

REVIEW ARTICLE**Contribution à la modélisation des phénomènes dans la zone affectée thermiquement (ZAT)**

Lakhdar Taleb

*INSA de Rouen /LMR, Mechanics of Materials / Institute for Materials Research (IMR),
Avenue de l'Université, BP 8, 76801 St Etienne du Rouvray Cedex, France.*

 Accepté le 05/11/2008

هذا البحث يهتم خاصة بالاستنتاجات الميكانيكية للتحويلات التعدينية صلب-صلب في المواد الفولاذية. يتعلق الأمر بملخص (غير مستفيض) لعدة أعمال أنجزت في هذا المجال خلال العشر سنوات الأخيرة. البحوث المقدمة هي ذات طبيعة نظرية، عددية و تجريبية، تخص التصرف المتعدد الأطوار وظاهرة نقل التصلد خلال التحويلات وكذلك اللدانة الناتجة بالتحريض بواسطة تحول وتفاعلها مع اللدانة الكلاسيكية. عدة دراسات أنجزت على مختلف المستويات انطلاقاً من التركيبة الميكانيكية وصولاً إلى مستوى الحبيبة.

الكلمات المفتاحية: طوري - - مزيج حديدي؛ لدانة التحول؛ إرجاع الصلب.

Résumé

Cette étude s'intéresse essentiellement aux conséquences mécaniques des transformations métallurgiques solide-solide dans les aciers. Il s'agit d'une synthèse (non exhaustive) des travaux menés dans ce domaine au cours des dix dernières années. Les investigations présentées sont de nature théorique, numérique et expérimentale, elles concernent le comportement multiphasé, le phénomène de transmission de l'écrouissage durant les transformations ainsi que la plasticité induite par transformation et son interaction avec la plasticité classique. Plusieurs études sont réalisées à différentes échelles allant de la structure mécanique à l'échelle du grain.

Mots clés : transformations de phase solide-solide; élastoplasticité; alliages ferritiques; plasticité de transformation; restauration d'écrouissage.

Abstract

This study deals with the mechanical consequences of solid-solid metallurgical phase changes in steels. It is a short review on the works conducted in this area especially during the last decade. The studies presented here are based on different approaches: theoretical, numerical and experimental; they deal with the classical elastoplastic behavior of phase mixtures, the recovery phenomenon during phase change as well as the transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity. Several studies are performed at different scales going from mechanical structure to grain.

Key words: solid-solid phase changes; elastoplasticity; ferritic alloys; transformation induced plasticity; recovery phenomenon.

1. INTRODUCTION

Cet article donne un aperçu des travaux réalisés ces dernières années dans le domaine des transformations de phase. C'est un « semblant » de bilan sur certains points depuis l'an 2000 qui concerne des investigations réalisées dans différents cadres tels que des projets de recherche d'élèves ingénieurs [1], des stages de

DEA et de master recherche [2], des thèses de doctorat [3-6] et d'autres travaux de chercheurs.

Les transformations de phase dans certains aciers (conséquences d'opérations de trempe ou de soudage) s'accompagnent généralement de phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques. Ces

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

phénomènes induisent inévitablement des champs de contraintes internes auto-équilibrées dits contraintes résiduelles ainsi que des distorsions géométriques. La non prise en compte de ces contraintes dans l'évaluation de la résistance, peut avoir des conséquences négatives sur la durée de vie. Celle-ci peut être plus courte que prévue à cause, par exemple, du phénomène de fatigue qui s'accroît en présence de microfissures induites par les procédés de fabrication cités.

Un grand nombre de travaux est réalisé, notamment ces vingt dernières années, en vue d'une meilleure compréhension et modélisation des phénomènes responsables des contraintes résiduelles. D'un point de vue mécanique, les conséquences des transformations de phase solide-solide dans les alliages ferreux peuvent être :

- un changement du volume spécifique,
- un comportement en élastoplasticité classique dépendant du type et des proportions des phases en présence,
- de la plasticité de transformation
- une possible transmission totale ou partielle de l'écroutissage de la phase parente à la phase produite.

Ces conséquences mécaniques ont fait l'objet de nombreux travaux, à l'échelle du matériau, en France et à l'étranger ces 20 dernières années.

D'un point de vue théorique, on peut citer les travaux du Laboratoire de Mécanique des Solides à l'Ecole Polytechnique [7-10] et ceux de l'Institut de Mécanique à Leoben en Autriche [10,12].

D'un point de vue expérimental, on notera que la plupart des travaux sont réalisés dans des conditions de chargement uniaxial comme c'est le cas à l'Ecole des Mines de Nancy (France) [13,14] ou à l'INSA de Lyon (France) [3,4,15]. Quelques travaux intéressants dans des conditions de contraintes biaxiales ont été réalisés d'abord à l'Ecole

des Mines de Paris (France) [16], puis poursuivis au Japon [17] ainsi qu'au Laboratoire de Mécanique et Technologie de l'ENS Cachan et au LaMCoS de l'INSA de Lyon (France) [18,19]. Ces travaux ont permis de mettre en évidence l'incapacité des lois de comportement, construites souvent sur la base d'observations uniaxiales, à décrire correctement les phénomènes en question dans le cas général de chargement multiaxial.

De notre côté nous sommes à l'origine de quelques autres travaux dans le domaine sur les deux plans de la modélisation et de l'expérimentation. On présentera dans ce qui suit un aperçu sur les différentes réalisations pour chacun des phénomènes : comportement multiphasé, restauration d'écroutissage ainsi que la plasticité de transformation et son interaction avec la plasticité classique.

2. COMPORTEMENT ELASTOPLASTIQUE MULTIPHASE

Les transformations métallurgiques conduisent à la coexistence de plusieurs phases élastoplastiques différentes au sein du même élément de volume. La prise en compte d'un comportement « homogène » est généralement réalisée en suivant différentes approches micromécanique ou phénoménologique. Dans cette dernière approche l'élastoplasticité multiphasée est prise en compte de manière classique en considérant une limite d'élasticité ou plus généralement une contrainte dans le mélange. L'estimation d'une telle contrainte est faite de différentes manières en adoptant une loi de mélange linéaire ou non linéaire. Les travaux théoriques et numériques de Leblond et al. [7,8] par exemple montrent l'intérêt d'une loi de mélange non linéaire favorisant la plasticité de la phase la plus molle. Ces travaux n'ayant pas de support expérimental, nous avons apporté une contribution dans ce domaine. Les résultats sont publiés dans [20].

Pour avoir le comportement à la température ambiante d'une phase donnée Γ ou d'un mélange de phases Γ , nous avons réalisé des essais de dilatométrie libre conduisant à la phase ou au mélange en question suivis d'essais « classiques » de traction monotone à la température ambiante (fig.1). Les essais de dilatométrie consistent en un chauffage jusqu'à austénitisation totale suivi par un refroidissement à vitesse contrôlée jusqu'à la température ambiante. La vitesse est définie en fonction de la phase ou le mélange de phases désiré. Dans notre cas par exemple (acier 16MND5), une vitesse de refroidissement de -0.3°C/s conduit à une transformation bainitique alors qu'une vitesse de -10°C/s conduit à une transformation martensitique. Les vitesses intermédiaires conduisent à des mélanges martensite-austénite.

Les transformations métallurgiques conduisent à la coexistence de plusieurs phases élastoplastiques différentes au sein du même élément de volume. La prise en compte d'un comportement « homogène » est généralement réalisée en suivant différentes approches micromécanique ou phénoménologique. Dans cette dernière approche l'élastoplasticité multiphasée est prise en compte de manière classique en considérant une limite d'élasticité ou plus généralement une contrainte dans le mélange. L'estimation d'une telle contrainte est faite de différentes manières en adoptant une loi de mélange linéaire ou non linéaire. Les travaux théoriques et numériques de Leblond et al. [7,8] par exemple montrent l'intérêt d'une loi de mélange non linéaire favorisant la plasticité de la phase la plus molle. Ces travaux n'ayant pas de support expérimental, nous avons apporté une contribution dans ce domaine. Les résultats sont publiés dans [20].

Pour avoir le comportement à la température ambiante d'une phase donnée Γ ou d'un mélange de phases Γ , nous avons réalisé des essais de dilatométrie libre conduisant à la phase ou au mélange

en question suivis d'essais « classiques » de traction monotone à la température ambiante (fig.1). Les essais de dilatométrie consistent en un chauffage jusqu'à austénitisation totale suivi par un refroidissement à vitesse contrôlée jusqu'à la température ambiante. La vitesse est définie en fonction de la phase ou le mélange de phases désiré. Dans notre cas par exemple (acier 16MND5), une vitesse de refroidissement de -0.3°C/s conduit à une transformation bainitique alors qu'une vitesse de -10°C/s conduit à une transformation martensitique. Les vitesses intermédiaires conduisent à des mélanges martensite-austénite.

Cette procédure a été considérée pour avoir le comportement monotone à la température ambiante de la martensite, de la bainite et de 4 mélanges martensite-bainite de différentes proportions (%Bainite/%Martensite): 25/75, 55/45, 45/55, 70/30.

Soit une fonction $f(z)$ telle que,

$$f(z) = \frac{\Sigma - \dagger_1}{\dagger_2 - \dagger_1}$$

Avec,

\dagger_1 la contrainte dans la phase parente (austénite),

\dagger_2 la contrainte dans la phase produite (martensite ou bainite),

Σ est la contrainte macroscopique appliquée au mélange.

Les résultats montrent qu'une loi de mélange linéaire $f(z) = z$ est suffisante pour prédire le comportement des mélanges Γ martensite – bainite (fig.2).

L'évaluation du comportement de mélanges austénite-phase Γ (bainite ou martensite) est plus complexe. En effet, il n'est pas toujours aisé de réaliser des essais de traction à des niveaux déterminés de la transformation austénite \rightarrow phase Γ sans modifier les proportions des phases (co-) existantes. De plus, pour évaluer le comportement d'un mélange de

phases, nous avons besoin du comportement de chacune des phases individuellement à la température (T_m) à laquelle le mélange existe ! Malheureusement, pour la transformation

austénite \rightarrow martensite, la phase austénitique n'existe pas seule en dessous de la température de début de la transformation martensitique (M_s).

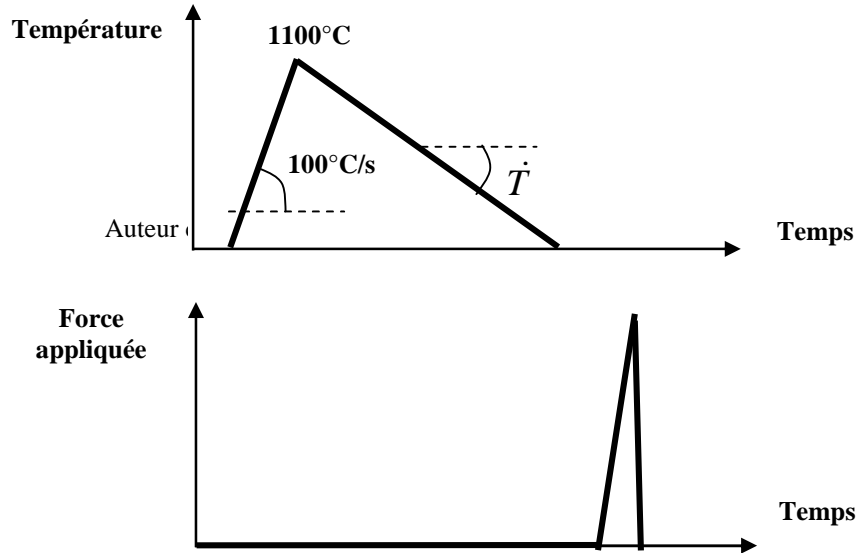


Figure 1. Histoire thermomécanique dans un essai de dilatométrie libre suivi d'une traction monotone.

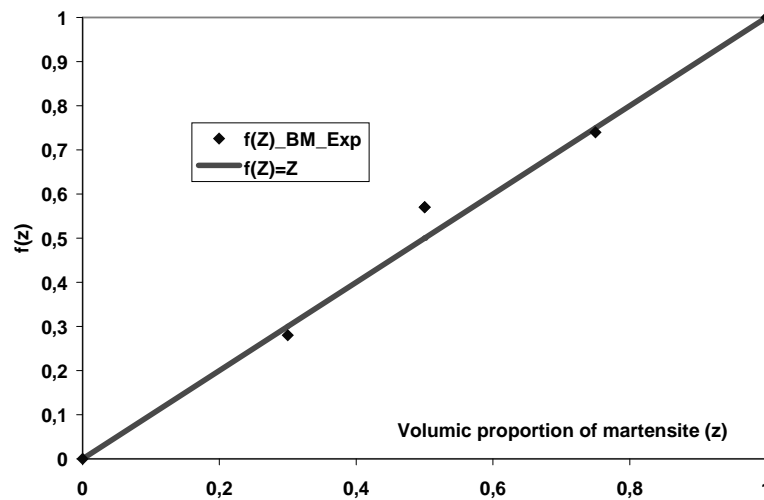


Figure 2. Evolution de la fonction $f(z)$ pour des mélanges bainite + martensite à 20°C: résultats expérimentaux (points) et loi de mélange linéaire ($f(z) = z$).

Ces difficultés ont été surmontées en adoptant la procédure suivante :

Dans un premier temps, la température T_m est identifiée à partir d'essais de dilatométrie libre conduisant à une

transformation martensitique dans lesquels la vitesse de refroidissement est de l'ordre de $-10^{\circ}\text{C}/\text{s}$: pour l'acier considéré cela nous a conduit à $200^{\circ}\text{C} < T_m < M_s \approx 390^{\circ}\text{C}$. Après cela :

a) Pour avoir le comportement en traction monotone de la martensite à la température T_m , le spécimen est chauffé jusqu'à la température cette température à laquelle un essai de traction est réalisé en conditions isothermes.

b) Le comportement en traction monotone de la phase austénitique à la température T_m est évalué en suivant la procédure suivante:

- Des essais de traction monotone sont réalisés sur la phase austénitique aux températures : $M_s + \Delta T_1$, $M_s + \Delta T_2$, $M_s + \Delta T_3$. ΔT_1 , ΔT_2 et ΔT_3 sont de l'ordre de 20°C , 40°C et 60°C respectivement. Ces essais sont réalisés durant le refroidissement et de manière suffisamment rapide (charge-décharge en une seconde) pour éviter à la fois le déclenchement de la transformation et le fluage.

- La courbe de traction monotone de l'austénite à la température T_m est ensuite évaluée par extrapolation linéaire des résultats ci-dessus.

c) La courbe de comportement du mélange considéré est obtenue à partir d'essais de traction réalisés durant la transformation martensitique à la température T_m . Le cycle de charge-décharge n'exécède pas une seconde afin de minimiser le fluage et éviter un avancement significatif de la transformation.

En suivant une telle procédure, nous avons déterminé les courbes de traction

monotone des phases et mélanges suivants :

- Trois mélanges austénite/bainite (25/75, 35/65, 75/25),

- Six mélanges austénite/martensite (20/80, 30/70, 50/50, 75/25, 80/20 et 90/10),

- Chaque phase (austénite, bainite et martensite) à des températures où les mélanges considérés existent.

Ces résultats nous ont permis d'établir une loi de mélange parabolique, $f(z)=z^2$, valable pour l'acier 16MND5 considéré. La figure 3 précise la fonction proposée :

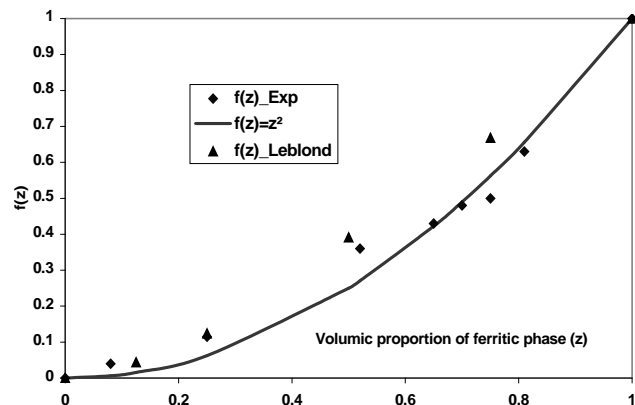


Figure 3. Evolution de la fonction $f(z)$ pour des mélanges austénite + martensite et austénite + bainite: résultats expérimentaux (points) et approximation parabolique ($f(z)=z^2$). Comparaison avec les prédictions du modèle de Leblond et al. [8].

Ce résultat est important pour deux raisons principales : (i) vis-à-vis du risque de non conservatisme qui serait engendré par une application d'une loi linéaire comme le montre la figure 4 et ; (ii) vis-à-vis de la légitimité de la relation non linéaire proposée par Leblond sur la base de simulations numériques uniquement.

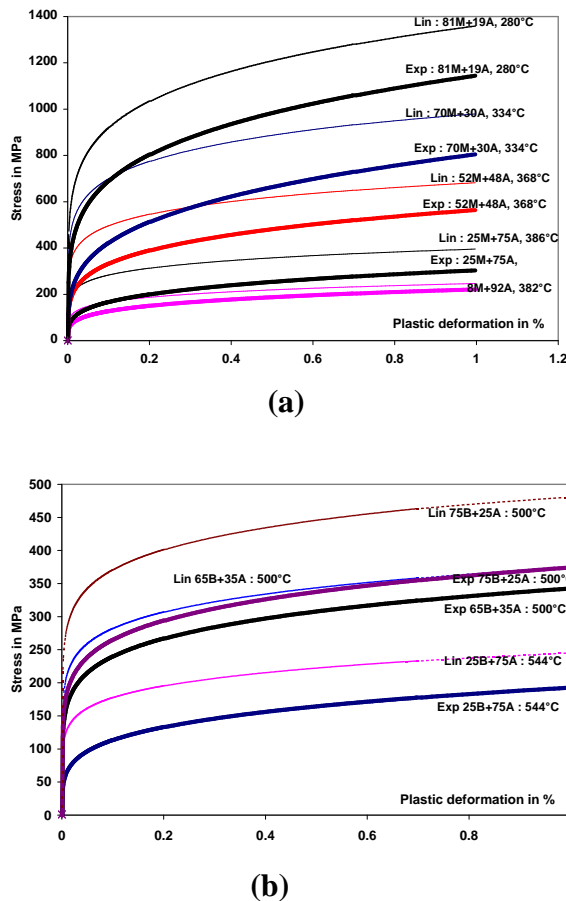


Figure 4. Courbes de traction monotone de mélanges austénite-martensite (a) et austénite-bainite (b) de différentes proportions. 25M+75A signifie 25% de martensite et 75% d'austénite. Résultats expérimentaux (Exp) comparés aux prédictions d'une loi de mélange linéaire (Lin).

3. RESTAURATION D'ÉCROUISSAGE EN COURS DE TRANSFORMATION

L'écrouissage de la phase parente induit préalablement à sa transformation peut être hérité ou non par la phase produite. Malgré son importance, ce problème ne semble pas avoir reçu une grande attention dans la littérature notamment sur le plan expérimental. La prise en compte de ce phénomène dans les calculs de structures repose généralement sur des considérations phénoméno- logiques. Nous avons apporté une

contribution dans ce domaine en tentant d'évaluer expérimentalement l'importance d'un tel phénomène pour deux types de transformations : martensitique et bainitique d'un acier 16MND5.

Ainsi un cycle de charge-décharge conduisant à une déformation plastique importante (5 à 15% selon les essais) a été appliqué sur la phase austénitique juste avant sa transformation. Cette dernière se déroulant ensuite en absence de chargement extérieur. Le comportement en traction monotone de la phase produite a été ensuite comparé au comportement de la même phase obtenue sans pré-écrouissage de la phase parente. La figure 5 précise le chargement thermomécanique appliqué.

La Figure 6 montre un exemple dans lequel la pré-déformation plastique appliquée à la phase austénitique est entre 4 et 5%, le cycle de charge-décharge est suivi d'une transformation bainitique sans chargement extérieur.

Les résultats ont montré que la part d'écrouissage héritée par la phase bainitique était significative (fig.7). Ceci n'est pas le cas de la phase martensitique où les résultats n'étaient pas suffisamment clairs (fig.8).

Comme les résultats le montrent, une part importante de l'écrouissage de l'austénite semble héritée par la phase bainitique en cours de transformation. Le mécanisme de transmission de l'écrouissage peut se passer par la contrainte (fig. 9a) ou par la déformation (fig. 9b) ou par combinaison des deux mécanismes. La figure 10 donne la différence entre la courbe de traction monotone de la phase bainitique (référence) et les courbes monotones de la même phase obtenue à partir de la phase austénitique ayant été significativement déformée avant sa transformation. On peut remarquer qu'une telle différence semble plutôt constante en fonction de la déformation plastique ce qui laisse supposer que la transmission de l'écrouissage se fait par la contrainte.

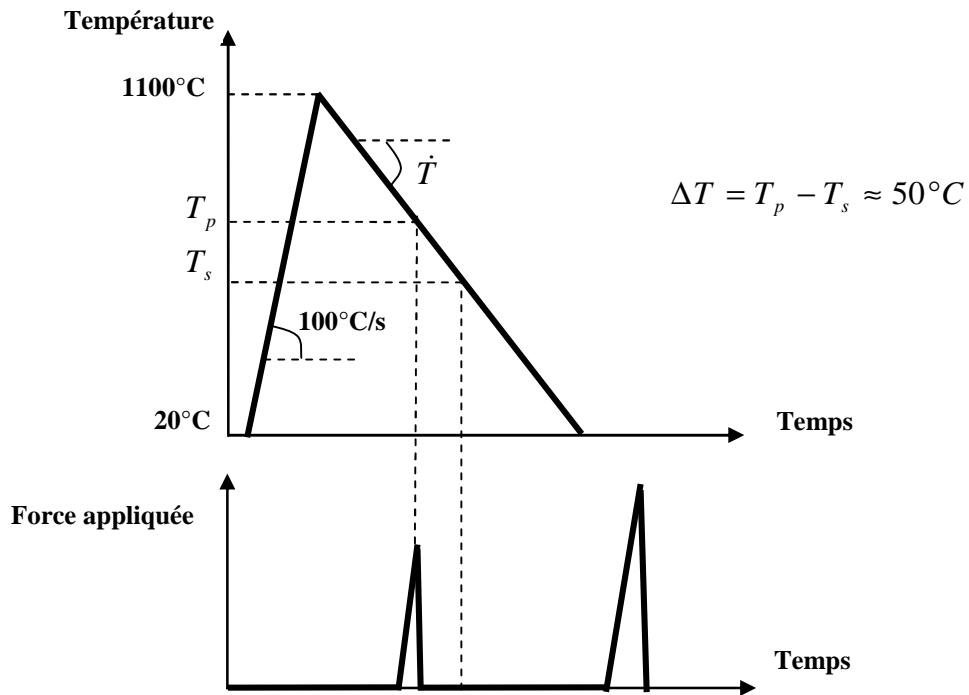


Figure 5. Histoire thermomécanique appliquée pour l'estimation du phénomène de restauration d'écroutissage. T_p et T_s sont respectivement la température d'application de la pré-déformation et la température de début de la transformation considérée (bainitique ou martensitique).

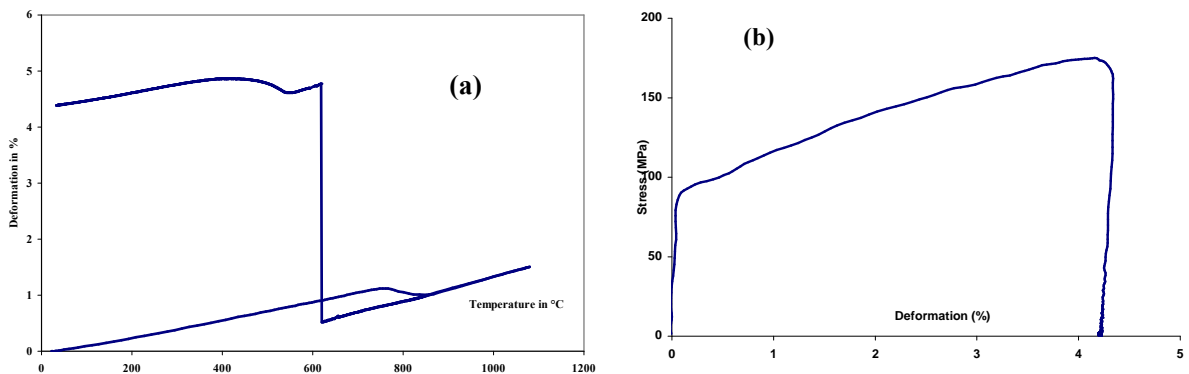


Figure 6. Pré-déformation de la phase austénitique avant sa transformation en bainite. (a) histoire thermomécanique appliquée au spécimen : chauffage jusqu'à 1100°C puis refroidissement et application d'un cycle de charge-décharge juste avant 600°C, (b) diagramme contrainte – déformation obtenu durant le processus de charge – décharge de la phase austénitique. La transformation austénite \rightarrow bainite a lieu sans charge extérieure.

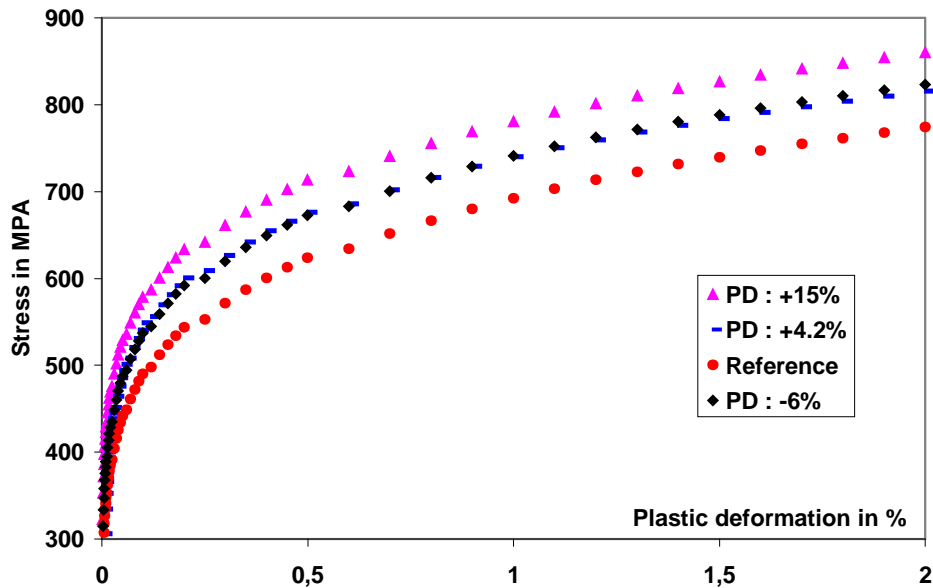


Figure 7. Comparaison entre la courbe de traction monotone de la phase bainitique (reference) avec le comportement de la même phase obtenue à partir d'une phase austénitique ayant été significativement pré-déformée plastiquement avant sa transformation. Résultats de trois essais dans lesquels la déformation plastique maximum appliquée durant le processus de pré-déformation (PD) sont respectivement égaux à: +4.2%, +15% et -6% (compression)

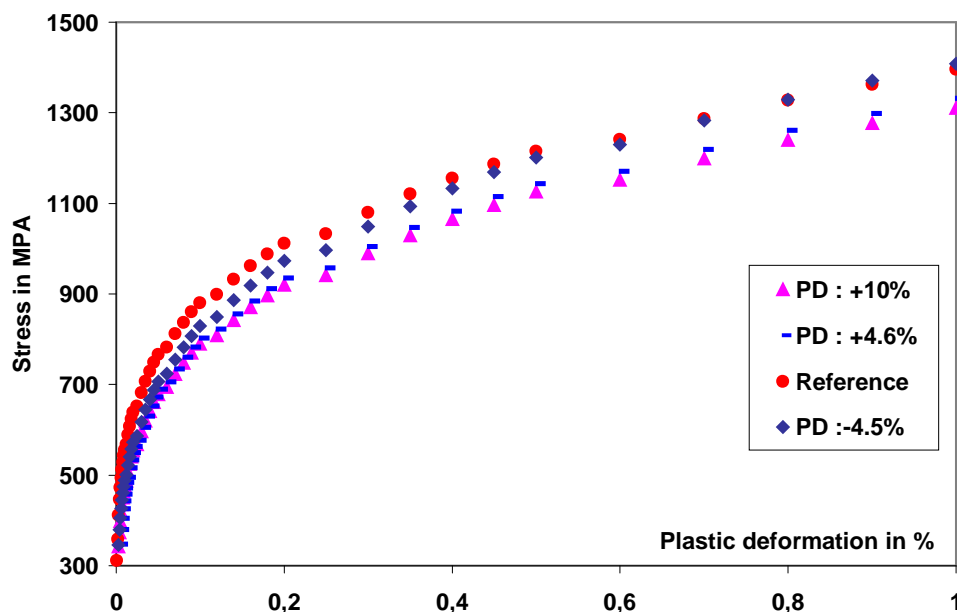


Figure 8. Comparaison entre la courbe de traction monotone de la phase martensitique (reference) avec le comportement de la même phase obtenue à partir d'une phase austénitique ayant été significativement pré-déformée plastiquement avant sa transformation. Résultats de trois essais dans lesquels la déformation plastique maximum appliquée durant le processus de pré-déformation (PD) sont respectivement égaux à: +4.6%, +10% et -4.5% (compression)

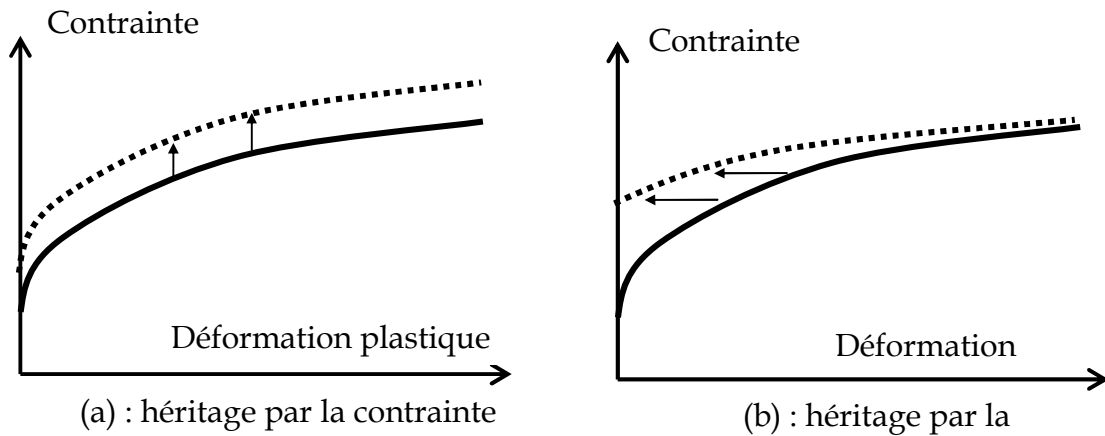


Figure 9. Hypothèses sur le mode de transmission de l'écroutissage de la phase austénitique à la phase bainitique : (a) par la contrainte; (b) par la déformation.

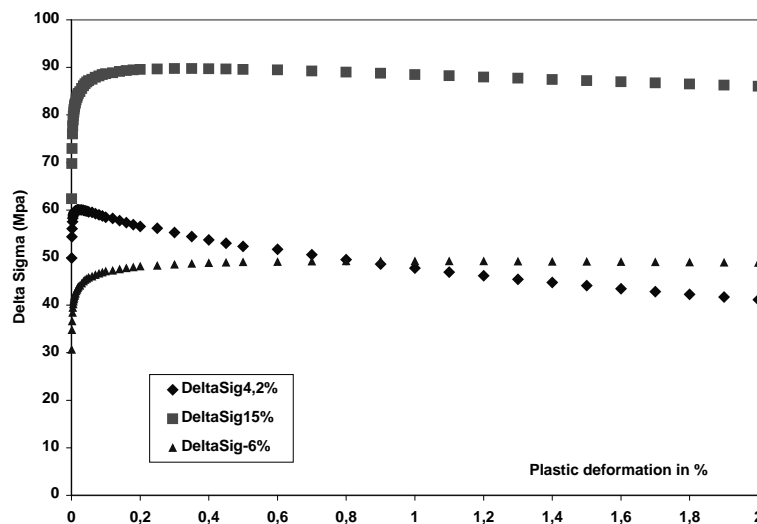


Figure 10. Evolution, en fonction de la déformation plastique, de la différence entre la courbe de traction monotone de la phase bainitique (référence) et les courbes de traction monotone de la même phase obtenue d'une austénite pré-déformée plastiquement (à 4.2%, 15% and -6%) préalablement à sa transformation.

4. PLASTICITE DE TRANSFORMATION ET INTERACTION AVEC LA PLASTICITE CLASSIQUE

Ce phénomène représente la déformation macroscopique irréversible obtenue lorsqu'une transformation de phase a lieu sous contrainte extérieure relativement petite (inférieure à la limite

d'élasticité). La figure 11 visualise le phénomène de plasticité de transformation.

Du point de vue mécanisme physique, une telle déformation est le résultat de

l'interaction entre les micro-contraintes générées par la transformation et la contrainte appliquée. Cette dernière (ou, plus précisément, sa partie déviatorique) offre une direction privilégiée pour canaliser la microplasticité due à la transformation. Un écoulement macroscopique est alors observé dans la direction du déviateur des contraintes appliquées.

Notre contribution sur ce phénomène se situe sur les 2 plans : expérimentation et modélisation (analytique et numérique).

L'importance d'une modélisation correcte d'un tel phénomène n'est plus à démontrer aujourd'hui comme le montrent les essais et leurs simulations numériques que nous avons réalisés sur une structure

simple représentée par un disque. Grâce au chauffage par laser de la partie centrale, le disque est le siège de transformations de phase dans cette zone [4,21] ce qui conduit à l'apparition de contraintes résiduelles. La figure 12 compare les résultats expérimentaux à des simulations numériques par éléments finis avec ou sans prise en compte de la plasticité de transformation. Les simulations sont réalisées à l'aide du *Code_Aster* de calcul des structures développé par Electricité de France. Les résultats mettent en évidence le rôle important que joue la prise en compte d'un tel phénomène dans la prédiction des contraintes résiduelles.

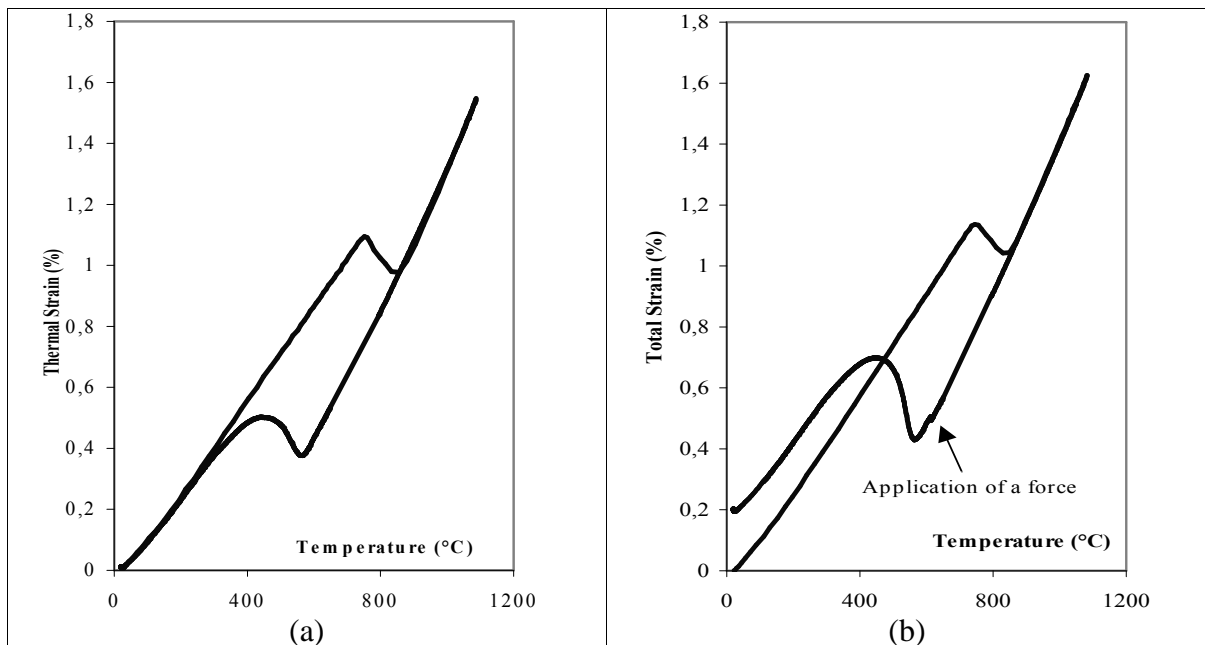


Figure 11. (a) Essai de dilatométrie libre où aucune charge mécanique n'est appliqué : l'éprouvette subit un cycle thermique seul. (b) Le même cycle thermique est appliqué à l'éprouvette. De plus, juste avant la transformation au refroidissement, une contrainte faible devant la limite d'élasticité est appliquée. Le maintien de cette charge constante durant la transformation conduit à une déformation macroscopique irréversible appelée plasticité de transformation.

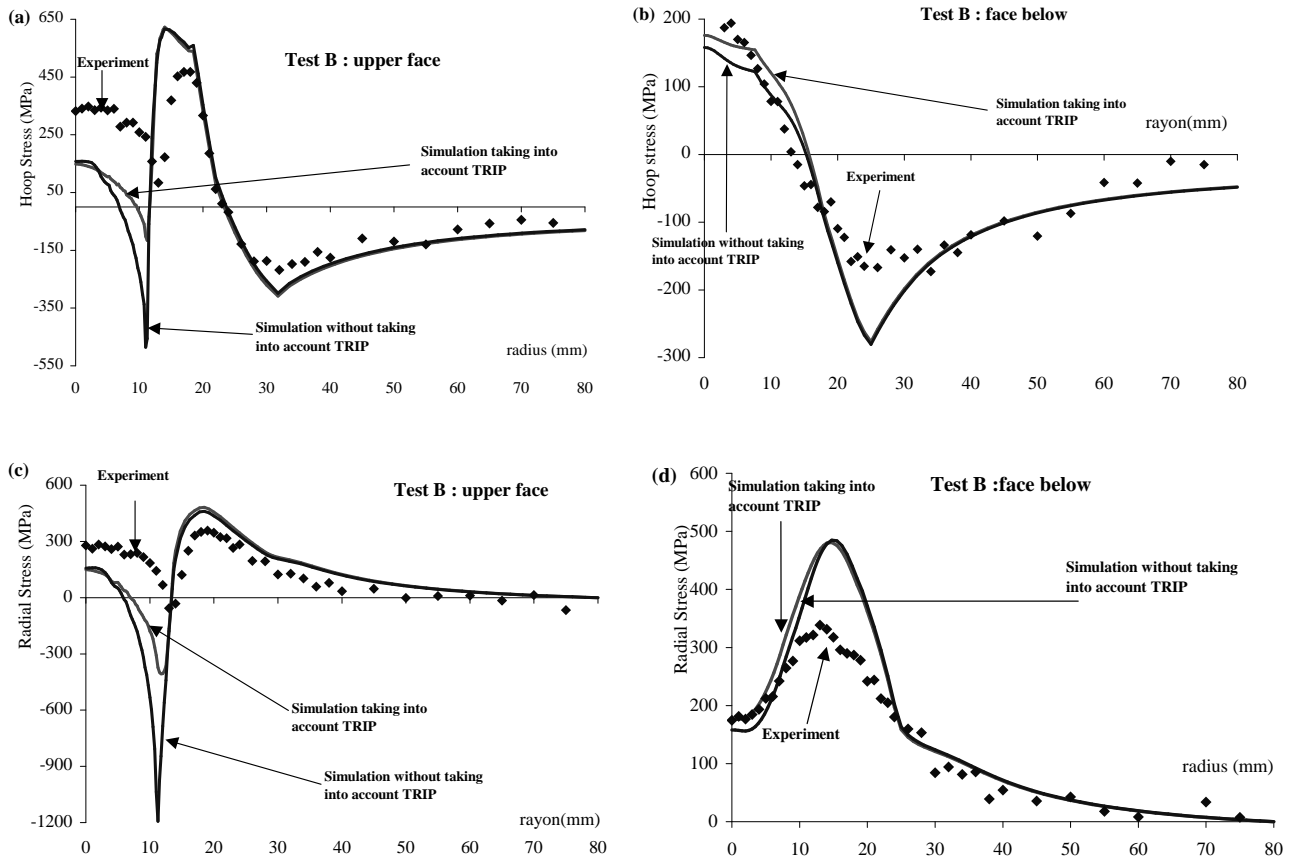


Figure 12. Contraintes résiduelles mesurées et simulées avec ou sans prise en compte de la plasticité de transformation.

Dans le domaine de la modélisation analytique et en collaboration avec F. Sidoroff (EC Lyon), nous avons apporté une amélioration au modèle de Leblond [10]. La transformation de phase par diffusion est simulée par l'expansion d'une sphère représentative de la phase produite dans une autre sphère qui représente la phase parente. Ces « sphères » ont des compacités différentes [22].

La figure 13 représente une telle géométrie. La phase produite est considérée sous forme d'inclusion, $0 \leq r \leq R_2 = z^{1/3} R_1$, qui « grossit » dans la phase parente qui joue le rôle de matrice $R_2 \leq r \leq R_1$. La contrainte extérieure est supposée très faible. Les (micro) contraintes dans le système sont donc le résultat de l'expansion de la phase produite dans la phase parente pour accommoder la différence de volume

spécifique entre ces deux phases. Une telle différence est modélisée par un tenseur sphérique qui représente la déformation de transformation (Δv_{12}).

La phase parente comprend une croûte élastique (A_e) qui entoure une zone interne plastique (A_p). La frontière élasto-plastique se trouve donc à $r = r_c$, $R_2 \leq r_c \leq R_1$.

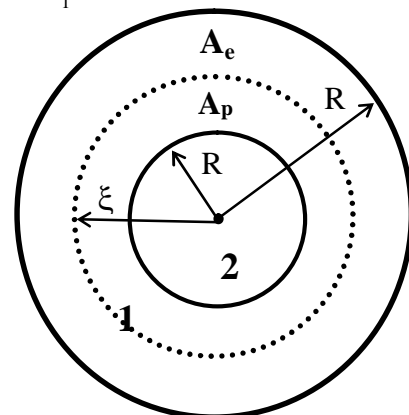


Figure 13. Géométrie considérée pour l'étude de la plasticité de transformation.

L'amélioration apportée éclaircit notamment le rôle joué par certaines hypothèses et lève en particulier la singularité qui caractérise le modèle de Leblond en début de la transformation.

$$\dot{E}^p = \begin{cases} \frac{-2\Delta v_{12}}{\tau_1^y} \text{Ln}(z_l) \dot{z} \frac{3}{2} S & \text{if } z \leq z_l \\ \frac{-2\Delta v_{12}}{\tau_1^y} \text{Ln}(z) \dot{z} \frac{3}{2} S & \text{if } z > z_l \end{cases}$$

avec,

$$z_l = \frac{\tau_1^y}{2\Delta v_{12}} \frac{4\tilde{\nu} + 3K}{9K}$$

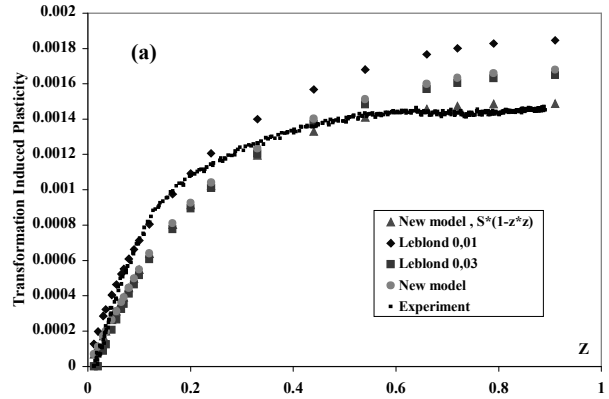


Figure 14. Modèle de plasticité de transformation proposé (New model) et comparaison de ses prédictions par rapport à des résultats d'essais et leurs simulations avec le modèle de Leblond (1989).

- \dot{E}^p est le tenseur vitesse de plasticité de transformation
- Δv_{12} est la déformation de transformation
- τ_1^y est la limite d'élasticité de la phase parente
- z est la fraction volumique de la phase produite et \dot{z} sa vitesse
- S est le tenseur déviateur de la contrainte (macroscopique) appliquée
- $\tilde{\nu}$ est le module de cisaillement,
- K est le module de compressibilité.

Sur le plan expérimental, le travail avait déjà commencé dans le cadre de la thèse de S. Grostabussiat à l'INSA de Lyon [4]. Des investigations sur les conséquences mécaniques des transformations de phase en considérant le cas de l'acier 16MND5 ont été réalisées.

Parmi les résultats surprenants ayant justifié les investigations numériques que nous avons ensuite menées dans le cadre des thèses de Meftah [5] et Hoang [6], on

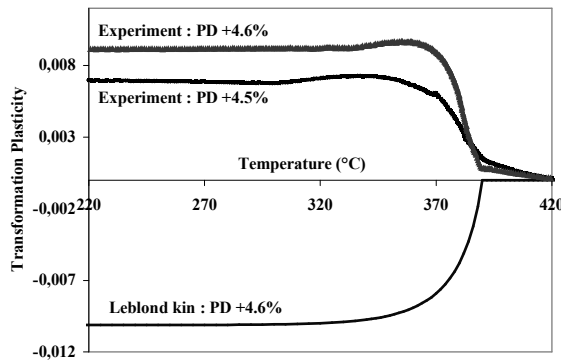
La figure 14 précise le nouveau modèle de plasticité de transformation proposé ainsi que sa validation expérimentale (New model).

citera l'interaction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation.

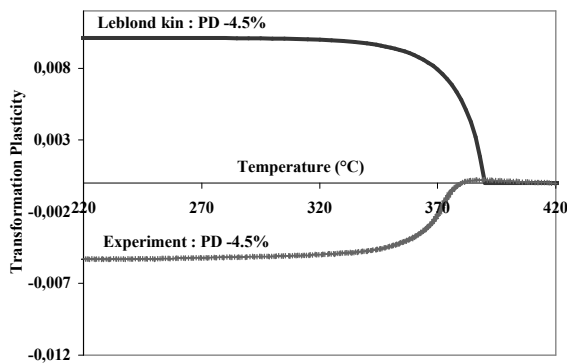
Nous avons mis en évidence que si la phase austénitique est sollicitée en plasticité avant sa transformation, on observe de la plasticité de transformation même en absence de contrainte macroscopique appliquée. Pour la transformation martensitique, une pré-déformation plastique en traction, conduit à une plasticité de transformation positive alors qu'une pré-déformation plastique en compression conduit à une plasticité de transformation négative. Pour la transformation bainitique, les résultats inverses sont observés bien que d'un point de vue quantitatif, ils sont beaucoup moins prononcés.

Nous avons simulé ces essais à l'aide du modèle de comportement de Leblond qui reste à notre connaissance le seul modèle 'd'application industrielle' qui permet de tenir compte d'une telle interaction. Les prévisions du modèle ne sont pas satisfaisantes notamment pour la

transformation martensitique comme le montre la figure 15 (voir [23]).



Pré-déformation en traction



Pré-déformation en compression

Figure 15. Plasticité de transformation due à une pré-déformation plastique de la phase austénitique avant sa transformation en martensite pour l'acier 16MND5. La transformation a lieu sans charge extérieure appliquée. Comparaison des résultats d'essais avec les prévisions du modèle de Leblond [10].

Ces divergences nous conduisent à tenter de comprendre les mécanismes physiques responsables des observations mentionnées. Parmi les pistes empruntées dans cet objectif, nous avons développé l'approche qui consiste à simuler numériquement, à l'aide de la méthode des éléments finis, le phénomène de plasticité de transformation.

Les techniques des simulations sont différentes en fonction du mode de transformation considéré : par diffusion

(transformation ferrito-perlitique) ou sans diffusion (transformation martensitique), la transformation bainitique, quant à elle, présente les deux modes à la fois. Ces simulations, ne tiennent pas compte du caractère cristallin de la matière. Chacune des phases en présence est donc considérée comme un milieu homogène auquel on attribue des propriétés élastoplastiques classiques (écrouissage isotrope et/ou cinématique, linéaire ou non-linéaire).

Pour les transformations diffusives, techniquement il nous serait possible de tenir compte d'orientations cristallographiques et de sub-divisions du milieu d'étude en grains de morphologie polyédrique comme cela a été fait par exemple dans [24,25].

Nous ne pouvons pour l'instant pas adopter cette modélisation car elle nécessite de connaître les paramètres matériau des lois de plasticité cristalline auxquelles cette approche fait appel et il n'existe pas, à l'heure actuelle, de moyen technique propre à nous fournir ces paramètres pour les températures élevées où interviennent les transformations de phase.

Le principe de ces simulations est le suivant : on considère un élément de volume cubique formé d'éléments finis cubiques qui, au départ, ont tous les propriétés mécaniques de l'austénite (phase parente). La transformation de quelques éléments de l'élément de volume en phase ferritique consiste à affecter à ces éléments les propriétés mécaniques de la nouvelle phase ainsi qu'à leur appliquer un tenseur de déformation sphérique (expansion) qui représente la différence de compacités entre les phases parente et produite. Les simulations sont de type 3D, elles sont effectuées à l'aide du logiciel Eléments Finis ZeBuLoN de l'Ecole des Mines de Paris [26], sur des PC Linux standards.

Les résultats de ces simulations sont très dépendants du choix de certains paramètres tels que la taille du maillage, la

loi de comportement et le type d'écrouissage choisi (cinématique ou isotrope...) et le mode de transformation choisi. Dans ce dernier cas par exemple, nous avons testé trois modes :

- Sphérique où l'on considère un seul germe qui grossit uniformément (Figure 16): ce mode est celui qu'on trouve dans la littérature. Ses limites sont prouvées dans ce travail notamment à travers son incapacité à prédire une cinétique de transformation correcte.
- Aléatoire multi-germes où un certain nombre de germes ayant des positions aléatoires grossissent simultanément (figure 17). Ce mode donne de meilleures prédictions par rapport au précédent mais les résultats dépendent fortement de la position initiale des germes. On notera toutefois qu'un grand nombre de simulations peut fournir une moyenne assez proche du résultat expérimental.
- Aléatoire multi-germes avec hypothèse d'ergodicité du milieu: c'est le mode qui s'approche le plus de la réalité. On considère un macro-volume et on fait des simulations en considérant un certain nombre de « fenêtres cubiques » ayant 0, 1, 2, ... ou n germes. On calcule ensuite une certaine moyenne qui considère l'ensemble des résultats pondérés par la probabilité de présence de la configuration en question. On trouvera plus de détails sur ces travaux dans Barbe et al. [27,28], Hoang et al. [29,30].

La simulation de la transformation martensitique se fait différemment car cette phase se développe sous forme de

plaquettes. Contrairement aux transformations par diffusion, le modèle éléments finis considéré est bidimensionnel, il est formé d'éléments triangulaires pour faciliter la formation de plaquettes dans différentes directions. Le modèle éléments finis avec les conditions aux limites adoptées sont présentés sur la figure 18. L'ordre de transformation des plaquettes est choisi selon l'un des deux critères utilisés faisant appel à la notion de force motrice.

Cette dernière représente l'énergie associée au tenseur de déformation de transformation composé d'un allongement et d'un glissement. Dans le premier critère, on transforme la plaquette qui contient l'élément qui possède la plus grande force motrice [31] alors que dans le second, on choisit la plaquette qui possède la plus forte force motrice moyenne calculée sur tous les éléments de la plaquette [32].

Tout comme les transformations par diffusion, les résultats de ces simulations sont très dépendants du choix de certains paramètres tels que la taille du maillage, la loi de comportement et le type d'écrouissage choisi, la taille et la direction de cisaillement de la première plaquette. On trouvera plus de détails dans Meftah et al. [5,33,34].

L'un des résultats remarquables que l'on peut évoquer dans ce papier concerne l'évolution de la plasticité de transformation après pré-déformation de l'austénite. En effet, nous avons pu mettre en évidence une configuration dans laquelle une pré-déformation positive conduirait à une plasticité de transformation positive (fig.19). Ce résultat est conforme au résultat expérimental de la figure 15 et permet d'avoir une idée sur les mécanismes responsables de cette observation.

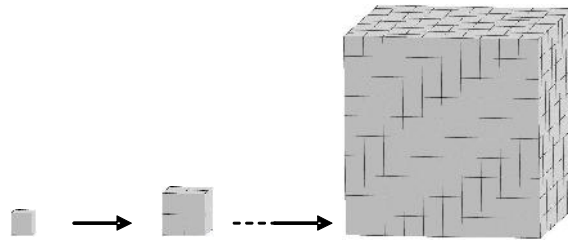


Figure 16. Région occupée par la phase produite aux deux premières étapes et à la dernière étape de transformation pour le cas d'une distribution instantanée périodique de germes.

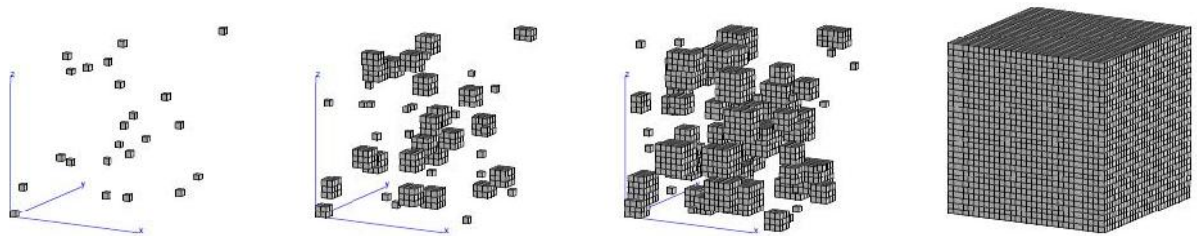


Figure 17. Région occupée par la phase produite aux trois premières étapes et à la dernière étape de transformation dans le cas des germes aléatoires dans l'espace et dans le temps.

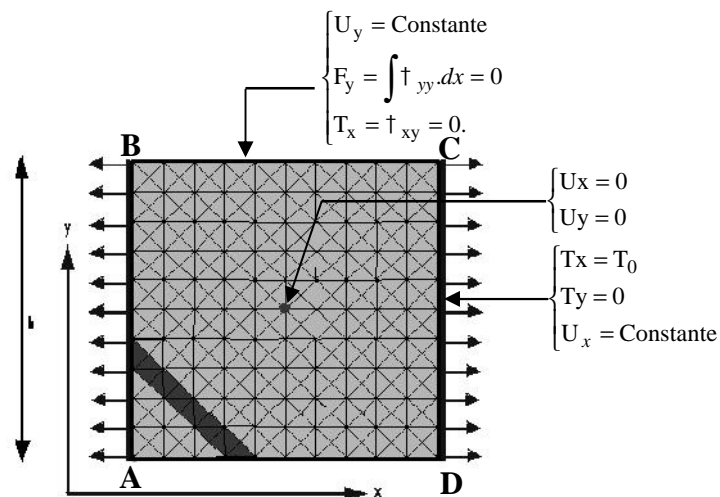


Figure 18. Modèle éléments finis considéré dans cette étude pour la simulation d'une transformation martensitique sous charge.

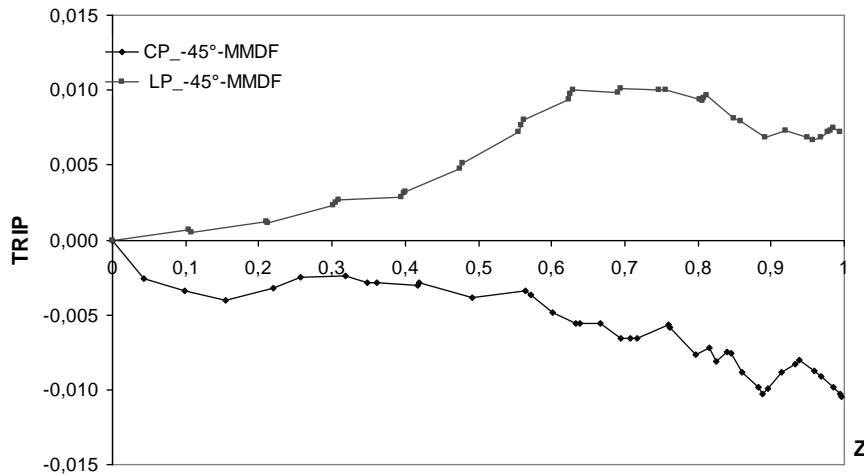


Figure 19. Evolution de la plasticité de transformation dans le cas où la phase austénitique est pré-déformée plastiquement en traction avant sa transformation, celle-ci se déroulant ensuite sans charge extérieure. Comparaison du cas où l'on commence la transformation par une courte plaquette (CP) avec le cas où l'on commence par une longue plaquette (LP). Ce dernier cas est plus proche de l'observation expérimentale.

5. CONCLUSION

Ce travail se poursuit actuellement dans différentes structures de recherche. Sur le plan expérimental, on s'intéresse par exemple à l'effet de la taille de grain austénitique sur la plasticité de transformation. Les premiers résultats sont encourageants car ils mettent en évidence cet effet de manière très claire [35,36]. D'autres sujets continuent à privilégier la confrontation calculs-expérience. On cherche par exemple à étendre les possibilités de simulation numérique de la transformation martensitique sous charge en intégrant de plus en plus les effets réels pour représenter au mieux les mécanismes physiques. Du point de vue expérimental, on cherche à mettre en évidence d'autres observations sur la plasticité de transformation martensitique en utilisant notamment divers trajets de chargements proportionnels et non proportionnels. En bref, le sujet demeure d'actualité et plusieurs problèmes restent ouverts à la recherche.

Références

- [1] A. Verdure, L. Taleb, *Simulations of Sato test using different constitutive equations taking into account solid-solid phase changes*, 1st International Conference on Distortion Engineering: Bremen, Germany, September 14-16, 2005.
- [2] M. Arhab, *Modélisation de la plasticité de transformation lors des transformations métallurgiques avec diffusion*, Mémoire de DEA, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rouen, France, 2002.
- [3] N. Cavallo, *Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage*, PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Lyon, France, 1998.
- [4] S. Grostabussiat, *Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux*, PhD

thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Lyon, France, 2000.

[5] S. Meftah, *Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans un acier*, PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rouen, France, 2007.

[6] H. Hoang, *Modélisation numérique de la plasticité des transformations de phase diffusives à l'état solide*, PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rouen, France, 2008.

[7] J.B. Leblond, G. Mottet, J.C. Devaux, *A theoretical and Numerical Approach to the Plastic Behavior of Steels During Phase Transformations - I. Derivation of General Relations*, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 34, 1986, pp. 395-409.

[8] 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. Solids, Vol. 34, 1986, pp.411-432.

[9] J.B. Leblond, J. Devaux, J.C. Devaux, *Mathematical modelling of transformation plasticity in steels- I. Case of ideal-plastic phases*, Int. J. Plasticity, Vol. 5, 1989, pp. 551-572.

[10] J.B. Leblond, *Mathematical modelling of transformation plasticity in steels- II. Coupling with strain hardening phenomena*, Int. J. Plasticity, Vol. 5, 1989, pp. 573-591.

[11] F. D. Fischer, Q-P. Sun, K. Tanaka, *Transformation Induced Plasticity (TRIP)*, Appl. Mech. Rev. Vol. 49, 1996, pp. 317-364.

[12] 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, pp. 723-748.

[13] E. Gautier, A. Simon, *Transformation plasticity mechanisms for martensitic transformation of ferrous alloys*, In Lorimer, G.W., editor, Phase Transformations'87, London. Institute of Metals, 1987, pp.285-287.

[14] E. Gautier, S. Denis, Ch. Liébaut, J.F. Ganghoffer, S. Sjöström, A. Simon, *Modeling of the mechanical behaviour of a material during phase transformation. Macroscopical and micromechanical approach*, 13th International symposium on materials science: modeling of plastic deformation and its engineering applications. Roskilde, Denmark, 1992, pp. 277-284.

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

[16] J.Ch. Videau, G. Cailletaud, A. Pineau, *Experimental study of the transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel*, International seminar MECAMAT'95 : Mechanisms and mechanics of solid phase transformations, la Bresse, France, 16-19 may 1995.

[17] K. Nagayama, T. Terasaki, K. Tanaka, F.D. Fischer, T. Antretter, G. Cailletaud, F. Azzouz, *Mechanical properties of a Cr-Ni-Mo-Al-Ti maraging steel in the process of martensitic transformation*, Materials Science and Engineering A308, 2001, pp. 25-37.

[18] M. Coret, S. Calloch, A. Combescure, *Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading*, Int J Plasticity 18, 2002, pp.1707-1727.

- [19] 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/Sol 23, 2004 pp. 823-842
- [20] S. Grostabussiat, L. Taleb, J.F. Jullien, *Experimental Results on Classical Plasticity of Steels Subjected to Structural Transformations*, Int. J. of Plasticity, 20/8-9, 2004, pp. 1371-1386.
- [21] L. Taleb, S. Petit, J.-F. Jullien, *Prediction of Residual Stresses in the Heat Affected Zone*, J. Phys. IV, 120, 2004, pp. 705-712.
- [22] L. Taleb, F. Sidoroff, *A Micromechanical Modeling of Greenwood-Johnson Mechanism in Transformation Induced Plasticity*, Int. J. Plasticity 19, 2003, pp. 1821-1842.
- [23] L. Taleb et S. Petit, *New Investigations on Transformation Induced Plasticity and its Interaction with Classical Plasticity*, International Journal of Plasticity. 22, 2006, pp. 110-130.
- [24] F. Barbe, D. Jeulin, L. Decker, G. Cailletaud, *Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 1: F.E. model*, Int. J. Plasticity 17, 2001a, pp. 513-536.
- [25] F. Barbe, S. Forest, G. Cailletaud, *Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 2: results*, Int. J. Plasticity 17, 2001b, pp. 537-563.
- [26] J. Besson, R. Leriche, R. Foerch, G. Cailletaud, *Object-Oriented Programming Applied to the Finite Element Method. Part II. Application to Material Behaviors*, Revue Europeenne des Elements Finis 7(5), 1998, pp. 567-588.
- [27] 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, pp. 611-625
- [28] F. Barbe, R. Quey, L. Taleb, E. Souza de cursi, *Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. Case of a random instantaneous array of nuclei*, European Journal of Mechanics A: Solids, 27, 2008, pp. 1121-1139.
- [29] 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, pp.101-107.
- [30] H. Hoang, F. Barbe, L. Taleb, *Approche numérique de la plasticité induite par transformation diffusionnelle : investigations dans le cas de l'interaction plasticité classique - TRIP*, Revue des Sciences et de la Technologie, Université Badji Mokhtar, Annaba, Synthèse N°18, 2008, pp. 80-91.
- [31] J. Ganghoffer, K. Simonsson, *A micromechanical model of the martensitic transformation*, Mechanics of Materials 27, 1998, pp. 125-144
- [32] 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.
- [33] S. Meftah, F. Barbe, L. Taleb, F. Sidoroff, *Parametric Numerical Simulations of TRIP and its Interaction with Classical Plasticity in Martensitic Transformation*, Eur. J. of Mechanics/Solids Volume 26, Issue 4, July-August 2007, pp. 688-700.

[34] H. Hoang, F. Barbe, L. Taleb, *Modélisation numérique d'un phénomène mécanique (TRIP) induit par une transformation martensitique dans l'acier 16MND5*, Revue des sciences et de la Technologie Synthèse, Université Badji Mokhtar, Annaba- Algérie, N°17, Janvier 2008, pp.73-84.

[35] A. Boudiaf, L. Taleb, M.A. Belouchrani, *Effects of the austenitic grain size on the transformation plasticity*

in a 35 NCD 16 steel, 2nd International Conference on Distortion Engineering: Bremen, Germany, September 17-19, 2008.

[36] W.-Q. Ju, A. Guillet, L. Taleb, , *"Influence of the austenitic grain size on the mechanical behaviour of steels undergoing phase changes: analyses through Satoh tests*, 2nd International Conference on Distortion Engineering: Bremen, Germany, September 17-19, 2008.