work, four duplex steels are studied differing by the carbon content which offers four volumes fractions of austenite phase. The evolution of internal stresses for the two phases has been determined by X-ray diffraction during an in situ tensile test. These measurements results were used to determine the mechanical behaviour of the duplex steel using a micromechanical approach by scale transition for tensile tests. Though a good agreement between experiments and simulations is found at the macroscopic level, the calculated internal stresses of the austenitic phase do not match experimental results. These discrepancies are attributed to (i) a bad estimation of the austenite yield stress or (ii) the presence of kinematic hardening in the austenitic phase. A new step is then proposed to test these two hypotheses.

Mots-clefs :

Duplex ; contrainte internes ; Diffraction des rayons X

1 Introduction

Dans l'optique d'alléger les structures en acier tout en conservant des caractéristiques mécaniques élevées pour l'industrie automobile, une nouvelle variété d'aciers duplex Fe-Mn-Al-C à forte teneur en manganèse et en aluminium est élaboré par ARCELOR RESEARCH. Ces aciers austéno-ferritiques combinent les propriétés des aciers austénitiques et ferritiques. L'addition d'aluminium a un double intérêt : (i) elle est nécessaire pour obtenir la structure duplex (ii) elle permet un allègement de l'acier d'environ 20%. Le but de cette étude est

d'obtenir une meilleure combinaison entre la résistance mécanique, la ductilité et l'allègement des alliages. Dans ce travail, quatre nuances se différenciant par leur teneur en carbone (Tableau 1) sont expérimentalement analysés puis leur comportement mécanique en traction est modélisé à l'aide d'une approche micromécanique par transition d'échelles.

2 Présentation des matériaux

Quatre matériaux duplex sont utilisés dans cette étude. Leur composition chimique est similaire à l'exception de la teneur en carbone qui conduit à des fractions volumiques de phases différentes d'une nuance à l'autre (Tableau 1). Ces alliages ont été laminés à 1180 °C au sein du groupe ARCELOR. La tôle d'une épaisseur d'environ 3 mm est ensuite refroidi à l'air. Il est à noter que le laminage à chaud est effectué sur un matériau 100% ferritique contrairement au cas des aciers austéno-ferritiques classiques à cause de la quantité importante de l'aluminium (6-7%) dans le matériau. Après laminage à chaud, l'alliage a subi un traitement de recristallisation à 1000 °C pendant 10 minutes. L'observation au microscope optique révèle une microstructure biphasée ferrite/austénite. La phase austénitique est bien allongée dans la direction de laminage dans une matrice ferritique (FIG. 1). L'analyse par EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) montre que les grains ferritiques sont également fortement allongés (plusieurs centaines de μm de longueur) avec des faibles désorientations intragranulaires ($<10^\circ$). Des grains similaires, mais en faible proportion, existent dans la phase austénitique bien que ceux-ci soient de taille inférieure. On observe par ailleurs, la présence de petits grains austénitiques, de taille inférieure à 10 μm , fortement désorientés placés les uns à côté des autres. Notons cependant que le taux d'indexation de la phase austénitique est faible et gêne une analyse plus quantitative de la distribution de taille de grains. Ce faible taux d'indexation est probablement du à la présence de nombreuses dislocations dans les grains austénitiques.

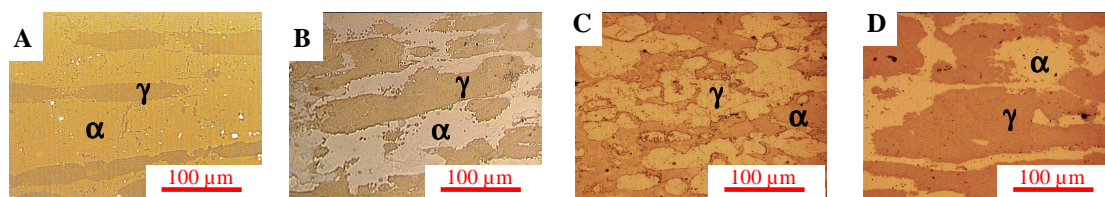


FIG. 1 : Micrographies de la microstructure des quatre nuances d'aciers duplex

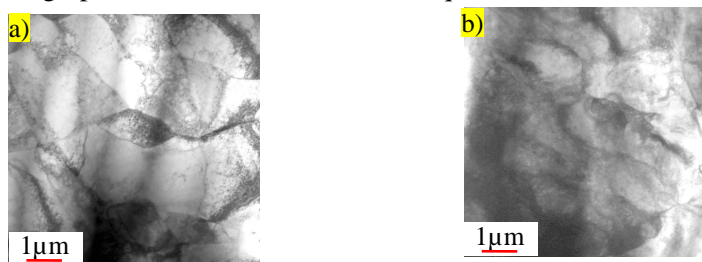


FIG. 2: Micrographies en champ clair de l'ensemble des grains de ferrite (a) et de l'austénite (b) obtenues sur un échantillon de nuance B déformé à 19% en traction à température ambiante.

Nuance	C %	γ %	α %
A	0.126	31	69
B	0.175	45	55
C	0.218	52	48
D	0.260	61	39

Tableau 1 : Teneur en carbone et fraction des phases

3 Analyse de contrainte par DRX

Dans cette étude, nous utilisons la technique de Diffraction des Rayons X (DRX) pour évaluer les contraintes internes initiales dans les deux phases ainsi que leur évolution avec la déformation au cours d'un essai de traction in-situ dans le goniomètre de DRX. Les détails de ces analyses et les conditions expérimentales utilisées ont été présentées auparavant (Shiekhelsouk *et al.* (2006)).

3.1 Contraintes résiduelles

Pour chaque nuance, la surface de l'échantillon a été préparée par polissage mécanique suivi d'un polissage électrolytique pour enlever toutes contraintes surfaciques engendrées par le polissage mécanique. La contrainte longitudinale σ_1 et la contrainte transversale σ_2 dans les deux phases ont été déterminées à différentes profondeurs (chaque 15 μm) jusqu'à ce que la valeur mesurée n'évolue plus, ceci afin de s'affranchir de l'état de surface du matériau (éviter le gradient des contraintes engendré lors de l'élaboration). La profondeur correspondante (appelée d_m) et la contrainte longitudinale σ_1 et la contrainte transversale σ_2 pour les quatre nuances sont classées dans le tableau 2. Les valeurs de contraintes résiduelles déterminées pour les deux phases respectent bien la loi de mélange puisque la contrainte macroscopique Σ_1 est proche de zéro.

$$\Sigma_1 = f^\alpha \sigma_1^\alpha + f^\gamma \sigma_1^\gamma \quad (1)$$

où f^α et f^γ sont la fraction volumique de la ferrite et de l'austénite respectivement.

	f^γ (%)	d_m (μm)	Contrainte longitudinale (MPa)			Contrainte transversale (MPa)		
			σ_1^α	σ_1^γ	Σ_1	σ_2^α	σ_2^γ	Σ_2
A	31	135	-55 \pm 20	410 \pm 20	89	-50 \pm 15	225 \pm 5	31,8
B	45	90	-250 \pm 30	290 \pm 10	-7	-150 \pm 35	205 \pm 15	9,75
C	52	75	-325 \pm 20	205 \pm 10	-49	-235 \pm 20	125 \pm 15	-47,8
D	61	30	-350 \pm 30	195 \pm 10	-17,5	-245 \pm 25	105 \pm 15	-31,5

Tableau 2: Contraintes résiduelles longitudinale et transversale pour les quatre nuances dans l'austénite et la ferrite à la profondeur d_m ainsi que la contrainte macroscopique calculée par l'équation (1).

Nous constatons que la profondeur (d_m) varie en fonction de la fraction volumique de l'austénite. Elle augmente quand la fraction volumique de l'austénite diminue (Tab. 2). De plus, la valeur élevée de d_m indique la présence d'un fort gradient de contraintes résiduelles dans l'épaisseur. Ce gradient est lié aux contraintes thermiques provoquées par le processus de refroidissement lors de l'élaboration. On peut noter que les contraintes résiduelles dans la phase austénitique diminuent quand sa fraction volumique augmente. De plus, la ferrite est dans un état de compression tandis que l'austénite est dans un état de traction (Tab. 2).

Cette distribution de contraintes résiduelles résulte essentiellement de la différence du coefficient de dilatation thermique et du volume spécifique entre les deux phases. Comme expliqué précédemment, la phase austénitique est formée à partir de la phase ferritique autour de 1000 C°. Par conséquent, l'austénite créée, ayant un volume spécifique inférieur à celui de la ferrite, se retrouve dans un état de traction. De plus, pendant le refroidissement final après l'étape de la transformation, l'état de traction est accentué parce que le coefficient de dilatation thermique de l'austénite est plus élevé que celui de la ferrite. Bien que le tenseur de dilatation thermique soit isotrope dans un cristal de structure cubique, on peut remarquer que la valeur

absolue de la contrainte résiduelle est plus élevée dans la direction longitudinale en comparaison à la direction transversale. Actuellement, ceci n'est pas expliqué mais pourrait venir de l'anisotropie plastique de la déformation (en relation avec la texture cristallographique) au cours du laminage à chaud avant le refroidissement (Johansson *et al.*, (1999)).

3.2 Evolution des contraintes internes

Dans l'optique d'étudier le comportement de chaque phase des duplex, une première série d'expériences sur la nuance B a été effectuée afin de déterminer l'évolution de la contrainte interne longitudinale dans les deux phases pendant un essai de traction in situ couplé avec la DRX. L'état de contrainte dans chaque phase a été mesuré dans le domaine élastique, pendant la transition d'élastique-plastique et également dans le domaine plastique qui présente de l'écrouissage. Les résultats expérimentaux de cet essai ont été présentés auparavant (Shiekhelsouk *et al.* (2006a)). Afin de vérifier les résultats obtenus précédemment et d'améliorer la fiabilité des mesures, une deuxième série d'expériences a été menée sur une éprouvette de traction in situ de la nuance C ((Shiekhelsouk *et al.* (2006b)).

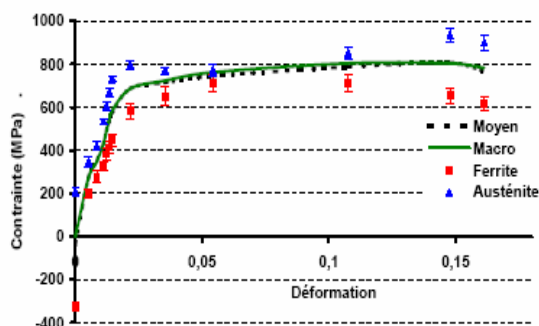


FIG. 3 : Contrainte interne longitudinal dans chaque phase en fonction de la déformation appliquée pour la nuance C.

Pour les deux nuances étudiées, on a observé que la contrainte σ_1 augmente linéairement avec la contrainte macroscopique appliquée dans le régime élastique (FIG. 3). La contrainte de la phase austénitique est plus élevée que la contrainte macroscopique, qui est également plus élevée que celle de la ferrite. Puis, dès que le matériau entre dans le domaine plastique, l'incompatibilité des déformations entre les deux phases conduit à une évolution de la distribution des contraintes internes. La différence de contrainte entre l'austénite et la ferrite diminue. Après une certaine déformation, la ferrite commence à s'adoucir alors que l'austénite continue à durcir (FIG. 3). Avec ce type d'essais, on peut ainsi étudier le comportement mécanique propre des deux phases dans le duplex.

4 Modélisation des aciers duplex

Le but de l'étude réalisée est de modéliser le comportement des duplex à l'aide d'une démarche micromécanique par changement d'échelle pour mettre en évidence l'influence de la fraction volumique de chacune des deux phases sur le comportement du matériau. Afin de déterminer le comportement des duplex, une approche micro-macro a été utilisée basée sur le modèle ISOW à deux phases pour un essai de traction uniaxiale quasi statique (Bouaziz et Buessler (2002)). Une loi phénoménologique élasto-plastique de type Ludwig pour décrire le comportement de chacune des phases i en traction uniaxiale a été choisie :

$$\text{Si } \sigma^i \leq \sigma_y^i \text{ alors } \sigma^i = E \varepsilon^i \text{ sinon } \sigma^i = \sigma_y^i + K^i \left(\varepsilon_{plastique}^i \right)^{n^i}$$

L'objectif est de minimiser le nombre de paramètres à identifier en utilisant des arguments physiques. La réponse macroscopique du matériau a été donnée par les essais de traction. En considérant la composition chimique des deux phases, la limite d'élasticité est calculée par des lois empiriques issues de nombreux essais de traction effectués sur des ferrites et austénites alliées (Arcelor Research). Les valeurs de limite élastique associées à la composition chimique des 4 duplex étudiés sont données dans le tableau 3. En ce qui concerne les paramètres d'écrouissage, on constate expérimentalement que le taux d'écrouissage de la ferrite dépend peu de sa composition chimique. Les valeurs utilisées K^α et n^α pour la ferrite dans notre modélisation sont donc identiques pour les 4 nuances et correspondent à celles classiquement identifiées ($K^\alpha = 1350$ MPa and $n^\alpha = 0,3$). Le comportement de la phase ferritique est ainsi entièrement déterminé. Seuls les paramètres K^γ et n^γ de la loi d'écrouissage isotrope pour l'austénite restent à identifier par comparaisons successives entre résultats calculés et expérimentaux. Cette identification a été effectuée de manière séparée sur les 4 nuances duplex.

		A	B	C	D
Calculer	σ_y^γ (MPa)	270	268	282	283
	σ_y^α (MPa)	556	520	520	520
Fitter	K^γ (MPa)	1350	1350	1350	1200
	n^γ	0,38	0,44	0,38	0,39

Tableau 3: Valeurs des contraintes d'élasticité et paramètres identifiés de l'écrouissage de l'austénite

Les paramètres identifiés varient peu d'une nuance à l'autre et il est alors possible de déterminer un comportement moyen de l'austénite (FIG. 4a). Les valeurs moyennes obtenus sont : $\sigma_y^\gamma = 275.75$ MPa, $K=1312.5$ MPa et $n=0.3975$. Afin de vérifier la fiabilité de procédure d'identification, l'évolution des contraintes internes dans chaque phase, donnée par le modèle, en fonction de la déformation longitudinale macroscopique ont été confrontées à celle obtenue expérimentalement lors d'un essai in-situ (FIG. 4b). Le niveau de contrainte dans la phase ferritique et son évolution avec la déformation longitudinale macroscopique sont proches de ceux prédits par le calcul. En revanche, des écarts importants existent dans le cas de l'austénite. En effet, l'identification fournit un niveau de contrainte trop faible jusqu'à une déformation de 5% (début de la plasticité). Les résultats précédents indiquent que la contrainte d'écoulement au début de la plasticité de la phase austénitique est mal représentée. Deux raisons peuvent alors être évoquées pour expliquer l'écart entre l'expérience et la modélisation : (i) une mauvaise estimation de σ_y^γ (on rappelle que celle-ci a été déterminée à l'aide d'une loi empirique intégrant l'effet des éléments d'alliage), (ii) la non prise en compte des contraintes résiduelles intraphases dans la modélisation. Ces deux hypothèses, conduisant toutes deux à une augmentation de la contrainte d'écoulement en traction au début de la plasticité de la phase austénitique, sont intégrées successivement dans la modélisation. La première hypothèse nous a conduit à réajuster la valeur de la limite élastique de l'austénite conduisant à une nouvelle identification des autres paramètres (K^γ et n^γ). Le nouveau jeu de paramètres est : $\sigma_y^\gamma=700$ MPa, $K^\gamma=550$ MPa et $n^\gamma = 0,5$. Des micrographies par E.B.S.D. et M.E.T. montrent que la présence de grains de taille inférieure à 10 μ m et la présence de nombreuses dislocations à l'état initial dans l'austénite. Ces observations pourraient expliquer la forte valeur de la limite élastique de l'austénite. La loi empirique donnant la limite élastique en fonction des éléments

d'alliages influents étant issue d'essais expérimentaux sur des aciers austénitiques recuits et présentant des tailles moyennes de grain supérieures ou égales à 10 μm n'intègre pas ces observations.

La deuxième hypothèse, concernant la présence de contraintes internes intragranulaires au sein même d'une phase créée lors du laminage, nécessite d'introduire une composante cinématique à notre modélisation. La loi de comportement en traction uniaxiale de chacune des phases s'écrit alors :

$$\sigma - X_0 = \sigma_y + K (\varepsilon^p)^n$$

Il est donc nécessaire d'identifier le nouveau paramètre matériau X_0 . Pour cela, la courbe d'essai de traction in-situ est utilisée et on procède à une identification par méthode inverse pour le comportement de chacune des phases, le paramètre n^γ de la loi de Ludwig a été modifié ($n^\gamma=0,7$). Les valeurs des paramètres σ_y^γ et K^γ restent inchangées. La composante cinématique pour la ferrite est $X_0=0$ MPa et pour l'austénite $X_0=350$ MPa. Ces valeurs indiquent l'absence dans la phase ferritique et la présence dans la phase austénitique de contraintes internes grain à grain au sein des phases. Ce résultat peut paraître surprenant étant donné que les propriétés de ces phases restent assez proches. Des essais expérimentaux in situ de type Baushinger couplés à l'analyse de contraintes seraient nécessaires pour approfondir cette hypothèse.

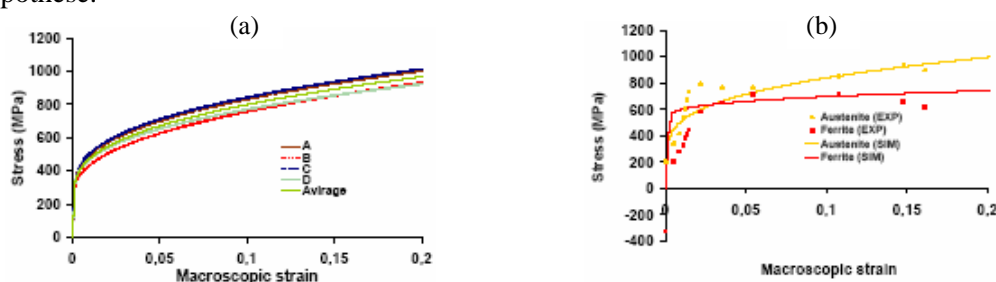


FIG. 4 : (a) Réponse de l'austénite simulée dans chacune des nuances, (b) évolution des contraintes internes interne simulée et expérimentale

Cette modélisation montre que, même si le comportement macroscopique est simulé de façon correcte, le comportement microscopique n'est pas forcément convenablement évalué. Ceci montre la difficulté de l'identification de paramètres par méthode inverse puisque deux jeux de paramètres différents peuvent conduire à deux comportements macroscopiques identiques et des comportements microscopiques distincts. Il est donc important de vérifier la pertinence d'un modèle en confrontant les résultats calculés à des résultats expérimentaux sur plusieurs échelles. Pour palier à ce problème, de nouveaux essais peuvent être également envisagés afin de suivre d'autres trajets de chargement.

Références

- Johansson J., Odén M., Zeng, X.-H. 1999 Acta Mater. **47**, 9, pp. 2696–2684.
 Shiekhelsouk M. N., Favier V., Inal K., Allain S., Bouaziz O., M. Cherkaoui, 2006a. Materials Science Forum Vols. 524-525, pp. 833-838.
 Shiekhelsouk M. N., Lorrain O., Favier V., Inal K., Migot S., Bouaziz O., Cherkaoui M., 2006b Colloque matériaux 2006, Dijon, référence 1082.
 Bouaziz O., Buessler P., 2002 Rev. Metall. **1**, 71–77.
 Arcelor Research : Internal paper.