

## ANALYSE NUMERIQUE D'UNE TRIP MARTENSITIQUE SOUS L'EFFET D'UN CHARGEMENT MECANIQUE COMBINE

M. GACI, S. MEZIANI, A. FOUATHIA

Laboratoire de Mécanique  
Université des Frères Mentouri Constantine, Algérie

Reçu le 25 Janvier 2015 – Accepté le 21 Avril 2015

### Résumé

Ce travail présente une investigation numérique à l'échelle microstructurale, d'un alliage métallique à transition de phase solide/solide ou acier TRIP (Transformed Induced Plasticity). Un modèle micromécanique bidimensionnel est implantée dans un code de calcul par éléments finis (ZEBULON), pour simuler la transformation martensitique dans un grain de l'acier Fe-Ni-C. Deux cas de chargements sont utilisés, une compression appliquée durant toute la transformation, puis une traction imposée du début jusqu'à 80% de la transformation martensitique, suivie d'une charge de compression sur les 20% du temps restant de la transformation. Les effets du joint de grain non uniforme, du critère de la force mécanique de cisaillement (FMC) ainsi que de la direction du cisaillement des plaquettes sur les paramètres de la transformation martensitique, ont été étudiés. Il a été constaté que le critère mécanique proposé (FMC) favorise l'influence du phénomène de glissement dans l'avancement de ce type de transformation (mécanisme de Magee). Les résultats obtenus montrent bien que la forme du joint de grain, la direction de cisaillement des plaquettes et le critère mécanique (FMC), ont une grande influence sur les paramètres de la transformation, c'est-à-dire, la cinétique, le sens d'écoulement plastique et la valeur du TRIP.

**Mots clés :** Transformation Martensitique, FMC, Joint de Grain non uniforme, TRIP, mécanisme de Magee, écoulement plastique.

### Abstract

This work presents a numerical investigation at the micro structural scale of solid/solid phase transition metal alloy or TRIP steel (Transformed Induced Plasticity). A two-dimensional micromechanical model is implanted into finite elements code ZEBULON to simulate the martensitic transformation in a grain of steel Fe-Ni-C. Two cases of load are used, a compression applied during all of the transformation and thereafter traction applied from starting to 80% of transformation followed by a compression load during the 20% remaining time. The effects of non-uniform grain boundary, the criterion of mechanical shear load as well as the shear direction of plaquettes are studied in this paper. It has been noted that the proposed mechanical criterion (FMC) is favourable to the influence of the shear phenomenon on the progression of the martensitic transformation (Magee's mechanism). The obtained results show that the shape of the grain boundary, the platelet shear direction and mechanical criterion (FMC), have a decisive effect on the transformation parameters that are kinetics, the plastic flow direction and the value of TRIP

**Key words:** Martensitic Transformation, MSF, non-uniform grain boundary, TRIP, Magee mechanism, plastic flow.

### ملخص

هذا العمل يقدم تحقيق عددي على السلم المجهرى، بالنسبة لسبيكة معدنية ذات تحول في الطور صلب / صلب أو فولاذ TRIP (تحول منتج للدونة). يتم تطبيق نموذج الميكرو الميكانيكي ثنائي الأبعاد باستعمال برنامج (زبولون) الذي يشتغل على قاعدة العناصر المتناهية في الصغر، من أجل محاكاة التحول على مستوى حبة الحديد الصلب Fe-Ni-C. يتم استخدام نوعين من الأحمال، إجهاد ضغط يطبق خلال المدة الكاملة لتحول، و في حالة أخرى يتم تطبيق إجهاد الشد إلى نسبة 80% من التحول الطوري، يليها إجهاد الضغط على 20% المتبقية من وقت التحول. آثار المجال المحيط بحبة الحديد الغير المنتظم، ومعيار القوة الميكانيكية للقص (FMC) وكذلك اتجاه القص في لوحات المرانستية على عناصر التحول (مرانستية). تبين من خلال الدراسة التي أجريت، أن المعيار الميكانيكي المقترح (FMC) يعزز تأثير ظاهرة الانزلاق في تقدم هذا النوع من التحول (آلية ماجي). أظهرت النتائج أن شكل المجال المحيط بالحبوب الحديدية، والاتجاه القص في اللوحات المرانستية والمعيار الميكانيكي (FMC)، لديهم تأثير كبير على العناصر المتحكممة في التحول، من بينها: حركية واتجاه التحول الدن، وقيمة العددية لTRIP

**كلمات مفتاحية :** التحول مرانستى، FMC، المجال المحيط بحبة الحديد الغير المنتظم، TRIP، آلية ماجي، التحول البلاستيكي.

Le phénomène de plasticité de transformation est mis en évidence en appliquant une charge durant la transformation de phase de l'acier, ce qui conduit à une déformation irréversible même pour des niveaux de chargements inférieurs à la limite d'élasticité du matériau aux températures considérées. Ce phénomène est mis en évidence depuis plusieurs dizaines d'années [1].

Sous l'effet d'opérations thermomécaniques (traitement thermique, soudage...), certains matériaux voient leur structure métallurgique modifiée sous chargement thermique. En l'occurrence, certains alliages ferreux, passent d'une structure ferritique à température ambiante, à une structure austénitique au cours du chauffage et réciproquement au cours du refroidissement. La phase ferritique produite au refroidissement peut être constituée d'une ou de plusieurs structures ferritiques, suivant la vitesse de refroidissement suivie. Parmi les structures ferritiques susceptibles d'exister, nous avons la ferrite, la perlite, la bainite et la martensite. Ce sont donc ces transformations structurales qui sont la source des conséquences d'ordre métallurgique, thermique, et mécanique [2].

Ce phénomène de plasticité de transformation (TRIP) a été très étudié par des chercheurs, tant sur le plan expérimental que sur le plan théorique. Pour les études expérimentales, les travaux de Abrassart [3], Desalos [4], Denis et al [5], Cavallo [6], Taleb [7], Taleb et Petit [8] présentent des essais de dilatométrie sous contraintes uniaxiales constantes. Des essais sous contraintes multiaxiales ou chargements non proportionnels sont réalisés par Videau [9], Coret [10] et [11]. Sur le plan de la modélisation, en général, le comportement macroscopique d'un matériau peut être modélisé suivant deux méthodes, la première s'inspire de la thermodynamique des processus irréversibles et la seconde est basée sur la connaissance de paramètres et de mécanismes de déformation microstructuraux. C'est ensuite, par un passage micro-macro que les lois macroscopiques de comportement sont obtenues. Plusieurs modèles micro-macro ont été proposés, par exemple par Leblond [12] et [13], Fischer [14], [15] et [16], Diani [17] et [18], Taleb et Sidoroff [19].

La plasticité de transformation est généralement expliquée par deux mécanismes liés, soit à la différence de volume spécifique entre les phases - mécanisme de Greenwood-Johnson [20], soit à la déformation par cisaillement - mécanisme de Magee [21].

Cependant, le premier mécanisme, responsable de la plasticité de transformation, est souvent considéré pour les alliages ferreux [22] et il est dit : mécanisme de Greenwood-Johnson [20]. Il s'explique par le fait que la différence de volume entre les régions de la phase initiale et celles de la nouvelle phase, crée un état de contrainte interne qui provoque à son tour des déformations plastiques microscopiques des premières et éventuellement des deuxièmes régions [22]. Ces déformations ont des orientations aléatoires et n'ont donc aucune valeur sensible à l'échelle macroscopique [20].

Par contre, la présence d'une contrainte externe, va orienter les déformations dans sa direction, ce qui permet leur accumulation en une déformation plastique macroscopique.

Le mécanisme de Magee [21] quant à lui, rend compte de la plasticité de transformation qui s'opère durant la transformation martensitique. La martensite se crée sous forme de plaquettes orientées aléatoirement à l'intérieur de la phase austénitique. Alors, des contraintes de cisaillement naissent entre les deux phases en résultat de la différence de leurs propriétés thermomécaniques. L'effet macroscopique de cet état de contrainte reste isotrope, sauf si une contrainte externe est appliquée [21]. Dans ce cas, celle-ci va donner aux plaquettes de martensite une orientation privilégiée, ce qui engendre une déformation plastique macroscopique [23].

Beaucoup de modèles sont développés à l'échelle microscopique, pour modéliser le comportement des matériaux durant une transformation martensitique. Mais aucun de ces modèles n'est entièrement satisfaisant, dans le sens qu'ils ne tiennent compte que de quelques aspects de la réalité. La capacité d'un modèle pour une bonne description de ce type de transformation, d'une manière plus ou moins satisfaisante, est liée généralement aux trois critères suivants [24] :

- Introduction de l'orientation des plaquettes de la martensite formée ;
- Considération de l'écoulement plastique dans le volume d'étude ;
- Détermination de la cinétique de transformation.

Nous remarquons d'après la littérature [25], que la plupart des modèles tiennent compte au maximum, de deux de ces critères, mais aucun modèle ne présente une modélisation complète, prenant compte des trois critères cités précédemment. Les deux modèles généralement les plus utilisés, sont des modèles en deux dimensions à l'échelle microscopique. Le premier a été proposé par Ganghoffer et Simonsson [24] et le deuxième, qui représente une amélioration de cette modélisation, a été développé dans le cadre de la thèse de Wen [26] et [27].

Dans le but d'obtenir des explications sur ce phénomène, sous différents cas de charges mécaniques, nous avons considéré un modèle micromécanique, utilisant la méthode des éléments finis basée sur l'approche de Ganghoffer [24].

Dans ce travail, nous examinons l'effet du critère mécanique (FMC) qui gère l'avancement de ce type de transformation martensitique, de la contrainte appliquée ainsi que l'impact de la direction de cisaillement des plaquettes. Nous étudions aussi, l'effet d'un joint de grain non régulier, de forme différente de celle proposée par Wen [26]. À l'échelle du mono-grain et dans le cas d'un chargement mécanique de compression, appliqué durant toute la transformation, puis traction compression appliqué respectivement sur 80% et 20% du temps de la transformation ( $M_s$ ,  $M_f$ ).

## 1. DONNEES EXPERIMENTALES DE L'ACIER Fe-Ni-C

On considère un modèle d'écroutissage isotrope linéaire et on suppose que l'austénite et la martensite ont un comportement élastoplastique. Les données mécaniques nécessaires à la simulation, concernant l'acier Fe-Ni-C, sont données dans le tableau 1 [24].

**Tableau 1** : Propriétés mécaniques de l'acier Fe-Ni-C

Propriétés / phase	Module de Young (MPa)	Coefficient de poisson	Coefficient d'écroutissage (MPa)	Limite d'élasticité (MPa)
Martensite	$2.10^5$	0.3	16500	990
Austénite	$2.10^5$	0.3	2900	158

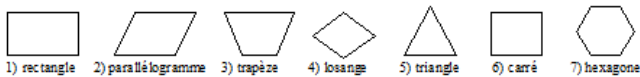
Les Composantes du tenseur de déformation de transformation sont :  
 $\epsilon_0 = 0.03, \gamma_0 = 0.19$

## 2. PRESENTATION DU MODELE

Le modèle élaboré est un modèle à l'échelle micromécanique bidimensionnel en mono grain, maillé avec des éléments uniformes de base triangulaire. Le maillage de la cellule est décomposé de deux zones :

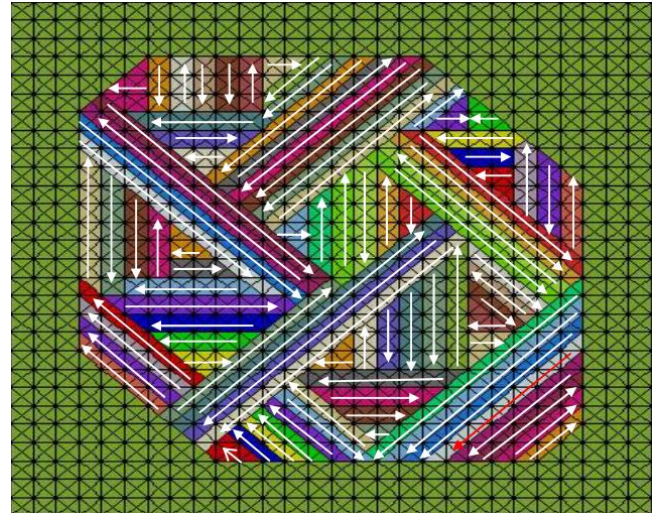
- une zone centrale, où la transformation se produit (formation des plaquettes de martensite) et qui peut avoir sept formes géométriquement reconnues (figure 1). La huitième forme, de forme particulière (figure 2), est utilisée dans nos calculs de simulation, avec prise en compte de deux sens de cisaillement des plaquettes de martensite, qui sont respectivement données sur les figures 2a et 2b ;
- une deuxième zone, qui représente un milieu environnant non uniforme et qui joue le rôle d'un joint de grain (figure 2c).

Le choix de l'élément triangulaire, permet de prendre en compte 8 directions de cisaillement possibles, à chaque  $45^\circ$  ( $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 135^\circ, 180^\circ, 225^\circ, 270^\circ, 315^\circ$ ). La transformation se développe à travers la formation successive des plaquettes dans le grain. Quand une telle plaquette se transforme, tous les éléments qui la composent, reçoivent le même tenseur intrinsèque de transformation  $\epsilon^T$ , défini dans la base locale d'une plaquette  $(\vec{d}, \vec{n})$  [28]. Le joint de grain est considéré comme un mélange d'austénite et de martensite, ayant un comportement élastoplastique [25].

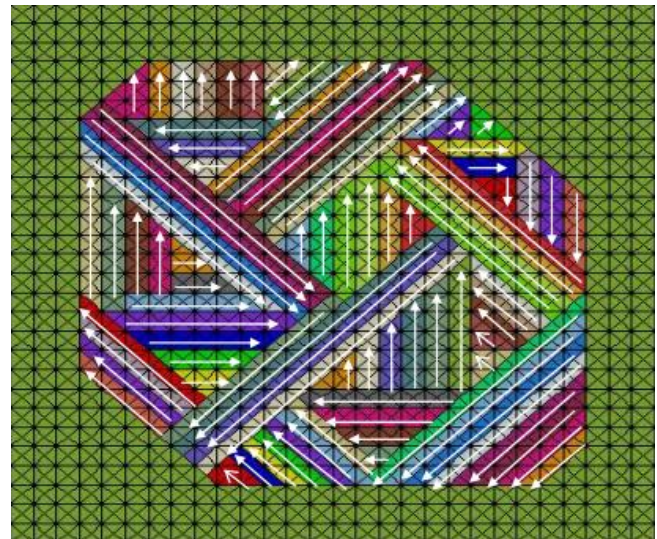


**Figure 1** : Formes géométriques possibles, représentant le domaine de transformation martensitique dans un grain en bidimensionnel

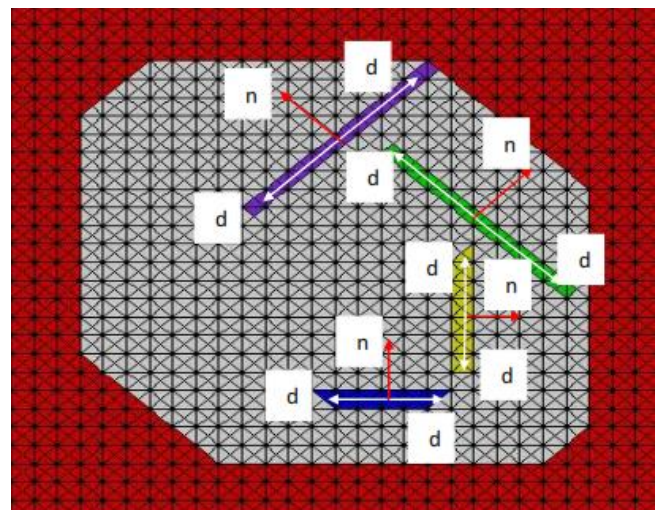
Une plaquette est formée d'une bande d'éléments et elle est délimitée à ses deux extrémités, soit par les frontières du grain (joint de grain), soit par une autre plaquette déjà transformée. L'avancement de la transformation se fait par une transformation successive des plaquettes de martensite.



(a)



(b)



(c)

**Figure 2** : Représentation de la distribution de courtes plaquettes dans le grain en maillage triangulaire : a) Première direction de cisaillement des aiguilles de martensitique, b) Seconde direction de cisaillement, c) Joint de grain et la base locale des huit plaquettes de martensite  $(\vec{d}, \vec{n})$  [28].

La transformation d'une plaquette, consiste à imposer aux éléments qui la constituent, un tenseur de déformation de transformation (équation 1), ainsi que les propriétés mécaniques de la martensite. Les phases sont supposées homogènes et sont soumises aux lois de la mécanique des milieux continus. Le tenseur de déformation de transformation est composé d'une petite dilatation normale au plan d'habitat  $\epsilon_0$  et d'un cisaillement plus important, dirigé le long de la plaquette  $\gamma_0=0,19$ . Il est imposé de façon progressive durant la transformation [29].

$$\epsilon_{(d,n)}^{tr} = \begin{bmatrix} 0 & \gamma_0/2 \\ \gamma_0/2 & \epsilon_0 \end{bmatrix} \quad (1)$$

La simulation numérique de la transformation martensitique est mise en place suivant l'organigramme donné sur la figure 3. Les propriétés mécaniques sont appliquées au début de la formation de la phase fille (la martensite), avec l'utilisation des critères géant l'avancement de la transformation martensitique suivants : EDEL [25], FMMoy [26] et le critère proposé dans ce travail – le critère FMC.

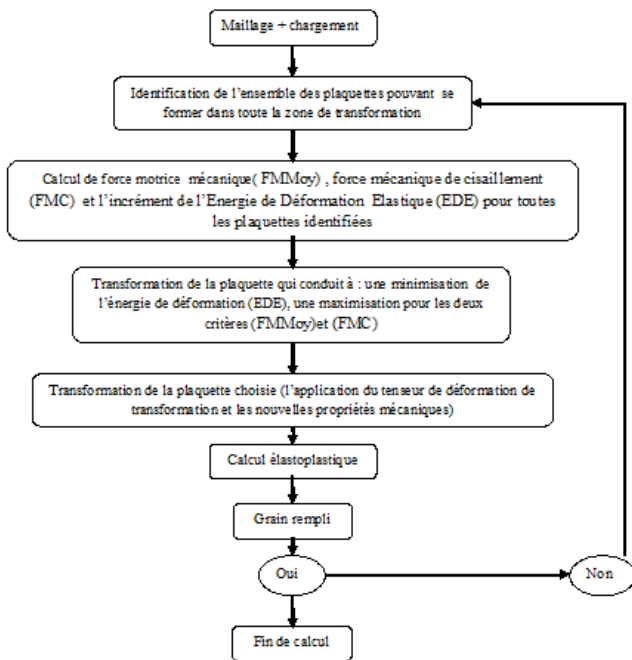


Figure 3 : Organigramme de la simulation [25]

### 3. CONDITIONS AUX LIMITES

Dans la modélisation des transformations structurales martensitiques, on considère un modèle micromécanique bidimensionnel en éléments finis, avec deux types de chargements. Le premier chargement consiste en l'application d'une contrainte de compression égale à 250 Mpa durant toute la transformation et le deuxième chargement, d'une traction égale à 250 Mpa jusqu'à 80% de la transformation, suivie d'une compression égale à 250 Mpa, à 20% de la fin de transformation.

La géométrie représente un grain de 28x28 briques. Une brique est composée de 4 éléments triangulaires unitaires et d'un joint de grain qui est considéré comme le milieu environnant. Il est non uniforme et formé au minimum de trois briques.

Le modèle utilisé, est un modèle initialement proposé par Ganghoffer [24], qui suppose que les bords de la cellule 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 (joint de grain) agissent en tant qu'obstacles à la propagation des plaquettes de martensites formées. Les conditions aux limites sont appliquées sur les frontières extérieures du milieu environnant, comme illustré sur la figure 4 [25], [29].

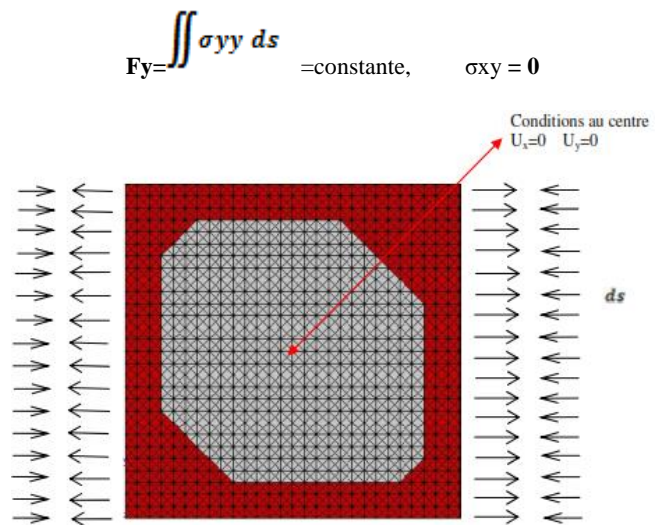


Figure 4 : schéma représentatif des conditions aux limites imposées sur le grain [25], [29], pour les deux cas de chargements : compression dans le premier cas, traction et compression dans le second cas et respectivement appliquées sur 80% et 20% du temps de la transformation ( $M_s$ ,  $M_f$ )

### 4. CONTRAINTES APPLIQUEES ET DIRECTION D'ÉCOULEMENT PLASTIQUE

Lors d'un changement de phase de compacité différente dans un acier, la différence de compacité ainsi que le mécanisme de bain, induisent un état de contrainte local très élevé. Si l'on applique une contrainte extérieure pendant ce changement de phase, l'écoulement plastique local est alors orienté, impliquant ainsi une déformation plastique macroscopique, c'est la plasticité de transformation ou TRIP.

Les déformations et les contraintes issues de la plasticité de transformation, peuvent apparaître dans les problématiques de soudage, ou bien lors du refroidissement après le dépôt du cordon, ou encore dans le cas des traitements thermiques. Le matériau subit des contraintes causées par le gradient thermique et un changement de phase se produit [30].

Des essais appelés "dip test" ont conduit à d'importantes conclusions [31]. Au cours de ces essais, le spécimen est déchargé rapidement, soit totalement soit partiellement en cours de transformation. Les auteurs [30,31] ont remarqué que si une contrainte de torsion, équivalente à 2/3 de la limite d'élasticité de la phase austénitique est déchargée de moitié, à un taux de phase produite formée équivalent à 50%, l'évolution de la plasticité de transformation est stoppée. Si cette dernière est complètement déchargée, on observe alors, un incrément de plasticité de transformation de signe opposé à celui de la charge précédemment appliquée. Les auteurs concluent que la direction de l'écoulement en plasticité de transformation est la même que celle de la contrainte effective, qui n'est autre que la différence entre la contrainte extérieure appliquée et la contrainte interne du matériau [2]. À noter finalement, que la transformation inverse de phase, n'annule pas la déformation de plasticité de transformation et elle est par conséquent qualifiée d'irréversible [32] et [23].

## 5. CRITERES D'AVANCEMENT DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

Sous l'hypothèse des petites déformations, la force motrice mécanique maximale, pilotant la transformation, a été proposée initialement par Ganghoffer [24]. Elle représente en partie, le travail mécanique consommé lors de la transformation (équation 2).

En tenant compte de l'effet d'orientation des plaquettes, cette hypothèse constitue un des points de discussion évoqués dans le cadre de la thèse de Wen [26]. Il proposa alors, l'hypothèse de la Force Motrice Mécanique Moyenne (FMMoy) (équation 3), qui représente la sommation des forces motrices de l'ensemble des éléments de la bande considérée, divisée par le nombre d'éléments.

La plaquette qui se transforme, est celle dont la force motrice normalisée par le nombre d'éléments la constituant, est la plus grande parmi toutes les plaquettes.

Dans l'objectif d'approcher qualitativement et quantitativement les résultats de la TRIP obtenus expérimentalement, Taleb et Meftah [25] ont utilisé, en plus des critères proposés par Wen (équation 3) et Ganghoffer (équation 2), le critère de l'énergie de déformation élastique locale EDEL (équation 4).

$$\delta\omega = \sigma_n * \varepsilon_0 + \tau * \gamma_0 \quad (2)$$

$$\delta\omega_{moyenne} = \sum_{i=1}^n \frac{\delta\omega}{n} \quad (3)$$

$$\Delta E = \sum_{n=1}^{Nel} \left[ \sum_{t=1}^{tft} \sigma_{ij}^t * \Delta \varepsilon_{ij}^t \right] nel \quad (4)$$

Où :

$\sigma_n, \tau$  : représentent 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, avant transformation ;

$\gamma_0, \varepsilon_0$  : représentent respectivement la déformation de cisaillement le long du plan d'habitat et la variation volumique normale à ce plan;

$n$  : nombre d'éléments triangulaires constituant une plaquette de martensite formée ;

$\delta\omega$  : la force motrice mécanique ;

$\Delta E$  : incrément de l'énergie de déformation élastique issu de la transformation d'une plaquette ;

$nel$  : numéro de l'élément considéré ;

$Nel$  : nombre total des éléments ;

$T$  : numéro de l'incrément de temps considéré (équivalent à un instant) ;

$tft$  : nombre d'incrément nécessaires pour la transformation d'une plaquette ;

$\Delta \varepsilon$  : incrément du tenseur des déformations locales à l'instant « t » ;

$\sigma$  : tenseur des contraintes locales à l'instant « t ».

Dans ce travail, nous proposons d'utiliser le critère mécanique de la force mécanique de cisaillement (FMC). Ce dernier repose sur les résultats et les analyses de plusieurs travaux déjà réalisés dans ce domaine et qui montrent que la transformation martensitique, qui est une transformation displacive, s'opère par un phénomène de cisaillement, appelé mécanisme de Magee.

Ce qui nous emmène à attribuer une influence plus au moins signifiante de l'effet de cisaillement dans l'équation donnant l'ordre de transformation des aiguilles de martensite dans le grain. Le critère mécanique est basé sur la force mécanique de cisaillement (FMC) (équation 5) :

$$\delta\chi = \sigma_n * Y + \tau * F \quad (5)$$

Où :

$\delta\chi$  : La force mécanique de cisaillement (FMC) ;

$Y$  : La fraction surfacique d'un élément triangulaire ;

$F$  : La fraction surfacique d'une plaquette.

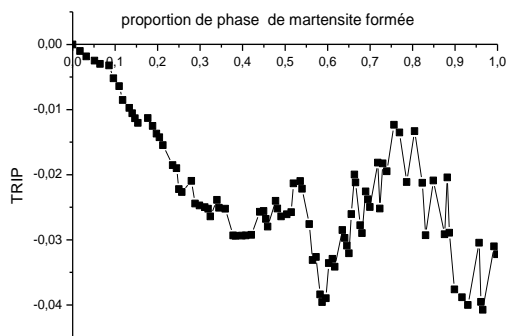
## 6. ANALYSE ET DISCUSSION DES RESULTATS

L'influence des paramètres tels que la taille du grain, le choix du critère d'avancement de la transformation dans le cas d'un milieu environnant non uniforme (fig. 3) et la direction de cisaillement des plaquettes sur le sens de l'écoulement plastique, la valeur de la TRIP ainsi que la cinétique de la TRIP ont été étudiées.

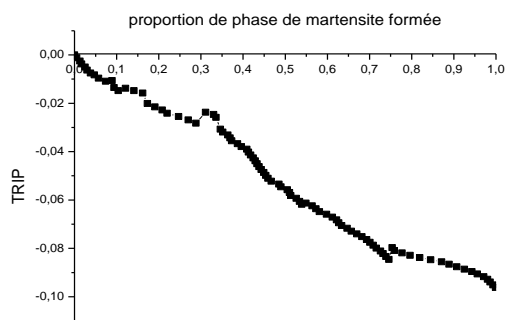
Les figures 5 et 6, représentent respectivement, l'évolution de la déformation de plasticité de transformation (TRIP), dans le cas d'un chargement mécanique de compression égal à 250 Mpa. Le domaine de transformation est formé de courtes plaquettes et une identification globale des plaquettes de martensite a été appliquée au début de la transformation. L'utilisation respective des critères FMC,

FMMmoy et EDEL, donnent l'ordre de formation des plaquettes pour les deux directions de cisaillement dans le grain, c'est-à-dire la cinétique de la transformation.

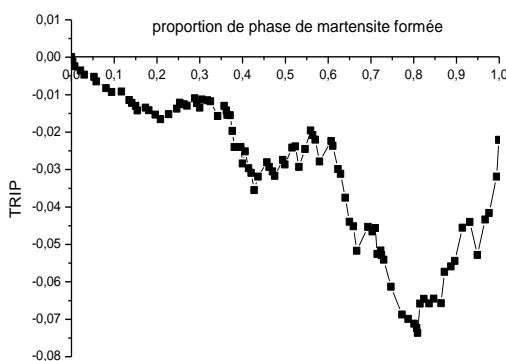
On remarque que les résultats obtenus pour les deux directions de cisaillement des plaquettes, utilisant ces trois critères (figures 5 et 6), donnent un sens d'écoulement plastique négatif, identique au signe de la charge appliquée (compression). Sur les figures (5a et 6a), obtenues avec le critère FMC, on remarque une influence très sensible de la direction de cisaillement des plaquettes sur la cinétique et la valeur absolue maximale de la TRIP, qui sont respectivement de 4% et 11%.



(a)



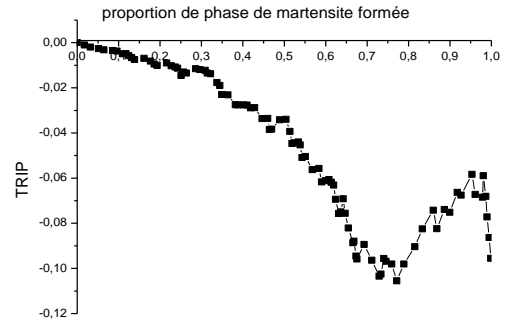
(b)



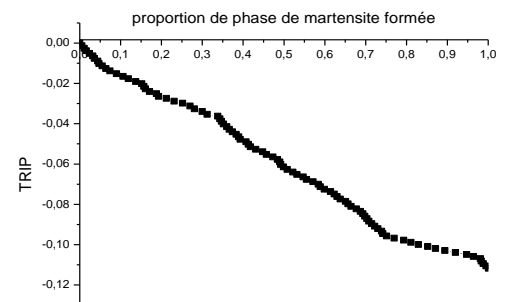
(c)

**Figure 5 :** Evolution de la TRIP sous une contrainte de compression avec la première direction de cisaillement : a) critère de la force mécanique de cisaillement (FMC) b) force moyenne (FMMmoy) c) énergie de déformation élastique locale (EDEL)

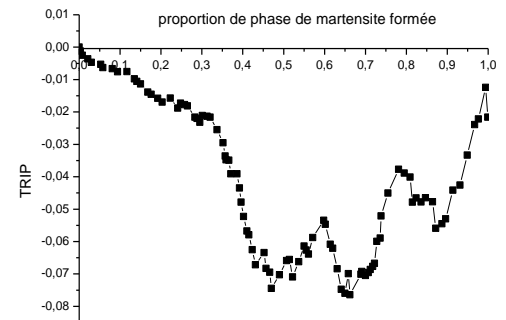
Dans le cas du critère FMMmoy (fig. 5b et 6b), on observe que l'effet de la direction de cisaillement des plaquettes de martensite, sur les deux paramètres de la transformation (cinétique de la transformation et la valeur de TRIP) n'est pas significatif.



(a)



(b)



(c)

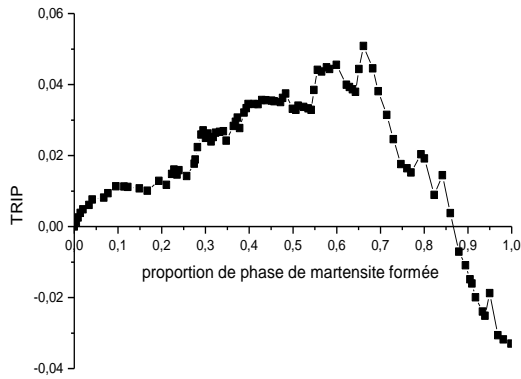
**Figure 6 :** Evolution de la TRIP sous une contrainte de compression avec la deuxième direction de cisaillement : a) critère de la force mécanique de cisaillement (FMC) b) force moyenne (FMMmoy) c) énergie de déformation élastique locale (EDEL)

Par contre, les résultats obtenus selon le critère EDEL (figures 5c et 6c), donnent respectivement, une cinétique légèrement rapide jusqu'à 20% du début de la transformation et une valeur absolue maximale de la TRIP égale à 7%, atteinte seulement à 45% de l'avancement de la transformation. En fin de transformation, la valeur de la TRIP est la même pour les deux derniers cas de direction de cisaillement de plaquettes qui représente 2% en valeur absolue.

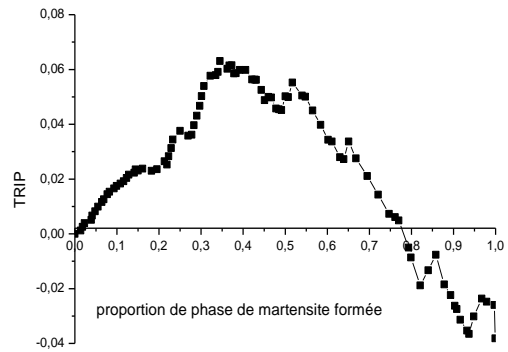
Les figures 7 et 8, représentent l'évolution de la plasticité de transformation pour les deux directions de cisaillement des plaquettes, dans le cas du deuxième chargement. Les résultats obtenus, présentent un sens d'écoulement plastique en parfaite concordance avec l'état de contrainte interne, instauré durant la transformation martensitique et ce pour les deux directions de cisaillement des plaquettes de martensites, selon les critères FMC et EDEL (figures 7a, 8a et figures 7c, 8c). On remarque par contre, comparativement à ces critères, que le critère FMMoy présente un sens d'écoulement très éloigné.

L'application d'une contrainte de compression à 20% de la fin de la transformation, selon le critère FMC, donne un écoulement plastique négatif dans la première direction de cisaillement à 86% du début de la transformation (figure 7a) et pour la deuxième direction de cisaillement à 77% de la transformation (figure 8a).

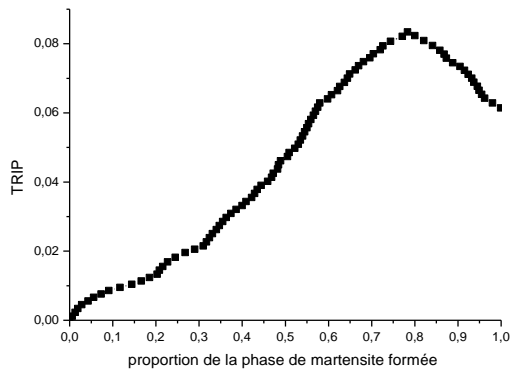
Par contre, le critère EDEL présente un inversement tardive du sens d'écoulement par rapport au critère FMC, se situant à 97% de la transformation, pour la première direction de cisaillement (figure 6c) et à 90% pour la deuxième (figure 8c).



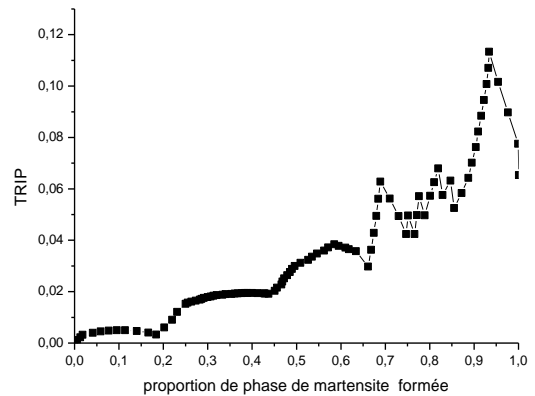
(a)



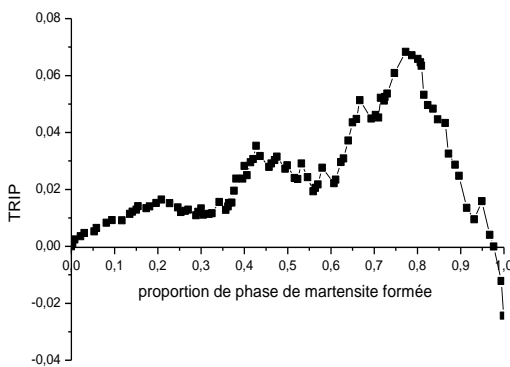
(a)



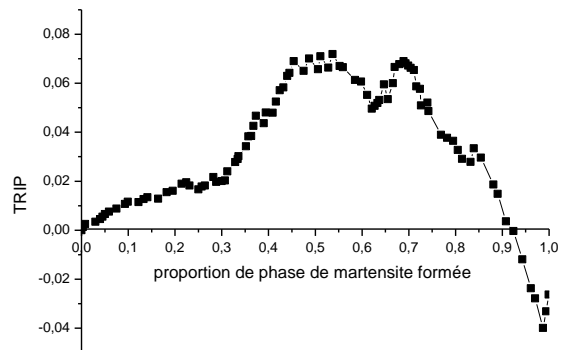
(b)



(b)



(c)



(c)

**Figure 7 :** l'évolution de TRIP sous une contrainte de traction +compression avec la première direction de cisaillement a) critère de la force mécanique de cisaillement (FMC) b) force moyenne (FMMoy) c) énergie de déformation élastique locale (EDEL)

**Figure 8 :** l'évolution de TRIP sous une contrainte de traction +compression avec la deuxième direction de cisaillement a) critère de la force mécanique de cisaillement(FMC) b) force moyenne (FMMoy) c) énergie de déformation élastique locale (EDEL)

## CONCLUSION

Dans ce travail, nous avons utilisé un modèle micromécanique bidimensionnel permettant de simuler le phénomène de plasticité de transformation, en considérant deux cas de chargements mécaniques.

Pour une meilleure compréhension du phénomène TRIP, le critère FMC et un modèle de géométrie du joint de grain non uniforme sont proposés. Ce critère, qui gouverne l'avancement de la transformation martensitique à l'échelle du mono grain, tient compte de l'effet significatif du phénomène de cisaillement, lors de la progression de la transformation pour un grain à courtes plaquettes.

Des simulations ont été faites utilisant les deux cas de chargements mécaniques, pour les deux directions de cisaillement des plaquettes de martensite. L'utilisation du critère FMC a montré une bonne concordance de la cinétique, de la valeur de la TRIP et du sens d'écoulement plastique avec les résultats obtenus selon le critère EDEL [25]. Par rapport au modèle de Wen [26], le critère FMC présente une amélioration des résultats obtenus.

## Références

- [1] Porter L.F., Rosenthal P.C. (1959), Effect of applied tensile stress on phase transformations in steel. *Acta Metallurgica*, vol.7, p.504-514.
- [2] Grostabusiat Sophie P., (2000), conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux. Thèse de doctorat, école doctorale des sciences de l'ingénieur de Lyon (MEGA), France.
- [3] Abrassart F., (1972), Influences des transformations martensitiques sur les propriétés des alliages du système Fe-Ni-Cr-C. Thèse PhD, Université de Nancy.
- [4] Desalos Y., (1981), Comportement mécanique et dilatométrique de l'austénite métastable de L'acier A533. Tech. Rept. N°95 34 94 01 IRSID.
- [5] Denis S., Gautier E., Sjöström S. and Simon A., (1987b), Influence of stresses on the kinetics of pearlitic transformation during continuous cooling. *Acta Metallurgica*, Vol.35 No.7, pp1621-1632.
- [6] Cavallo N., (1998), Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage. Ph.D. thesis, INSA Lyon.
- [7] Taleb L., Cavallo N. and Waeckel F. (2001), Experimental analysis of transformation plasticity. *International Journal of Plasticity*, Vol.17, pp 1-20.
- [8] Taleb L. and Petit S., (2006), New investigations on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity. *International Journal of Plasticity*, 22, 110-130.
- [9] Videau J.C., Cailletaud G., and Pineau A., (1996), Experimental study of the transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel. *Journal de Physique VI*, pp 465-474.
- [10] Coret M., Calloch S., and Combescure, A. (2002), Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading. *International Journal of plasticity*, Vol.18, pp 1707-1727.
- [11] Coret M., Calloch S. and Combescure A., (2004), Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low-carbon steel induced by proportional and nonproportional biaxial loading paths. *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol.23, pp 823-842.
- [12] Leblond J.B., Devaux J. and Devaux J.C., (1989), Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I : case of ideal-plastic phases. *International Journal of plasticity*, Vol. 5, pp 551-572.
- [13] Leblond J.B., (1989), Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II : coupling with strain hardening phenomena. *International Journal of Plasticity*, Vol.5, pp 573-591.
- [14] Fischer F.D., (1990), A micromechanic model for transformation induced plasticity in steels. *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol.38, pp 1535-1546.
- [15] Fischer F.D., Sun Q.P. and Tanaka K., (1996), Transformation induced plasticity (TRiP). *Appl. Mech. Rev.*, Vol.49, pp 317-364.
- [16] Fischer F.D., Reisner G., Werner E., Tanaka K., Cailletaud G. and Antretter T., (2000), A new view on transformation induced plasticity (TRiP). *International Journal of Plasticity*, Vol.16, pp 723-748.
- [17] Diani J.M., Sabar H. and Berveiller M., (1995), Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomenon in steels. *Int. J. Eng. Sci.*, Vol.33, pp 1921-1934.
- [18] Denis S., Gautier E., Simon A. and Beck G., (1985), Stress phase transformations interaction, basics principle, modelling, and calculation of internal stresses. *Material Sciences and Technology*, Vol.1, pp 805-814.
- [19] Taleb L. and Sidoroff F., (2003), A micromechanical modeling of the Greenwood-Johnson mechanism in transformation induced plasticity. *International Journal of Plasticity*, Vol.19, pp 1821-1842.
- [20] Greenwood G.W., Johnson. R.H., (1965), the deformation of metals under small stresses during phase transformation. *Proc. Roy. Soc.* 283A, pp 403-422
- [21] Magee C L., (1966), Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe-31-Ni, PhD Thesis, Carnegie Mellon University, Pittsburg.
- [22] NgocThuy TRINH, (2008), Modélisation du Comportement Thermomécanique et Métallurgique des Aciers. Thèse de doctorat l'École Nationale Supérieure de Techniques Avancées
- [23] Amri B., (2008) , effet d'hysteresis de la dilatation thermique sur les contraintes résiduelles dues au soudage. Thèse soutenue pour l'obtention de la maîtrise en génie mécanique, Montréal, Canada
- [24] Ganghoffer J F., Simonsson K., (1998) A micromechanical model of the martensitic transformation. Linköping Institute of technology
- [25] Meftah S, (2007), Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rouen, France .
- [26] WEN Y., (1997), Approche micromécanique et simulation numérique par éléments finis de la transformation martensitique sous contrainte. Thèse de doctorat. Institut National des sciences polytechnique de LORRAINE,120P
- [27] Wen Y., Denis S., Gautier E., Computer simulation of martensitic transformation under stress. supplément au J. de Physique III, V6, Colloque C1, 475.
- [28] Meftah S., Taleb L. (2003), Contribution à la modélisation numérique des effets mécaniques des transformations métallurgiques dans les aciers. Thèse DEA INSA – ROUEN, France.



- [29] Tahimi A ., (2011), Plasticite induite par transformations de phases dans les aciers : Experience vs modelisations, Thèse de doctorat, de l'INSA de rouen domaine : Mécanique
- [30] Valance S., Coret M.; Combescure A., (2005), Extension symétrique du modèle de Leblond pour la simulation du phénomène de plasticité de transformation .soumission à 7ème colloque national en mécanique des structures N°7
- [31] Videau J.C., Cailletaud G., Pineau, A., (1995), Experimental study of the transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel, Journal de Physique IV, colloque C1, Supplément au J de Physique III, , vol 6, p465-474.
- [32] Francis, J.D., (2002), Welding Simulations of Aluminum Alloy Joints by Finite Elément Analysis. Blacksburg, Virginia, Faculty of the Virginia Polytechnic Institute and State University.