

Modélisation numérique d'un phénomène mécanique (TRIP) induit par une transformation martensitique dans l'acier 16MND5

Salem Meftah¹, Lakhdar Taleb¹, Fabrice Barbe¹, François Sidoroff²

¹) LMR, EA 2838, INSA Rouen, Av. de l'Université,
BP 8, 76801 St Etienne du Rouvray Cedex, France.

²) LTDS, UMR 5513, Centrale Lyon, 36 Av. Guy de Collongue,
64134 Ecully Cedex, France.

Accepté le 08/12/2007

تقترن عمليات تلحيم الفولاذ بظواهر حرارية، تعدينية و ميكانيكية تنتج هذه الظواهر لا محالة حقول إجهاد داخلية التي تلعب دورا حاسما على النوعية و المقاومة الميكانيكية و حياة العمل للمعدن يهتم هذا العمل بظاهرة ميكانيكية تعدينية تسمى لدانة التحول (TRIP) أثر اللدانة الكلاسيكية على ظاهرة TRIP حلل باستعمال التحول المرتنسياتي للفولاذ 16 MNDS حيث البحوث التجريبية بينت أن ظاهرة TRIP تتأثر بإحلال الطرق في الطور الأوستنتي، النتائج التجريبية المتحصل عليها ليست سهلة التحليل بالنظر للنماذج المنشورة لذلك إختارنا مقارنة ميكروميكانيكية (عناصر منتهجة) من أجل فهم أدق لهذه الظاهرة حاولنا تحسين بعض النماذج الرقمية المستعملة سابقا تبين نتائجنا الرقمية أهمية اختيار المقادير (الرقمية)، سلم النمذجة وكذا إختيار المعيار التحريكي الحراري الذي يتحكم في التحول.

الكلمات المفتاحية: تحول مرتنسياتي مزيج حديدي نمذجة رقمية.

Résumé

Les opérations de soudage des aciers s'accompagnent de phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques. Ces phénomènes induisent inévitablement des champs de contraintes internes dont le rôle peut être déterminant sur la qualité, la tenue mécanique et la durée de vie de notre matériau. Notre travail vise principalement un phénomène mécanique induit par la métallurgie nommé plasticité de transformation (TRIP). L'effet de la plasticité classique sur le TRIP est analysé considérant la transformation martensitique dans l'acier 16MND5 où des investigations expérimentales montrent que le TRIP est influencé par l'écroissage de la phase austénitique. Les résultats expérimentaux obtenus ne semblent pas être facilement explicables à la lumière des modèles existants dans la littérature, donc l'objectif de notre travail est de contribuer à une meilleure compréhension des mécanismes à l'origine des anomalies observées. Pour cela, nous avons choisi une approche micromécanique par éléments finis. Dans un premier temps nous avons tenté d'améliorer quelques modélisations numériques déjà utilisées. Les résultats numériques montrent le rôle essentiel du choix des paramètres numériques, l'échelle de la modélisation ainsi que le choix du critère thermodynamique qui gère la transformation.

Mots clés : plasticité de transformation; transformation martensitique; alliage ferreux; modélisation.

Abstract

Welding operations on steels are accompanied by thermal, metallurgical and mechanical phenomena. These phenomena inevitably induce internal stress fields which can be the key factor for the determination of the mechanical properties of the material under concern, particularly its fatigue life. Our work deals principally with a mechanical phenomenon which is induced by metallurgy, namely the Transformation Induced Plasticity (TRIP). The effect of classical plasticity on TRIP is analyzed considering the martensitic transformation of 16MND5 steel, for which experimental investigations have shown that TRIP can be due exclusively to the hardening of the austenitic phase. The experimental results are not easily explainable if one considers models taken from the literature. Hence, the objective of this work is to contribute to a better understanding of the mechanisms involved in the observed phenomenon of interaction between classical plasticity and TRIP. For this purpose, a Finite Element micromechanical approach has been adopted. First steps have consisted in improving a numerical modeling presented in the literature. The numerical results have shown that great attention should be paid to the choice of numerical parameters, the scale of the modeling and the choice of the thermodynamical criterion that controls the transformation.

Key words: transformation induced plasticity; martensitic transformation; ferrous alloy; modeling

1. INTRODUCTION

Les traitements des métaux par des cycles thermiques tels que les opérations de soudage conduisent à l'apparition de quatre zones distinctes: une première zone dite Zone Non Affectée Thermiquement (ZNAT) où le matériau conserve ses propriétés initiales, une deuxième zone qui s'appelle la Zone revenue (ZR), elle est caractérisée par des effets tels que la relaxation des contraintes résiduelles et la diffusion sans transformation de phases. Dans la Zone de Fusion (ZF) le métal fond, alors que dans la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) le matériau reste à l'état solide tout en présentant des transformations de phases. Cette zone est caractérisée par une température maximale qui ne dépasse pas la température de fusion et une température minimale qui est supérieure à la température de début d'austénitisation. Le présent travail porte sur la zone dite affectée thermiquement.

La plasticité de transformation (TRIP) est l'une des conséquences mécaniques des transformations structurales dans l'acier observée dans la ZAT. Elle peut être définie comme étant une déformation plastique observée quand la transformation métallurgique se produit, sous l'effet d'une contrainte externe [1], [2]. D'un point de vue microstructural, deux mécanismes sont habituellement considérés pour expliquer le TRIP. L'importance relative de ces deux mécanismes dépend du type d'acier et de la transformation considérée.

- Le mécanisme de Greenwood-Johnson (1965) [3] est dominant dans des transformations diffusionnelles. Selon ce mécanisme, le TRIP est dû à une différence de compacité entre la phase parente et la phase produite, lors de l'application d'un effort externe, la microplasticité produite dans les microrégions, sera canalisée par la direction de ce dernier.

- Le mécanisme de Magee (1966) [4] est lié à la transformation martensitique (sans diffusion) où la phase produite se développe sous forme de plaquettes. Pour ce mécanisme, le TRIP dépend de l'orientation de la phase produite en fonction de la contrainte extérieure appliquée. Lors de l'application d'une contrainte extérieure, une direction particulière pour la formation des plaquettes est favorisée par les efforts internes, et une déformation macroscopique irréversible est observée dans la même direction que l'application de la contrainte.

Dans cet article, le TRIP est analysé en considérant la transformation martensitique de l'acier 16MND5 (norme AFNOR) utilisée dans les cuves des centrales nucléaires françaises de type réacteurs à eau pressurisée (REP). D'autres travaux concernant la modélisation numérique de la transformation diffusionnelle sont réalisés au sein du Laboratoire de Mécanique de Rouen – INSA de Rouen [5].

L'évolution du TRIP dépend généralement des caractéristiques mécaniques et de l'état interne des deux phases parente et produite [6]. Celles-ci peuvent être influencées par l'histoire mécanique de la phase parente et en particulier par son écrouissage [7]. Des investigations expérimentales considérant l'acier 16MND5 ont été réalisées et ont montré l'existence d'une interaction entre le TRIP et la plasticité classique [8], ces investigations montrent que si la phase austénitique est pré-déformée en plasticité avant sa transformation, on observe un TRIP même en absence de contrainte macroscopique appliquée. Ces résultats expérimentaux ont été comparés aux prévisions du modèle de Leblond [9] qui permet de tenir compte de l'interaction plasticité classique-TRIP. Les prévisions du modèle ne sont pas satisfaisantes des

points de vue quantitatif et qualitatif, notamment pour les transformations martensitiques. Pour ce type de transformation, une prédéformation en traction conduit à un TRIP positif alors qu'une prédéformation en compression conduit à un TRIP négatif [10]. Voir figure1.

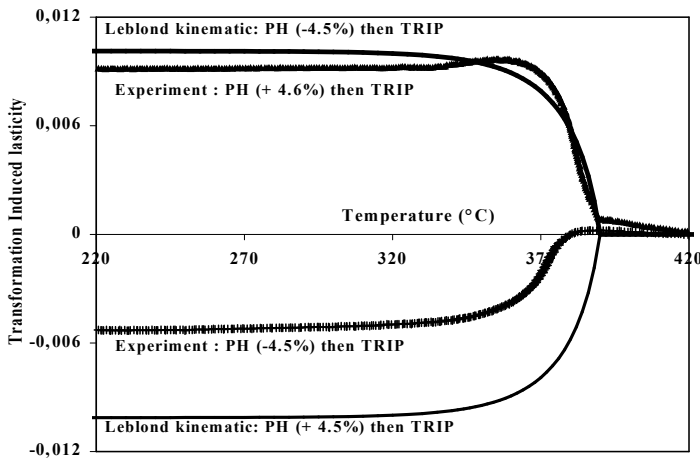


Figure1. Plasticité de transformation en fonction de la température pour une transformation martensitique dans l'acier 16MND5: Influence de la prédéformation de la phase austénitique et comparaison des résultats avec les prévisions du modèle de Leblond

L'objectif de ce travail est de contribuer à une meilleure modélisation du TRIP classique -c'est-à-dire sans prédéformation de la phase austénitique-, et à une meilleure compréhension des mécanismes à l'origine des anomalies observées concernant la comparaison entre les résultats expérimentaux donnés pas les essais de l'interaction plasticité classique-TRIP et la modélisation de Leblond. Pour cela, nous considérons une simulation numérique micromécanique avec des approches classiques existantes.

- Dans la première partie de cet article, nous représentons des résultats et des analyses obtenus par la modélisation numérique proposée par Ganghoffer et al [11] en 1998. Ce modèle est développé en détail dans la section (II), il représente une modélisation micromécanique bidimensionnelle à l'échelle d'un mono-

grain. Les résultats obtenus montrent l'importante influence du choix des paramètres numériques sur cette simulation en terme de plasticité de transformation.

- Dans la deuxième partie, nous montrons l'effet du critère thermodynamique qui assure l'avancement de la transformation martensitique, nous présentons une comparaison entre deux critères : le premier est proposé par Ganghoffer où la transformation est pilotée par un critère basé sur la force motrice maximale, le deuxième développé par Wen [12] représente une extension du premier modèle avec un critère qui se base sur le calcul de la force motrice moyenne.

La troisième partie est consacrée au développement d'une modélisation à l'échelle de multi-grains. Dans le présent article, nous présentons les différentes étapes de cette modélisation qui expliquent le passage mono-grain - multi-grains. A la fin nous représentons quelques analyses données par cette modélisation.

2. DESCRIPTION DU MODÈLE NUMÉRIQUE DE TYPE GANGHOFFER

2.1 Description géométrique du modèle

C'est un modèle micromécanique bidimensionnel en éléments finis proposé par Ganghoffer en 1998 [11]. La géométrie de ce modèle représente le grain par un carré unitaire maillé avec des éléments triangulaire comme illustré par la figure2

Une plaquette de martensite est représentée par une bande linéaire d'éléments triangulaires, la formation d'une plaquette est arrêtée par la frontière du grain ou par la présence d'autres plaquettes déjà formées. Le choix d'éléments finis triangulaires permet de prendre en compte 4 directions d'orientations possibles pour les plans d'habitats des variantes avec un angle de

45° entre eux (0°, 45°, 90° et 180°), ainsi que 8 directions de cisaillement possibles de telle façon que chaque direction d'orientation soit associée à deux sens de cisaillement opposés.

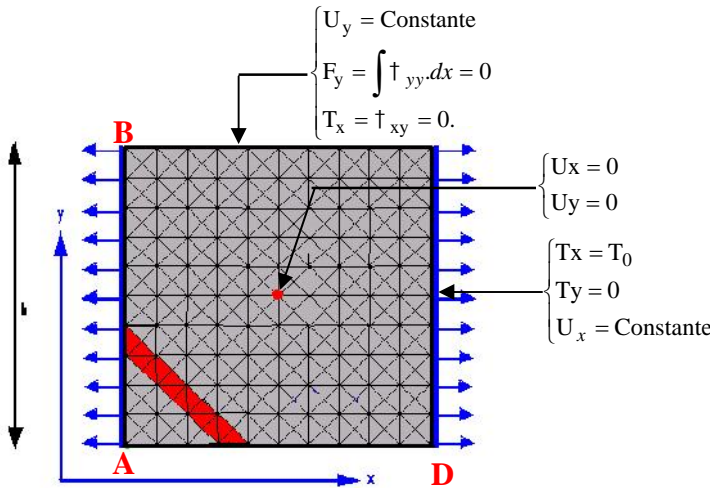


Figure2. Modèle éléments finis proposé par Ganghoffer et Simonson (1998) modélisant la transformation martensitique

La transformation se développe à travers la formation successive des plaquettes dans le grain, ce qui fait qu'à chaque pas de simulation, il est nécessaire de spécifier la plaquette qui va se transformer. Pour cela toutes les plaquettes possibles et susceptibles d'apparaître sont testées une à une. La plus favorable sera sélectionnée suivant un critère de choix basé sur la force motrice maximale. Quand une telle variante se transforme, tous les éléments qui la composent reçoivent le même tenseur intrinsèque de transformation v^tr défini dans la base locale (d,n)

La transformation martensitique comporte une déformation de cisaillement x_0 le long du plan d'habitat, et une variation volumique v_0 normale à ce plan. Pour l'acier 16MND5 les valeurs des paramètres x_0 et v_0 sont respectivement 0.19 et 0.006.

Pour la croissance des variantes de

martensite, à chaque pas de simulation correspondant à la formation d'une nouvelle plaquette, les éléments constituant la nouvelle variante reçoivent instantanément les nouvelles propriétés mécaniques correspondantes à la nouvelle phase (propriétés mécaniques de la martensite). Par contre, en ce qui concerne nos calculs, le tenseur de déformation de la transformation est appliqué d'une façon incrémentale.

Pour les conditions aux limites imposées sur le contour extérieur de la cellule, Ganghoffer suppose que les bords de la cellule sont rigides et restent droits et parallèles pendant la transformation. Une telle hypothèse est justifiée d'un point de vue physique, par le fait que les frontières du grain agissent en tant qu'obstacles à la propagation des plaquettes et jouent le rôle du joint de grain.

3. CRITERES D'AVANCEMENT DE LA TRANSFORMATION

3.1 Critère de type Ganghoffer (Force Motrice Maximale FMax)

Le critère d'avancement de la transformation proposé par Ganghoffer est basé sur une analyse thermodynamique du comportement mécanique d'un matériau biphasé [11]. La plaquette favorisée à se transformer est fixée par l'élément du maillage qui possède la valeur la plus élevée de la force motrice mécanique (formule (1)). A chaque pas de transformation, l'élément -non transformé- qui possède cette valeur fixe la position et la direction de cisaillement de la nouvelle plaquette. Pour un élément de maillage la force motrice mécanique s'écrit :

$$uW = \dagger_n \cdot v_0 + \ddagger \cdot x_0 \tag{1}$$

\dagger_n , \ddagger respectivement la contrainte normale et la contrainte de cisaillement dans le plan d'habitat agissant à l'interface de l'élément considéré. Ces contraintes sont calculées à partir de l'état des efforts locaux dans l'élément. La croissance de la

plaquette se produit instantanément dans la direction (d).

3.2 Critère de type Wen (Force Motrice Moyenne FMMoy)

Dans le critère exposé précédemment la force motrice mécanique de la bande considérée, se réduit à la force motrice mécanique maximale d'un seul élément parmi tous les éléments constituant la plaquette. Cette hypothèse constitue un point de discussion dans le cadre de la thèse de Wen [13] qui soutient l'hypothèse de la force motrice moyenne, cette quantité est représentée par le résultat de la sommation des forces motrices de l'ensemble des éléments de la bande considérée divisée par le nombre d'éléments.

$$uW_{moy} = \sum_{i=1}^n uW_i / n \quad (2)$$

uW_{moy} : Force motrice mécanique moyenne d'une plaquette de n éléments.

4. RÉSULTATS ET ANALYSE POUR LE MODÈLE MONO-GRAIN

Les calculs ont été exécutés en utilisant le code de calcul Zébulon [14]. Celui-ci nous a permis d'avoir une bonne implémentation du modèle et d'obtenir des informations sur notre grain aux deux échelles locales et macroscopiques.

Dans nos calculs nous supposons que l'austénite et la martensite ont un comportement élastoplastique avec un modèle d'écrouissage isotrope linéaire [15].

Les paramètres mécaniques des deux phases sont représentés dans le tableau 1 suivant:

Tableau 1. Paramètres mécaniques des deux phases

Module de Young des deux phases (Austénite, Martensite)	2×10^5 MPa
Coefficient de poisson des deux phases	0.3
Limite d'élasticité de l'austénite	158 MPa
Limite d'élasticité de la martensite	990 MPa
Coefficient d'écrouissage de l'austénite	2900 MPa
Coefficient d'écrouissage de la martensite	16500 MPa

Dans nos calculs, la plasticité de transformation (v_x^{pt}) suivant la direction (x) est définie par :

$$v_x^{pt} = v_x^{total} - (v_x^{el} + v_x^{tr} + v_x^{pc}) \quad (3)$$

v_x^{el} : La déformation macroscopique élastique suivant la direction x, due au chargement externe.

v_x^{pt} : La déformation plastique due à la transformation de phase.

v_x^{pc} : La déformation plastique due au chargement externe.

v_x^{tr} : La déformation de transformation dans la direction de chargement

Pour mieux comprendre le mécanisme qui gère ce type de transformation de phase dans les cas des chargements uniaxiaux, nous avons repris le modèle décrit précédemment et nous avons testé l'influence des différents paramètres numériques. Nous avons montré que la taille du maillage joue un rôle important pour cette modélisation, si elle est prise au-dessous d'une taille critique (20x20) comme le montre la figure3. Le choix de la taille, la position et la direction de cisaillement de la première plaquette imposée jouent un rôle très important du fait qu'ils peuvent influencer les résultats quantitativement aussi bien que qualitativement pour de simples cas de chargement comme pour les tests de prédéformation [16]. Les différents tests de ces paramètres numériques nous ont

permis d'avoir des configurations intéressantes qui traduisent quelques observations expérimentales tant du point de vue qualitatif que du point de vue quantitatif [17]. Par exemple dans le cas des essais de prédéformation, le choix d'une longue première plaquette avec une direction de cisaillement précise (direction oblique) et un maillage suffisamment fin, conduit à des résultats acceptables par rapport aux résultats expérimentaux : une prédéformation positive mène à un TRIP positif (figure4). Ce résultat reste significatif par rapport aux simulations données par le modèle de Leblond.

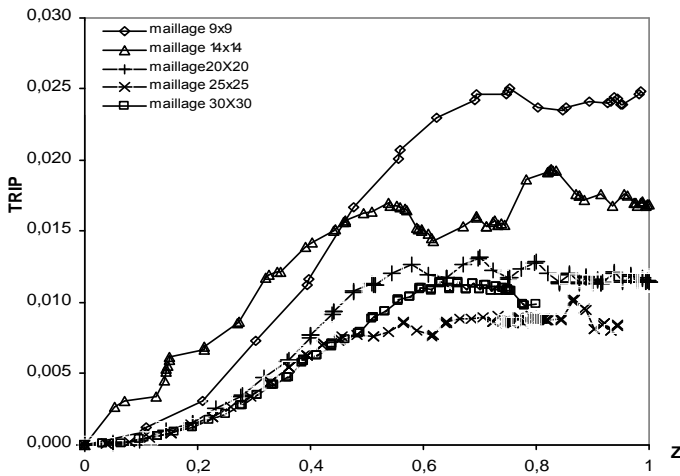


Figure 3. Effet de la taille du maillage sur le TRIP dans l'acier 16MND5 pour une première longue plaquette (Modèle FMM).

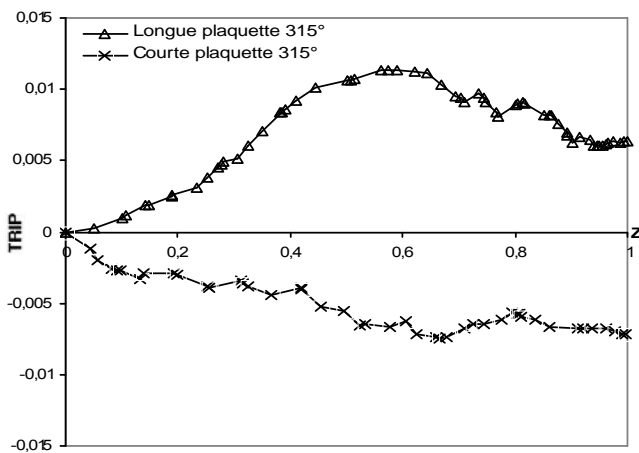


Figure 4. Analyse de l'effet de prédéformation considérant le critère FMMoy. Effet de la taille de la première

plaquette imposée pour une prédéformation de 4,55%.

Dans une autre simulation et concernant le cas de la prédéformation, les tests des deux critères de choix (FMMax et FMMoy) montrent que la progression du TRIP est positive du fait que la prédéformation imposée est positive.

La cinématique de transformation pour le modèle basé sur la FMMoy semble être meilleure.

L'évolution de la transformation est plus rapide dans ce dernier cas par rapport au cas du modèle de type Ganghoffer. Aussi l'effet de saturation qu'on l'observe à la fin de la transformation est plus stable (Figure5).

Nous montrons dans la figure6 un exemple de calcul qui représente la distribution des plaquettes dans le grain ainsi que la distribution du TRIP à deux instants différents de la transformation. Le calcul a été exécuté pour un maillage de 25x25 sous un chargement uni-axial de 70MP en traction

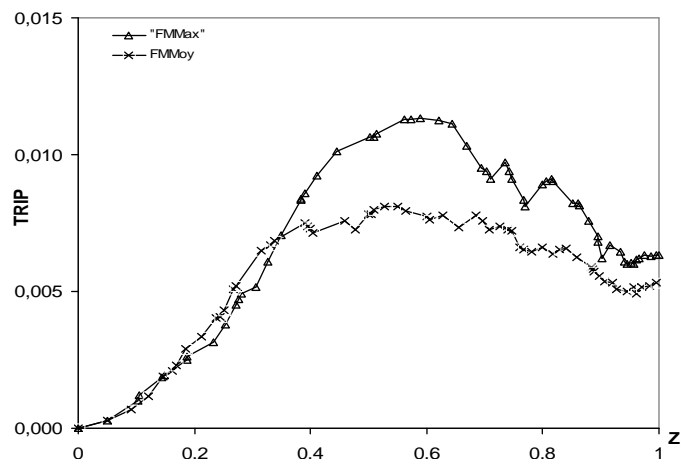


Figure 5. Analyse de l'effet de prédéformation. Comparaison entre les deux critères de choix (FMMax et FMMoy) pour une prédéformation de 4.55% de la phase austénitique. Cas d'une première longue plaquette imposée.

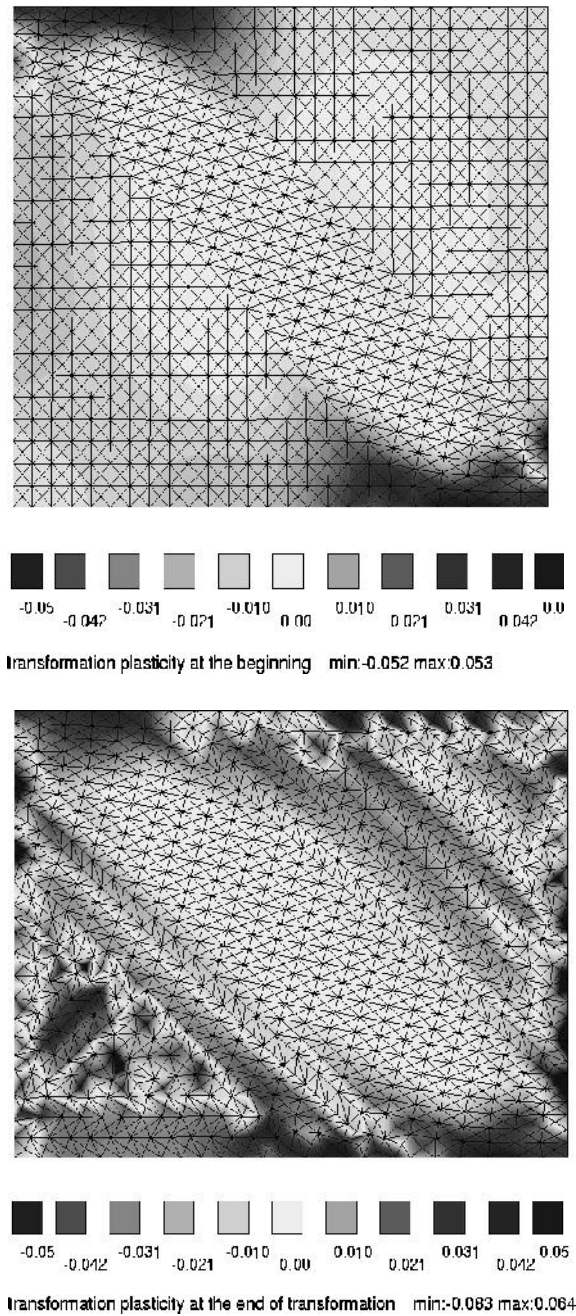


Figure 6. La distribution du TRIP et des plaquettes dans le grain pour deux instants de calcul : En haut: à 27% de la transformation martensitique. En bas: Une transformation martensitique complète

5. ANALYSE DE EFFET DE L’EFFORT EXTERNE SUR LA DETERMINATION DE LA PREMIERE PLAQUETTE

Dans le modèle présenté précédemment

la simulation commence par l’application d’une charge externe de traction qui crée un premier état uniforme des contraintes internes. A ce stade tous les éléments subissent des forces motrices mécaniques de même valeur. Par la suite une première plaquette est imposée au début du calcul en terme de position et de direction de cisaillement. L’application du tenseur de déformation de transformation imposé à tous les éléments constituant cette plaquette ainsi que les propriétés mécaniques de la martensite, conduit à un premier champ hétérogène de distribution des contraintes et des déformations internes. Grâce à ces nouvelles distributions de ces deux champs les éléments du maillage demeurant non transformés, seront testés par les critères de choix précédemment décrits à chaque pas de la transformation. Dans le but d’identifier la première plaquette par un critère bien défini, nous analysons par la suite l’effet du travail de l’effort externe sur le choix de la première plaquette.

Dans le cas des déformations élastiques, l’application d’une force externe de traction (F) favorise la formation des plaquettes qui conduisent plus à l’allongement du grain qu’à leur rétrécissement.

Nous avons analysé l’effet de cette force sur le choix de la première plaquette, pour cela nous avons calculé la quantité du travail élastique de l’effort externe fournie par le grain pour chaque cas possible d’une première plaquette imposée (c’est-à-dire tester toutes les positions et les tailles possibles). La configuration qui conduit à une valeur maximale de cette quantité représente la configuration retenue pour le choix de notre première plaquette (selon ce critère). Pour une première plaquette transformée la quantité du travail élastique fournie par tous les éléments constituant le grain s’écrit :

$$W_{grain}^{elas} = (h.1) \cdot F \cdot [\bar{u}_x(x = h) - \bar{u}_x(x = 0)]$$

Avec :

\bar{u}_x : Le déplacement moyen du bord (CD) suivant la direction X (Voir figure2).

F : composante du tenseur des contraintes suivant la direction du chargement.

h : dimension du grain (h=1 dans notre cas, c'est une carré unitaire).

La figure7-a représente des différentes configurations possibles pour le choix de la première plaquette. Toutes ces

configurations sont testées pour un maillage 20x20 sous un chargement externe de 70MPa.

Les résultats obtenus sont représentés dans la figure7-b. Dans cette dernière, chaque courbe représente la variation du travail de l'effort externe dans le grain en fonction de la position de la première plaquette imposée.

Notons que les plaquettes testées gardent la même direction de cisaillement pour chaque courbe.

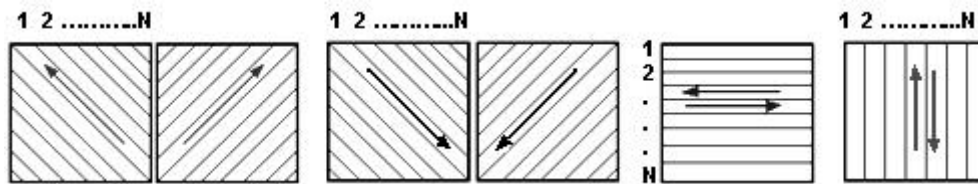
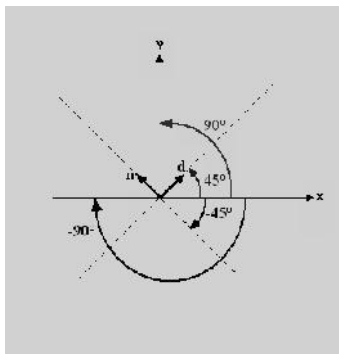


Figure 7-a. Configurations des plaquettes possibles à se former



Orientations directions des Plaquettes possibles à se former

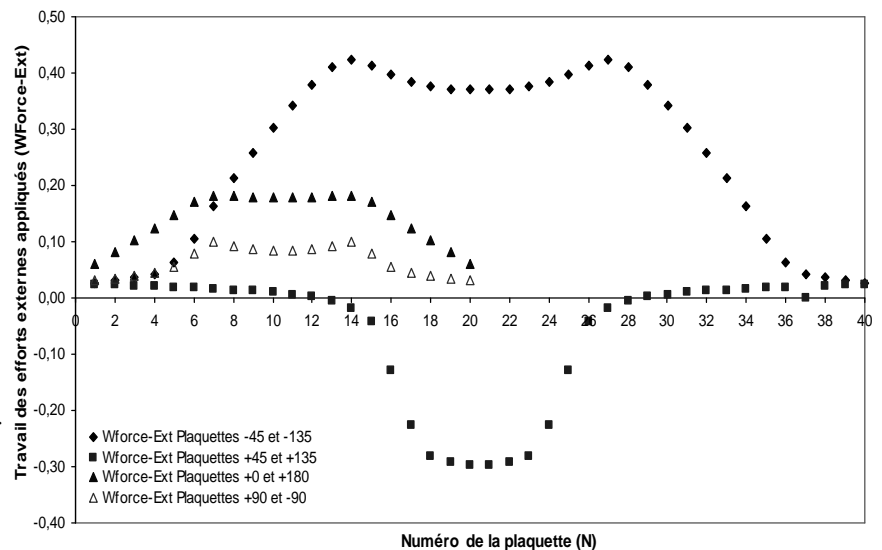


Figure 7-b. Variation du travail de l'effort externe dans le grain en fonction la position et la direction de cisaillement de la première plaquette imposée

Les résultats obtenus montrent que les valeurs du travail de la force externe obtenues par la configuration 2 (voir figure 7-a) sont beaucoup plus grandes que les valeurs données par les autres configurations comme le confirme la figure 7-b.

Pour cette direction de cisaillement, l'évolution de cette quantité de travail est beaucoup plus importante pour le test des 14 premières plaquettes testées. Pour les autres cas (entre plaquette numéro 15 et plaquette numéro 20) on observe une variation beaucoup moins faible. Ces résultats peuvent justifier notre choix d'une première longue plaquette retenu précédemment

6. PRESENTATION DE LA MODELISATION MULTI-GRAINS

La comparaison des résultats obtenus par le modèle mono-grain avec les résultats expérimentaux, montre que cette modélisation avec ses limites liées au type de modélisation (modèle bidimensionnel) et à l'échelle de modélisation (mono-grain) permet de traduire les principales tendances données par les observations expérimentales notamment pour les essais de TRIP classique et l'interaction plasticité classique-TRIP.

Dans le but d'améliorer nos résultats qualitativement nous avons développé une extension de la modélisation présentée précédemment à une modélisation à l'échelle multi-grains. Notre nouveau modèle représente quatre grains dans un milieu environnant comme sur la figure 8. Pour les premiers tests concernant cette modélisation nous avons imposé une première plaquette dans le premier grain pour un objectif de créer un premier état hétérogène des contraintes dans les quatre grains.

Par la suite la F_{MMax} est calculée dans tous les éléments non transformés dans le

maillage global (sauf les éléments du milieu environnant) dans le but d'identifier le point de déclenchement de la première plaquette.

Nous exposons dans le présent papier un résultat qui représente l'apparition de quelques plaquettes et leur distribution dans les quatre grains dans le cas d'un essai de TRIP sous un chargement de traction de 70 MPa.

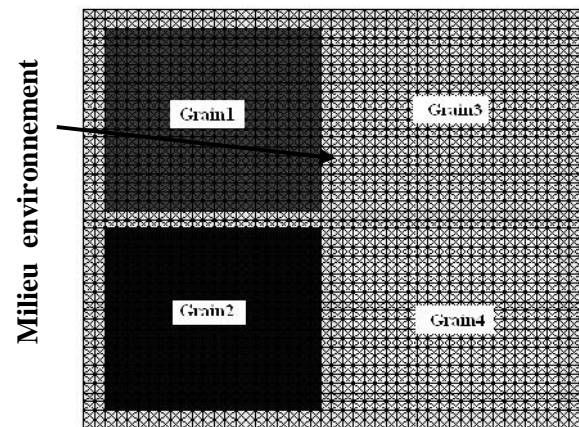


Figure 8. Schéma du format du maillage du multi-grains (4 grains de 20X20 avec un milieu environnement de 2x2)

La figure 9-a montre notre domaine multi-grains après la transformation des deux premières plaquettes, la comparaison des valeurs des F_{MMax} montre que la valeur maximale ne se trouve pas toujours dans le premier grain.

Cette interaction entre ces grains assure une propagation de la transformation dans les grains voisins comme le montre la figure 9-b, ce premier résultat concernant la distribution des plaquettes semble plus représentatif de l'aspect physique de la cinématique de la transformation. Cette modélisation nous ouvre des portes à plusieurs investigations qui seront présentées dans le proche l'avenir.

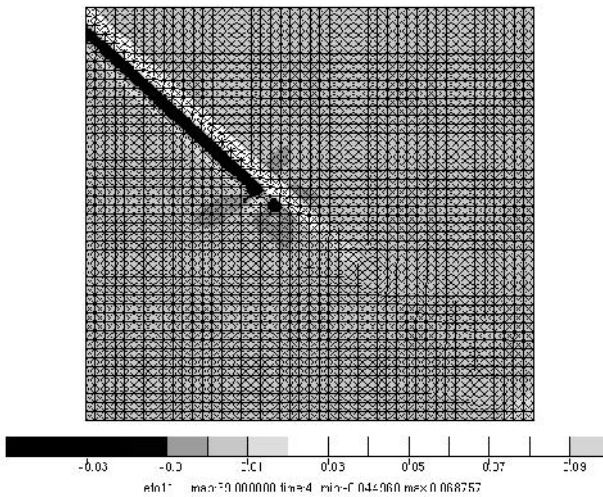


Figure 9-a. transformation des deux premières plaquettes dans le premier grains.

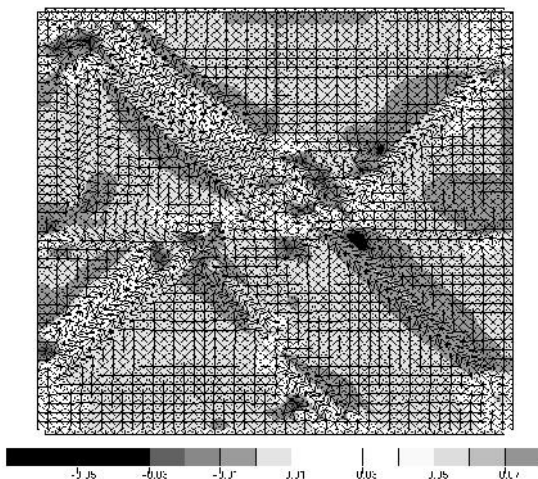


Figure 9-b. états de propagation des plaquettes dans le mutli-grains a 27% de la transformation.

7. CONCLUSION

Dans le présent papier nous avons simulé en éléments finis la transformation martensitique dans l’acier 16MND5, avec deux différents critères définissant la cinétique de la transformation dans le cas d’un mono-grain et nous avons exposé une extension de cette modélisation à l’échelle multi-grains.

Dans le cas de mono-grain l’objectif de cette étude, est d’évaluer l’importance de

l’influence du choix des paramètres numériques sur les résultats mécaniques. On a démontré que la taille du maillage joue un rôle important pour les deux modélisations si elle est prise au-dessous d’une taille critique (20x20). Le choix de la taille, la position et la direction de cisaillement de la première plaquette jouent un rôle très important du fait qu’ils peuvent influencer les résultats quantitativement aussi bien que qualitativement, pour de simples cas de chargement comme pour les tests de prédéformation. Les différents tests de ces paramètres numériques nous ont permis d’avoir des configurations intéressantes qui traduisent quelques observations expérimentales tant du point de vue qualitatif que du point de vue quantitatif. Nous avons montré que le choix d’une longue première plaquette avec une direction de cisaillement précise et un maillage suffisamment fin, conduit à des résultats acceptables par rapport aux résultats expérimentaux. Pour l’analyse de l’effet du chargement externe sur la détermination de la première plaquette, les résultats obtenus montrent que le travail élastique de cet effort est maximal pour les plaquettes longues suivant la direction oblique. Ces résultats peuvent justifier notre choix de la configuration retenue dans nos calculs.

La comparaison des résultats obtenus par le modèle mono- grain avec les résultats expérimentaux, montre que cette modélisation avec ses limites liées au type de modélisation (modèle bidimensionnel) et à l’échelle de modélisation (mono-grain) permet de traduire les principales tendances données par les observations expérimentales. Dans le but d’améliorer nos résultats qualitativement nous avons développé une extension de cette modélisation. Notre nouveau modèle est à l’échelle multi- grains, il représente quatre grains dans un milieu environnant. Cette nouvelle modélisation nous permettra une meilleure compréhension des mécanismes

physiques responsables de ce type de transformation.

NOMENCLATURE

TRIP	Plasticité de transformation
ZNAT	Zone Non Affectée Thermiquement
ZR	Zone revenue
ZF	Zone de Fusion
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
REP	Réacteurs à eau pressurisée
Ux, Uy	Déplacements suivant les deux axes « successivement x et y »
Fx, Fy	Efforts appliqués suivant la direction « successivement x et y »
(d,n)	Base locale
(x,y)	Base globale
v^{tr}	Tenseur intrinsèque de transformation
χ_0	Déformation de cisaillement le long du plan d'habitat
v_0	Variation de volumique normale au plan d'habitat
\dagger_n	Contrainte normale au plan d'habitat
\ddagger	Contrainte de cisaillement dans le plan d'habitat
uW_{moy}	Variation de la force motrice mécanique moyenne
uW	Variation de la force motrice mécanique
v_x^{el}	La déformation macroscopique élastique suivant la direction x, due au chargement externe
$v_x^{pt} :$	La déformation plastique due à la transformation de phase
v_x^{pc}	La déformation plastique due au chargement externe
v_x^{tr}	La déformation de transformation dans la direction de chargement
FMMax	Force Motrice Moyenne
FMMoy	Force Motrice Maximale
W_{grain}^{elas}	Travail élastique de l'effort externe
\bar{u}_x	Le déplacement moyen suivant la direction (x)
F	composante du tenseur des contraintes suivant la direction du chargement
h	dimension du grain

Références

[1] L. Taleb, N. Cavallo, F. Waeckel, *Experimental Analysis of Transformation Plasticity*, Int. J. Plasticity, Vol. 17, 2001, p. 1-20.

[2] L. Taleb, F. Sidoroff, *A Micromechanical Modeling of the Greenwood-Johnson Mechanism in Transformation Induced Plasticity*, Int. J. Plasticity, Vol. 19, 2003, p.1821-1842

[3] G.W. Greenwood, R.H. Johnson, *The deformation of metals under small stresses during phase transformation*, Proc. Roy. Soc. Vol. 283A, 1965, p.403-422

[4] C.L. Magee, *Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe-31-Ni*, PhD thesis, Carnegie Mellon University, Pittsburg, 1966.

[5] F. Barbe, R. Quey, L. Taleb, *Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. Case of cubic array of nuclei*, European Journal of mechanics A/Solids 26, 2007, p. 611-625.

[6] S. Meftah, F. Barbe, L. Taleb, F. Sidoroff, *Numerical analysis of the interaction classical plasticity – TRIP*, 21st Int. Conf. on Theoretical and Applied Mechanics 2004, Warsaw, Poland, august 2004.

[7] S. Grostabusiat, L. Taleb, J.F. Jullien, F. Sidoroff, *Transformation Induced Plasticity in Martensitic Transformation of Ferrous Alloys*, J. Phys. IV, 11, 2001, p. 173-180.

[8] L. Taleb, S. Petit-Grostabusiat, *New investigations on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity*, International Journal of Plasticity, Vol. 22, 2006, p. 110–130

- [9] J.B. Leblond, *Mathematical modelling of transformation plasticity in steels- II. Coupling with strain hardening phenomena*, Int. J. Plasticity, Vol. 5, 1989, p. 573-591.
- [10] S. Grostabussiat, *Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux*, PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Lyon, France, 2000.
- [11] J.F. Ganghoffer, K. Simonson, *A micromechanical Model of The Martensitic Transformation. Mechanics of Materials*, 1998, p. 125-144.
- [12] Y.H. Wen, *Approche micromécanique et simulation numérique par éléments finis de la transformation martensitique sous contrainte*, PhD thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL), France, 1997.
- [13] Y.H. Wen, S. Denis, E. Gautier., *Computer simulation of martensitic transformation under stress*, J. Phys. IV, Vol. 6, 1997, p. 475-482.
- [14] J. Besson, R. Leriche, R. Foerch, G. Cailletaud, *Object-Oriented Programming Applied to the Finite Element Method. Part II. Application to Material Behaviors*, Revue Européenne des Elements Finis, Vol. 7, Issue 5, 1998, p. 567-588.
- [15] F. Barbe, S. Meftah, L. Taleb, F. Sidoroff, *Numerical simulation of train hardening inheritance in steels subjected to phase transformation*, RELMAS'2005, St-Petersburg – Russia, June 2005.
- [16] S. Meftah, L. Taleb, F. Barbe, F. Sidoroff, *Effet des paramètres numériques sur la modélisation du TRIP et son interaction avec la plasticité classique pour le cas d'une transformation martensitique*, Colloque, JM'05, Alger – Algérie, mars 2006, p. 28-29.
- [17] S. Meftah, F. Barbe, L.Taleb et F. Sidoroff, *Parametric numerical simulations of TRIP and its interaction with classical plasticity in martensitic transformation*, European Journal of Mechanics - A/Solids, Vol. 26, Issue 4, July-August 2007, p. 688-700.