

Approche numérique de la plasticité induite par transformation diffusio-nnelle : investigations dans le cas de l'interaction plasticité classique TRIP

Ha Hoang, Fabrice Barbe et Lakhdar Taleb

*LMR, EA 3828, Institute for Materials Research (IMR),
INSA de Rouen, BP 8 avenue de l'université, 76800 St Etienne du Rouvray, France.*

Accepté le 12/06/2008

الظاهرة الميكانيكية المسماة (TRIP) Plasticity Transformation Induced أو "تحول لدانة بالتحريض" تتناسب مع تشوه دائم ناتج عن تحول مرحلي والذي يمكن أن يظهر خلال تحول تحت تأثير حمل خارجي مثل الصلد الأولي بالطرق. ظاهرة (TRIP) يمكن أن تظهر خاصة إبان عمليات تلحيم الفولاذ والتي تشمل مراحل التبريد. النموذج الذي يأخذ بعين الاعتبار التصلد الأولي للاوستنيت (Leblond) أظهر ضعفه في تقليد النتائج التجريبية المقدمة من طرف (Taleb et Petit-Grostabussiat) افرز هذا طرق بديلة رقمية تعتمد على العناصر المنتهية لتفسير النتائج. هذا البحث يقدم نتائج رقمية تخص التحول البينيتي لحجم في الحالة المثالية لبذرة واحدة وسط الحجم المدروس. تكون هذه الحالة بمثابة اختبار وكذلك للحالة التي تظهر فيها البذور بطريقة عشوائية في الزمن و المكان حسب قانون توزيع معين.

الكلمات المفتاحية: دانة بالتحريض؛ تشكيل ميكروميكانيكي؛ تحول انتشاري؛ عناصر منتهية.

Résumé

Le phénomène mécanique appelé TRIP (Transformation Induced Plasticity), correspondant à une déformation permanente induite par une transformation de phase, peut apparaître lors d'une transformation sous chargement extérieur comme lorsque la phase parente a été pré-écrouie. Le TRIP peut apparaître en particulier pendant des opérations de soudage d'aciers, lors de la ou des étapes de refroidissement. Le modèle le plus courant qui permet de tenir compte d'un pré-écrouissage de l'austénite pour prédire le développement de TRIP (modèle de Leblond) s'est montré imparfait pour reproduire les résultats expérimentaux dans le cas d'une phase parente pré-écrouie, d'après ce qu'ont montré Taleb et Petit-Grostabussiat. Ceci a donc motivé le développement de méthodes alternatives, à savoir par éléments finis, pour tenter de mieux rendre compte par modélisation de ces effets de pré-écrouissage. Cet article présente les investigations numériques concernant la transformation bainitique d'un macrovolume cubique dans le cas idéalisé où un seul germe est présent au centre du volume d'étude (ceci constitue un cas test), ainsi que dans le cas où des germes apparaissent aléatoirement dans l'espace et dans le temps selon une loi de distribution donnée.

Mots clés : Plasticité induite par transformation; modélisation micromécanique; transformation diffusio-nnelle; éléments finis.

Abstract

The mechanical phenomenon called TRIP (Transformation Induced Plasticity), corresponding to a permanent strain induced by a phase transformation, can be due to an externally applied load or to a pre-hardening of the parent phase. TRIP can appear particularly during a welding operation on steels, during the cooling step(s). The most currently used model which allows to take into account the pre-hardening of austenite for the prediction of TRIP (Leblond model) has shown to be incorrect to reproduce the experimental results in the case of a pre-hardened austenite, according to the work of Taleb and Petit-Grostabussiat. This has motivated the development of alternative methods, with finite elements analysis, to try to improve the prediction of this effect of pre-hardening. This article presents the numerical investigations concerning the bainitic transformation of a cubic macro-volume. Two cases are treated: the ideal case where a single nucleus is present at the center of the volume (test case); the case where nuclei appear randomly in space and in time, according to a given distribution law.

Key words: Transformation induced plasticity; micromechanical modelling; diffusive transformation; finite elements.

Auteur correspondant: lakhdar.taleb@insa-rouen.fr (Lakhdar Taleb)

1. INTRODUCTION

Le phénomène de plasticité de transformation se manifeste lors d'une transformation de phase solide-solide dans un métal (phase β se transforme en phase α par exemple) sous chargement avec une contrainte externe constante inférieure à la limite d'élasticité de la phase la plus molle (phase β). Lors de la transformation de phase, la différence de densité de volume entre les deux phases β et α génère des contraintes internes qui, sous chargement externe, provoquent de la plasticité microscopique dans la phase β . Ces déformations plastiques induites par transformation sont désignées par le TRIP (Transformation Induced Plasticity). D'un point de vue microstructural, il y a deux mécanismes qui peuvent expliquer ce phénomène : le mécanisme de Magee [14] et celui de Greenwood-Johnson [11]. Le mécanisme de Magee est relatif au développement de la transformation martensitique sous forme de plaquettes tandis que celui de Greenwood-Johnson [11] est relatif aux différences entre les caractéristiques des différentes phases. La phase austénitique est en effet une structure cubique à faces centrées, les structures ferritiques sont quant à elles des structures cubiques centrées. La différence de compacité entre ces deux structures induit un changement de volume lors de la transformation. En l'absence de contrainte appliquée, le tenseur microscopique des contraintes internes est sphérique et seul le changement de volume global est observé. Par contre, l'application d'une contrainte externe entraîne que le tenseur des contraintes internes n'est plus sphérique, ce qui induit une déformation irréversible dans la direction de la contrainte appliquée. Cette déformation permanente n'étant observée que lors d'une transformation de phase, elle se distingue de la plasticité classique et on la nomme *plasticité de transformation*.

L'importance relative de ces deux

mécanismes dépend de la transformation considérée et de l'acier étudié. Il est généralement admis que tous les deux mécanismes sont présents pour les transformations sans diffusion et les transformations avec diffusion.

Un essai typique de Taleb *et al* [19] a été exécuté pour évaluer le phénomène de plasticité de transformation. Cet essai se compose de 2 cycles thermo-mécaniques sur le même acier: *test de dilatométrie libre et test de plasticité de transformation*. Dans ces deux tests, l'acier est soumis au même cycle thermique qui mène à la transformation de phase austénitique au chauffage et à la transformation de phase ferritique au refroidissement. Durant le test de dilatométrie libre, l'éprouvette subit uniquement la variation de température. Dans le second test, on applique une contrainte externe inférieure à la limite d'élasticité de l'acier dans sa phase austénitique juste avant le début de la transformation et on la maintient constante durant le refroidissement. Plusieurs auteurs ont proposé des modèles associés à la plasticité de transformation ; nous noterons généralement que pour beaucoup de modèles, seul le mécanisme de Greenwood-Johnson [11] est considéré. Parmi les modèles prenant en compte le mécanisme de Greenwood-Johnson, le plus courant est le modèle de Leblond [12,13]. Il permet par ailleurs de tenir compte d'une pré-charge de l'austénite sur la plasticité de transformation. Ce modèle a été éprouvé dans des cas d'essais classiques de plasticité de transformation et a montré de très bonnes capacités prédictives sous chargement uniaxial comme biaxial (voir les travaux de Taleb et al d'une part [19,21], et de Coret et al d'autre part [23]). Cependant, comme cela a été montré dans les travaux expérimentaux de Taleb et Petit-Grostabussiat [20,22], il s'est montré non

satisfaisant pour reproduire les résultats expérimentaux dans le cas où la phase parente (austénite) a été pré-écrouie, tant pour la transformation martensitique que pour la transformation bainitique. Par exemple, une pré-déformation en traction entraîne un TRIP positif tandis qu'un TRIP négatif ou presque nul est prévu par le modèle de Leblond avec le même type de pré-déformation. Ceci a donc motivé le développement de méthodes alternatives, à savoir par éléments finis, pour tenter de mieux rendre compte par modélisation de ces effets de pré-charge.

Les investigations préliminaires des approches numériques alternatives sur la transformation diffusionnelle et martensitique se basant sur les modèles numériques de Ganghoffer [8, 9] sont présentées dans [2, 3, 15, 16]. Dans le cadre de cet article, nous allons présenter les investigations numériques avec la méthode des éléments finis concernant la transformation bainitique considérée ici comme diffusionnelle. En fait, il y a trois cas de croissance qui ont été étudiés par notre équipe dont le cas où les germes apparaissent aléatoirement en même temps dans un macrovolume; ceci a été détaillé dans [2, 3, 24]. Deux autres cas sont abordés dans cet article:

(i) la croissance périodique : les germes apparaissent instantanément en étant disposés selon un réseau cubique ; ceci correspond à un cas d'étude simple et rapide ayant fait l'objet de travaux préliminaires pour des essais de plasticité classique [4] ;

(ii) la croissance aléatoire dans l'espace et dans le temps qui correspond à un cas plus proche de la réalité physique, présenté pour les situations de plasticité classique dans [25].

Cet article se compose de deux parties principales : tout d'abord la modélisation numérique pour les deux types de

croissance. Ensuite les analyses numériques sur les résultats obtenus pour deux cas de chargement : chargement classique et pré-écrouissage.

2. MODELISATION NUMERIQUE

2.1 Caractéristiques communes des domaines d'étude

Comme indiqué par le modèle de Ganghoffer *et al.* [8], on étudie un macrovolume de forme cubique dont les propriétés moyennes sont représentatives des propriétés macroscopiques du milieu dont est extrait le macrovolume. Quelques hypothèses sont adoptées pour simplifier le problème : chaque phase est considérée comme un matériau homogène ; la transformation apparaît au même instant aux éléments prédéfinis qui constituent les noyaux de transformation ; elle se propage ensuite par le changement des propriétés du matériau de la couche d'éléments autour du noyau. La vitesse de propagation est choisie spatialement uniforme et constante dans le temps. A partir de ces hypothèses, le milieu peut être considéré comme un système composite biphasé, avec une matrice formée par la phase parente (phase) remplie d'inclusions constituant la phase produite (phase).

2.1.1 Décomposition de la déformation

Le tenseur de déformation totale E^{tot} , résultant de la simulation éléments finis, est décomposée comme suit : $E^{\text{tot}} = E^{\text{el}} + E^{\text{tr}} + E^{\text{tp}}$ où E^{el} est la déformation élastique due à la contrainte de traction appliquée, E^{tr} est la déformation de transformation et E^{tp} est la plasticité de transformation ou TRIP, qui correspond à la déformation plastique issue du calcul éléments finis. Cette décomposition est valable localement, en chaque point d'intégration, mais aussi globalement, à l'échelle globale du milieu en cours de transformation comme à l'échelle d'une éprouvette

expérimentale.

2.1.2 Maillage

Un domaine d'étude, de forme cubique, est discrétisé régulièrement en $n*n*n$ éléments finis de forme cubique. Dans le système de coordonnées $(0, x, y, z)$, le cube se situe entre les points de coordonnées $(0, 0, 0)$ et (n, n, n) . Le choix d'utiliser des éléments hexaédriques à 8 nœuds est justifié dans la section III.1.

2.1.3 Conditions aux limites et chargement

- Les calculs dans cet article sont exécutés avec deux types de chargement:

- Essai de pré-écrouissage (fig.2a) : le cube est soumis à un pré-écrouissage juste avant la transformation puis celle-ci s'opère sans qu'aucune charge ne soit appliquée. L'observation d'une plasticité se développant pendant la transformation est significative d'une interaction entre la plasticité classique de la phase parente et le TRIP, tel que cela a été exposé dans les travaux expérimentaux de Taleb et Petit-Grostabussiat [20,22].

- Essai à contrainte externe constante (fig.2b) : c'est l'essai classique de plasticité de transformation qui consiste à appliquer une charge avec contrainte bien inférieure à la limite d'élasticité de la phase la plus molle (ici une contrainte de traction à 24 MPa) avant le début de la transformation et à maintenir cette contrainte constante tout au long de la transformation.

Dans les 2 cas précédemment cités, une contrainte de traction est appliquée sur une face du cube (face de $x=n$).

- Le déplacement de la face $x=0$ suivant la direction de l'axe x est bloqué : $U_x(x=0)=0$.

- L'hypothèse suivante est acceptée pour tous les calculs : les faces latérales dont le vecteur normal est perpendiculaire à la charge restent planes et parallèles à la direction de chargement tout au long de l'essai.

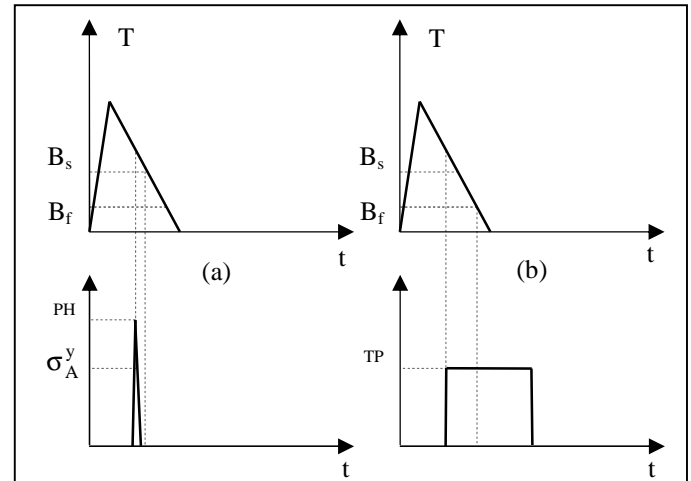


Figure 1. Schéma de chargement : (a) Essai de pré-écrouissage : une contrainte PH supérieure à la limite d'élasticité σ_A^y de l'austénite est imposée ; (b) Essai classique de plasticité de transformation : contrainte externe constante TP . T et σ_A^y désignent respectivement la température et la contrainte appliquée. B_s et B_f sont les instants de début et de fin de la transformation respectivement.

2.1.4 Lois de comportement et matériaux

Les paramètres du matériau utilisés dans la transformation bainitique sont déterminés à partir des mesures expérimentales de Taleb et Petit-Grostabussiat [18,19] sur l'acier 16MND5. Le tableau 1 fournit les paramètres du matériau qui sont utilisés dans cette étude pour 2 types d'écrouissage : isotrope linéaire et cinématique linéaire. Les paramètres ont été identifiés par la courbe de la contrainte en fonction de la déformation axiale en traction monotone. La déformation de transformation est la déformation

macroscopique directement liée au changement de compacité entre les phases. Elle a été mesurée par dilatométrie libre.

2.1.5 Traitements numériques

Les calculs numériques sont exécutés à l'aide du module éléments finis du logiciel Zset développé à l'Ecole des Mines de Paris et à l'ONERA, France (voir [5] ou <http://www.nwnumerics.com> pour plus de détails). Tous les calculs présentés dans ce travail ont été effectués sur des PC standards, sous Linux.

Tableau 1. Paramètres matériaux des phases pour le cas à écrouissage linéaire.

γ est la limite d'élasticité et H est le module d'écrouissage linéaire.

	E (MPa)		γ (MPa)	H (MPa)	Déformation de transformation
Austénite	160000	0.3	107	2800	
Bainite	160000	0.3	433	4500	0.0055

2.1.6 Cinétique de croissance

Une fois qu'un germe a été déterminé, la transformation se poursuit dans la première couche d'éléments se trouvant autour du germe : son volume et ses propriétés matériau passent de manière continue dans le temps à ceux de la phase produite. Ensuite, la transformation continue à progresser par diffusion jusqu'à la 2^{ème} couche, 3^{ème} couche,... et enfin à la dernière couche (transformation complète). Ceci est illustré sur la fig.2 pour le cas d'un germe central unique et sur la fig.3 pour le cas de germes aléatoirement placés dans le temps et dans l'espace.

2.2 Cinétiques de germination

2.2.1 Croissance périodique

Pour le type de croissance périodique, les germes sont supposés apparaître

instantanément selon un réseau cubique dans le macrovolume.

Supposant par ailleurs que la transformation démarre au même moment en chaque germe et se poursuit à la même vitesse, le macrovolume garde une microstructure périodique tout au long de la transformation. Vu cette périodicité et vu le chargement uniaxial exercé, on convient sans peine que l'on peut réduire le domaine d'étude à une cellule cubique contenant un germe en son centre à laquelle on applique les mêmes conditions limites qu'au macrovolume. Du fait des conditions de symétrie de la microstructure et des conditions limites, on réduit encore le domaine de calcul à un huitième de cellule. On obtient donc, comme cela est représenté sur la fig.2, un domaine cubique avec un germe en son coin inférieur gauche, en $(0, 0, 0)$ dans le système de coordonnées (O, x, y, z) . Ce type de germination périodique permet de réduire au minimum la taille d'un domaine de calcul mais conduit à une cinétique peu fidèle à la physique : l'évolution de z en fonction des étapes de calculs –donc en fonction du temps– est une fonction cubique du numéro d'étape de transformation or il est à la fois communément admis et expérimentalement observé que le taux de croissance de z diminue en fin de transformation.

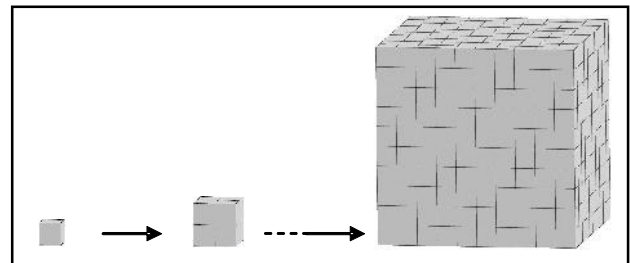


Figure 2. Région occupée par la phase produite aux deux premières étapes et à la dernière étape de transformation pour le cas d'une distribution instantanée périodique de germes

2.2.2 Croissance aléatoire dans l'espace et dans le temps

Le développement de ce type de croissance est motivé principalement par le souci d'être le plus fidèle possible à la physique : la situation dans laquelle des germes apparaissent instantanément et périodiquement est très restrictive (assez peu représentative du cas de transformations austéno-ferritique) du point de vue de la microstructure générée comme de la cinétique de croissance à laquelle elle conduit.

Il est donc considéré ici que les germes apparaissent en des positions aléatoires, avec une loi uniforme gérant les coordonnées des germes, et en des instants aléatoires, avec une loi de probabilité de germination uniforme que l'on peut faire évoluer en fonction du temps ou de la fraction volumique de phase produite, notée z dans la suite. Ceci est illustré sur la fig.3 : tout d'abord, la transformation commence par la germination initiale à la 1^{ère} étape. Ensuite, la transformation progresse diffusionnellement dans les couches autour de ces germes initiaux à la 2^e étape alors même que de nouveaux germes naissent. La transformation continue de la même manière jusqu'à la fin de transformation. Dans nos travaux, nous choisissons une loi uniforme et constante de p pour l'apparition des germes, *i.e.* tous les germes ont la même probabilité d'apparition au cours de la transformation.

Les conditions gérant la cinétique de croissance dans nos simulations sont en partie celles de la théorie classique de cinétique de croissance établie par Kolmogorov, Johnson, Mehl et Avrami (KJMA). La différence réside dans le fait que notre domaine d'étude est fini alors qu'il est infini dans la théorie classique. Cependant, tel que cela a été exposé dans

[25], si l'on effectue plusieurs réalisations de microstructures pour une probabilité de germination p donnée et que l'on calcule l'évolution de z moyennée sur l'ensemble des réalisations, on obtient bien une évolution en forme de sigmoïde, c'est-à-dire de la forme $z = 1 - \exp(-a t^m)$ où m est le coefficient d'Avrami et a le coefficient faisant intervenir la probabilité p et la vitesse de croissance.

L'étude préliminaire sur la cinétique [25] a permis de constater que, pour les ordres de grandeur de probabilité de germination p (typiquement inférieur au millième) et de taille de domaine $n*n*n$ (inférieure à 50*50*50 éléments), on ne peut pas s'en tenir à une seule réalisation de microstructure pour obtenir une cinétique représentative du milieu macroscopique duquel est extrait le domaine.

Une solution simple consiste à adopter l'hypothèse d'ergodicité pour le milieu d'étude et ce qui revient à considérer que la moyenne d'ensemble sur des petits domaines extraits aléatoirement du milieu fournit les mêmes propriétés qu'une moyenne spatiale sur un volume très grand extrait du milieu d'étude (le macrovolume). Dans l'approche présentée ici, le macrovolume est donc décrit à partir de plusieurs sous-domaines. Nos premières investigations nous ont permis de constater qu'avec 30 réalisations de microstructures dans des domaines à 18*18*18, on obtenait une cinétique moyenne très similaire à celle obtenue en moyenne sur des domaines à 40*40*40 ou à 70*70*70. La cinétique simulée dans ces conditions étant indépendante de la taille des domaines, on peut garder ces conditions de moyennation et de taille de domaine pour la modélisation EF du TRIP. Ceci fait l'objet des sous-sections 3.1 et 3.2.

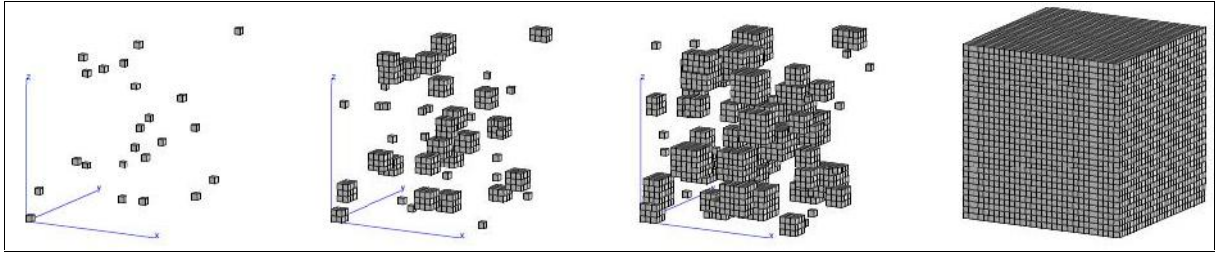


Figure 3. Région occupée par la phase produite aux trois premières étapes et à la dernière étape de transformation dans le cas des germes aléatoires dans l'espace et dans le temps.

3. RESULTATS NUMERIQUES EN TERME DE TRIP

3.1 Analyse préliminaire: essais TRIP classique

La première étape de l'analyse consiste à effectuer des calculs préliminaires dans le cas d'essais classiques de plasticité de transformation pour évaluer l'effet du nombre d'éléments du domaine ainsi que l'effet du type d'éléments. On se place dans le cas simple d'un domaine de calcul contenant un germe central. Deux types d'éléments hexaédriques à intégration complète ont été utilisés : éléments à 8 nœuds et à 20 nœuds. Les résultats sont fournis en terme de TRIP en fonction de z (la fraction volumique de phase produite) par les fig.4a et 4b relatives respectivement aux éléments à 8 nœuds et aux éléments à 20 nœuds : d'une part, quel que soit le type d'éléments, une courbe asymptote est atteinte alors que le nombre d'éléments est augmenté. Par ailleurs, en comparant les courbes asymptotes de fig.4a et fig.4b, il apparaît que z est très peu affecté par le type d'éléments. Ainsi donc, pour peu que le nombre d'éléments du domaine soit suffisamment grands (supérieur à $20*20*20$), les prédictions obtenues dans le cas d'un domaine à un seul germe central sont indépendantes du maillage. Les éléments à 8 nœuds étant moins gourmands en ressources numériques, il est donc décidé d'effectuer la suite de cette étude avec ces éléments.

On s'intéresse maintenant au cas de la germination aléatoire dans le temps et l'espace, pour une loi d'écroutissage isotrope et une loi d'écroutissage cinématique ainsi que pour 2 probabilités de germination. Les résultats sont présentés sur les fig.5a et 5b, en terme de TRIP en fonction de z , pour des domaines à $18*18*18$ éléments.

Le premier constat est que la forme des courbes est préservée par rapport au cas de domaines à germe unique. Sachant que le cas périodique est en bon accord qualitatif et quantitatif avec les résultats expérimentaux de Taleb et al. [18, 19] concernant la transformation bainitique de l'acier 16MND5, la modélisation à germe aléatoire peut d'ores et déjà être considérée comme prometteuse, qualitativement s'entend. L'écart quantitatif entre les deux modélisations de TRIP est à associer aux cinétiques : elles diffèrent tant sur le plan quantitatif que qualitatif pour des valeurs de probabilité de germination p supérieure à 10^{-5} . Pour p tendant vers 0 sans s'annuler, on retrouve cependant le cas à un germe unique. Ceci est cohérent avec les résultats : plus la probabilité est faible, plus le TRIP augmente et se rapproche de celui calculé dans le cas de germe unique.

Un autre constat porte sur l'effet de la loi d'écroutissage : dans cet essai classique de plasticité de transformation, sous chargement externe constant, son effet reste faible: l'écroutissage cinématique fournit un TRIP de l'ordre de 15% plus

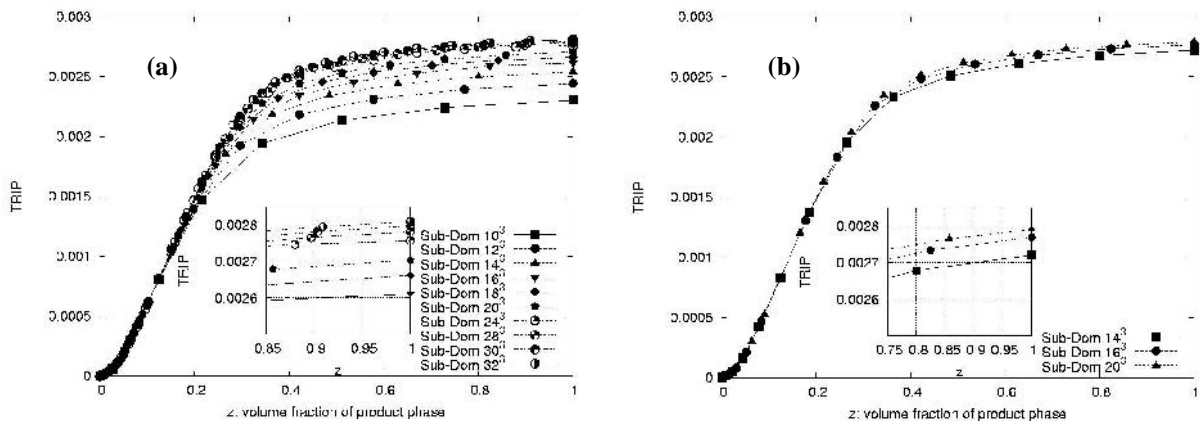


Figure 4. Effet de la taille de maillage (Sub-Dom) sur le TRIP en fonction de z (fraction volumique de phase naissante) sous contrainte externe en traction pour le cas d'un domaine à un germe central et pour un écrouissage isotrope linéaire. (a) Eléments à 8 noeuds. (b) Eléments à 20 noeuds.

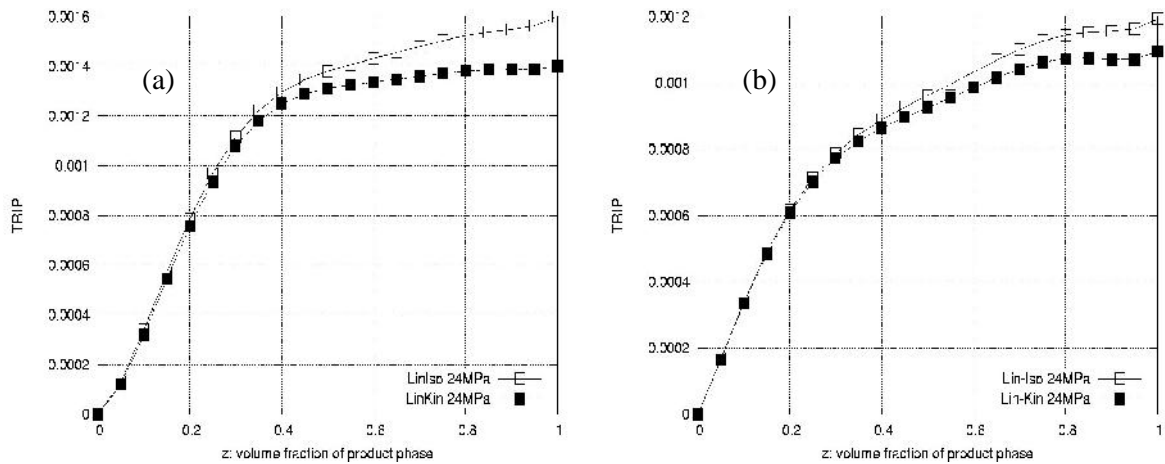


Figure 5. Effet de la loi d'écrouissage sur le TRIP pour des domaines de 20*20*20 éléments soumis à une contrainte externe constante de 24MPa. Probabilité de germination : (a) $p=0.0001$. (b) $p=0.001$. Lin-Iso et Lin-Kin désignent les lois d'écrouissage linéaires, isotrope et cinématique respectivement.

faible que celui fourni avec l'écrouissage isotrope.

3.2 Transformation avec pré-écrouissage

On s'intéresse maintenant au cas où la phase parente, austénitique, a été pré-écrouie alors que la transformation s'opère sous chargement externe nul. Signalons que dans ce cas, les résultats expérimentaux de Taleb et Petit-Grostabussiat montrent une léger

développement de TRIP (dit « d'interaction »), ce qui indique qu'il existe une interaction entre la plasticité classique et le TRIP car à défaut de cette interaction, le TRIP reste nul.

A titre d'analyse préliminaire, l'étude est effectuée pour un domaine de dimensions 18*18*18 éléments, contenant un germe central unique. Trois différents chargements de pré-écrouissage ont été imposés, en compression (fig.6a) et en traction (fig.6b), pour les valeurs absolues

de contrainte suivantes : 180 MPa, 200 MPa et 220 MPa. Que ce soit en compression comme en traction, le pré-écrouissage dans un sens induit le développement de TRIP dans le sens inverse si l'écrouissage cinématique est utilisé pour décrire la plasticité de chacune des phases. Par ailleurs le TRIP d'interaction est d'autant plus élevé en valeur absolue que le pré-écrouissage est important, ce qui est en accord avec les résultats expérimentaux. Si l'écrouissage isotrope est utilisé, aucun TRIP d'interaction n'est prévu. Afin de mieux reproduire quantitativement les résultats

expérimentaux, qui se situent à mi-chemin entre les résultats fournis par les 2 types d'écrouissage, il faudrait donc explorer le cas d'une loi d'écrouissage non-linéaire combinant de manière additive les contributions de l'écrouissage isotrope et celle de l'écrouissage cinématique.

Dans la configuration de modélisation où les germes naissent aléatoirement, seul le pré-chargement de 180 MPa en compression a été abordé. Fig.7a fournit les résultats pour la probabilité de germination $p=0.0001$. Fig.7b est relative à $p=0.001$.

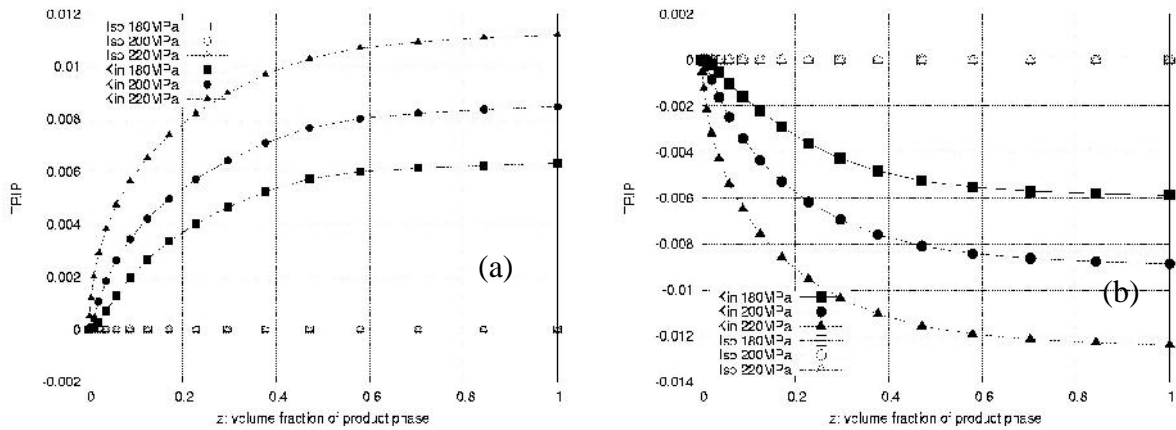


Figure 6. Effet de la loi d'écrouissage sur le TRIP pour un domaine à 18*18*18 éléments contenant un germe unique central, soumis à une pré-écrouissage (180MPa, 200MPa, 220MPa). (a) En compression. (b) En traction.

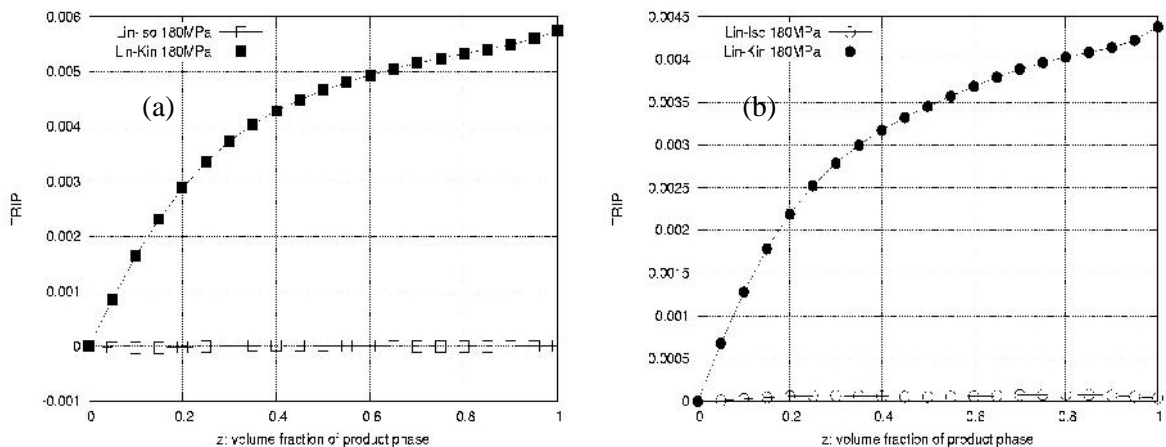


Figure 7. Effet de la loi d'écrouissage sur le TRIP pour des domaines à 20*20*20 éléments contenant des germes aléatoires, soumis à une pré-déformation en compression de 180MPa. (a) $p=0.0001$. (b) $p=0.001$.

Comme pour le cas de germination périodique, l'écroutissage isotrope ne permet pas de prévoir un TRIP d'interaction, tout du moins pas significativement et le TRIP d'interaction obtenu avec l'écroutissage cinématique est de signe inverse à celui de la pré-charge. On observe par ailleurs que le TRIP d'interaction est d'autant plus grand que la probabilité de germination p diminue ce qui conduit à la même conclusion qu'en section III.1, selon laquelle en faisant tendre p vers 0 on ferait tendre la configuration aléatoire vers la configuration à un germe central unique.

4. CONCLUSION

Ce travail présente une nouvelle approche par la méthode des éléments finis du calcul de la plasticité induite au cours d'une transformation de phase diffusive. Le principal intérêt de cette approche réside dans le fait qu'elle ne prend en compte aucune hypothèse particulière quant à la distribution spatiale des champs mécaniques car elle consiste à calculer numériquement, en chaque point d'un volume en cours de transformation, l'équilibre mécanique local permettant d'accommoder les interactions entre phases. Alors que des travaux préliminaires ont été consacrés au cas d'un volume de transformation dans lequel les germes naissent instantanément et périodiquement dans l'espace, l'objet du présent article est de présenter une évolution de la modélisation numérique vers une situation plus fidèle à la métallurgie où les germes naissent aléatoirement dans l'espace et dans le temps. Un des constats immédiats est que la distribution spatiale et la cinétique de transformation jouent un rôle important sur la quantité de TRIP formée. L'attention est portée particulièrement sur le cas d'essais avec pré-écroutissage de la phase parente et transformation sous charge nulle. En effet c'est pour ce type d'essais que les modèles micromécaniques

basés sur le mécanisme de Greenwood-Johnson (faisant appel à des hypothèses sur les champs mécaniques) sont les plus susceptibles de fournir de mauvaises prédictions. Les résultats intermédiaires exposés présentement montrent une très forte capacité de l'approche numérique par éléments finis pour reproduire les observations expérimentales d'interaction entre plasticité classique et TRIP. Dans l'avenir, cette étude sera d'abord complétée par une analyse de l'effet de taille de domaine et sera étendue à des cas de probabilité plus faible. La modélisation sera exploitée en relation avec de nouveaux essais expérimentaux menés par notre équipe.

Références

- [1] F. Barbe, S. Forest, G. Cailletaud, *Polycrystalline plasticity under small strains. Toward finer descriptions of microstructures*, In E. Bouchaud et al, editor, NATO Proceedings, Physical Aspects of Fracture, Kluwer Academic Publisher, 2001, p.191-206.
- [2] F. Barbe, R. Quey, L. Taleb, *Numerical determination of Diffusional Transformation Induced Plasticity From Computations of Random Microstructures*, 21st ICTAM International Conference, Warsaw, Poland, August 15-21, 2004.
- [3] F. Barbe, R. Quey, L. Taleb, E. Souza de Cursi, *Numerical determination of the effective TRIP during diffusive transformation in a volume with randomly positioned nuclei*". In 1st Int Conf Distortion Engineering, Bremen, Germany, September, 2005.
- [4] F. Barbe, R. Quey, L. Taleb, *Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. Case of a cubic array of nuclei*, Eur J Mech A / Solids, Vol. 26, 2007, p.611-625.

- [5] 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 Eléments Finis, Vol. 7, 1998, p.567-588.
- [6] Y. Desalos, *Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier A533*, IRSID Report No. 95 34 94 01 MET 44, 1981.
- [7] F.D. Fischer, G. Reisner, E. Werner, K. Tanaka, G. Cailletaud, T. Antretter, *A new view on transformation induced plasticity (TRIP)*, Int J Plasticity, Vol. 16, 2000, p.723-748.
- [8] J.-F. Ganghoffer, S. Denis, E. Gautier, A. Simon, S. Sjöström, *Finite element calculation of the micromechanics of a diffusional transformation*, Eur J Mech, A/Solids, Vol. 12, 1993, p.21-32.
- [9] J.-F. Ganghoffer, K. Simonsson, *A micromechanical model of the martensitic transformation*, Mechanics of Materials, Vol. 27, 1998, p.125-144.
- [10] E. Gautier, A. Simon, A., *Transformation plasticity mechanisms for martensitic transformation of ferrous alloys*. In Lorimer, G.W., editor, Phase Transformations'87, London. Institute of Metals, 1987, p.285-287.
- [11] G.W. Greenwood, R.H. Johnson, *The deformation of metals under small stresses during phase transformation*, Proc R Soc London, A, 283-403, 1965.
- [12] J.-B. Leblond, G. Mottet, J.C. Devaux, *A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations II: study of classical plasticity for ideal-plastic phases*, J Mech Phys Sol, Vol. 34, 1986, p.411-432.
- [13] J.-B. Leblond, *Mathematical modeling of transformation plasticity in steels II: coupling with strain hardening phenomena*, Int J Plasticity, 5, 1989, p.573-591.
- [14] C.L. Magee, *Transformation Kinetics, Microplasticity and Ageing of martensite in Fe-31-Ni*. PhD thesis, Carnegie Institute of Technology, Pittsburgh University, PA, 1966
- [15] S. Meftah, F. Barbe, L. Taleb, *Numerical analysis of the Interaction Classical Plasticity-TRIP*, In 21st International Congress of Theoretical and Applied Mechanics (ICTAM04), Warsaw, Poland, August 2004
- [16] S. Meftah, F. Barbe, L. Taleb, F. Sidoroff, *Parametric Numerical Simulations of TRIP and its Interaction with Classical Plasticity in Martensitic Transformation*, Eur J Mech A/Solids, Vol. 26, 2007, p.688-700.
- [17] S. Petit-Grostabussiat, L. Taleb, J.-F. Jullien, *Prediction of Residual Stresses in the Heat Affected Zone*, 2nd International Conference on Thermal Processes Modelling and Computer Simulation: Nancy-France, March 31st-April 2nd 2003.
- [18] S. Petit-Grostabussiat, L. Taleb, J. Jullien, *Experimental results on classical plasticity of steels subjected to structural transformations*, Int J Plasticity, Vol. 20, 2004, p.1371-1386.
- [19] L. Taleb, N. Cavallo, F. Waeckel, *Experimental analysis of transformation plasticity*, Int J Plasticity, Vol. 17, 2001, p.1-20.
- [20] L. Taleb, S. Petit-Grostabussiat, *Elastoplasticity and Phase Transformations in Ferrous Alloys : Some Discrepancies Between Experiments and Modeling*, 1st Conference: Model-

Experiment Interactions in Solid":
Besançon-France, 3-4-5 July 2002.

[21] 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.

[22] L. Taleb, S. Petit, *New Investigations on Transformation Induced Plasticity and its Interaction with Classical Plasticity*, Int J Plasticity, Vol. 22, 2005, p.110-130.

[23] M. Coret, S. Calloch, A. Combescure, *Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel induced by*

proportional and nonproportional biaxial loading paths, Eur J Mech A/Solids 23, 2004, p.823-842.

[24] F. Barbe, R. Quey, L. Taleb, E. Souza de Cursi, *Numerical modeling of the plasticity induced during diffusive transformation. Case of a random instantaneous array of nuclei*. Eur. J. Mech. A/Solids, in press, doi: 10.1016/j.euromechsol.2008.01.005, 2008.

[25] H. Hoang, F. Barbe, R. Quey, L. Taleb, *FE determination of the plasticity induced during diffusive transformation in the case of nucleation at random locations and instants*, Comput Mat Sc, Vol. 43, 2008, p.101-107.