

**République Algérienne Démocratique et Populaire**  
**Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique**  
**Université Mentouri-Constantine**  
**Faculté des Sciences de l'Ingénieur**  
**Département de Génie Mécanique**

**N° d'ordre :**

**Série :**

**Mémoire**

**Présenté pour l'obtention du diplôme de magister**

**En génie mécanique**

**Option**

**Mécanique appliquée en engineering**

**Intitulé**

**MODELISATION DE LA PLASTICITE DE  
TRANSFORMATION  
DANS  
LES PHASES DE TRANSFORMATION**

**Par**

**Ziari Saber**

**Soutenu le :.....**

**Devant le jury :**

<b>Président :</b>	<b>A. Bouchoucha</b>	<b>Prof</b>	<b>Université de Constantine</b>
<b>Rapporteur :</b>	<b>S. Meziani</b>	<b>Prof</b>	<b>Université de Constantine</b>
<b>Examineurs :</b>	<b>B. Necib</b>	<b>Prof</b>	<b>Université de Constantine</b>
	<b>A. Bellaouar</b>	<b>MC</b>	<b>Université de Constantine</b>

**Constantine 2006**

## **INTRODUCTION GENERALE**

Les opérations de soudage et les traitements thermiques des aciers, s'accompagnent de phénomènes thermiques, métallurgiques et mécaniques. Ces phénomènes induisent inévitablement des champs de contraintes internes dont le rôle peut être déterminant sur la qualité et la tenue mécanique du composant.

En effet, et dans le cas du soudage, la zone affectée thermiquement qui se situe à proximité du cordon de soudure est siège à des gradients thermiques qui développent des contraintes traduisant l'incompatibilité des déformations dans la dite zone. Cette incompatibilité va en s'augmentant au fur et à mesure que la température s'élève, d'autant plus que les transformations de phases à l'état solide conséquences des températures élevées mises en jeu ne peut qu'aggraver cette incompatibilité du fait des différences de propriétés physiques des divers composés métallurgiques.

La non prise en compte de ces contraintes résiduelles dans l'évaluation de la résistance de l'élément de structure en question, peut avoir des conséquences négatives sur la durée de vie qui peut être plus courte que prévue à cause de l'accélération – par effet de ces contraintes- de phénomènes tels que la fatigue ou la propagation des défauts tels que les microfissures.

C'est pour ces raisons citées ci-dessus que ces dernières années un grand nombre de travaux a été réalisé, en vue d'une meilleure compréhension des phénomènes mis en jeu lors de ces types d'opérations. En effet, notre étude s'articule autour des conséquences thermomécaniques en terme de plasticité de transformation. Cette dernière, étant une déformation irréversible qui a lieu au cours des transformations de phases même si le chargement mécanique appliqué ne devrait permettre à priori qu'un comportement élastique, autrement dit même si sa norme soit inférieure à la limite d'élasticité de la phase la plus molle.

En effet, notre contribution se situera en l'étude théorique du phénomène par la présentation des principaux modèles qui ont été développés pour l'estimation de la déformation de plasticité de transformation ainsi que la confrontation de ces modèles leur validation d'un point de vue expérimental. Pour mettre en valeur cette étude, on a procédé par la démarche suivante :

Un premier chapitre sous forme d'une revue bibliographique des principaux travaux effectués pour l'estimation de la plasticité de transformation.

Un deuxième chapitre qui porte sur une description des phénomènes liés à la plasticité de transformation pour une meilleure compréhension de ce phénomène afin de mieux le situer par rapport à l'intégralité du travail.

Un troisième chapitre consacré à l'aspect modélisation, on va passer en revue les modèles les plus connus en mettant l'accent sur ceux se basant sur une analyse micromécanique, on cite à titre exhaustif les modèles de Leblond et coll., Taleb et Sidoroff et Fischer.

Un quatrième chapitre qui porte sur l'aspect expérimental du problème ainsi que les procédés d'identification et une description des étapes de la simulation engagée.

Enfin, un dernier chapitre qui présente les résultats de la simulation et l'interprétation de ces derniers en passant par une comparaison des différents modèles.

# CHAPITRE 1

## ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

### 1.1. Introduction

Les premières observations faites au sujet du phénomène de la plasticité de transformation datent des années 20, au fait, Sauveur [1] a pu accidentellement et lors des essais de flexion et de torsion à des températures élevées, faire la constatation qu'au moins une partie du spécimen est transformée uniquement.

Et ce sont les années 30 qui viennent marquer l'avènement des premières séries d'essais conduites intentionnellement par Scheil et Wassermann [2,3], mettant en valeur l'influence d'une contrainte extérieure appliquée sur la déformation plastique macroscopique. S'agissant des essais relatifs à une transformation martensitique sur des alliages Fe-Ni, la première appellation désignant la réduction évidente du seuil élastique macroscopique est donnée par Wassermann, *umwandlungsplastizität* en allemand qui signifie, plasticité de transformation (**Transformation Induced Plasticity (TRIP)** en anglais).

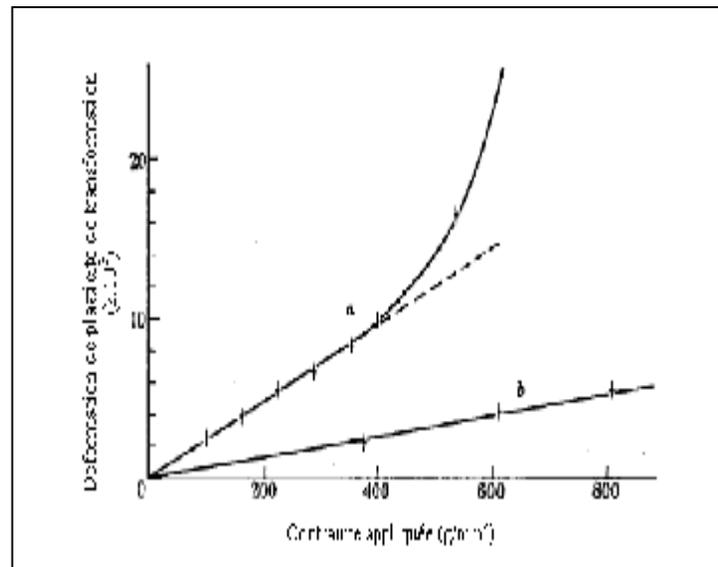
### 1.2. Travaux effectués

Porter et Rosenthal [4], dans les années 50, observent lors des essais sur un acier contenant 0.9% de carbone, une déformation plastique macroscopique proportionnelle à la charge appliquée lors de transformations perlitique et martensitique et durant toute la transformation.

Dejong et Rathenau [5], parviennent à trouver une relation de linéarité entre la contrainte appliquée et l'allongement irréversible en étudiant ce dernier sur un spécimen en fer pur sous chargement durant des cycles thermiques effectués au dessus et au dessous de la température  $A_{c3}$ , à laquelle la transformation austénitique prend place et qui est équivalente à 910°C.

Johnson et Greenwood [6], à travers leurs travaux expérimentaux et théoriques, ont pu marquer l'histoire de la plasticité de transformation en conduisant des essais sur des spécimens en fer pur, en alliage Fe-C, en uranium, en zirconium, en titane et en cobalt. En étudiant l'allongement irréversible au cours de cycles avec transformation, ils observent une relation de linéarité entre la déformation de plasticité de transformation et la contrainte

appliquée jusqu'à des niveaux de contrainte équivalents à la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique, (**Figure 1.1**).

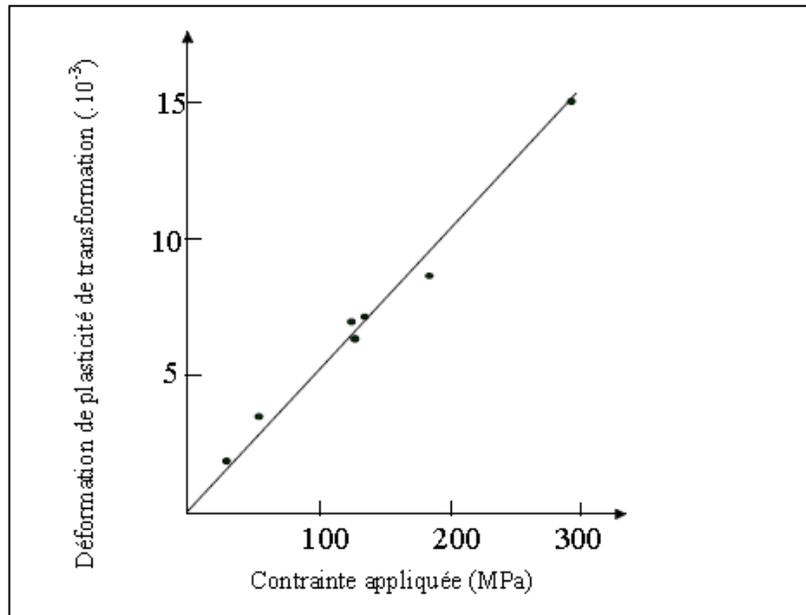


**Figure 1.1** : Déformation de plasticité de transformation finale sous des états de contrainte différents :

- (a) Transformation  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  pour du fer à 910°C,
- (b) Transformation  $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \leftrightarrow \gamma$  pour un alliage Fe0.4C, [6].

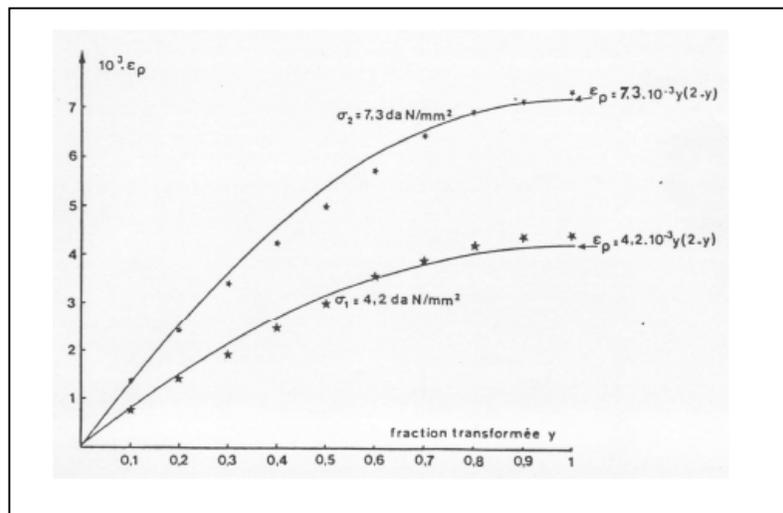
Collette[7], a mené des études sur les interactions entre la transformation martensitique et les contraintes mécaniques sur l'acier 60NCD11. Elle aussi, observe une relation de linéarité entre la plasticité de transformation et la contrainte appliquée d'un niveau inférieur à la limite élastique de l'austénite, et remarque que cette plasticité augmente rapidement pour des contraintes plus élevées.

Desalos[8], examine d'après Simon et al[9], une évolution très similaire à celle de Colette pour une transformation martensitique sous contrainte de compression pour un acier 35NCD16, (**Figure 1.2**). A rapporté aussi des résultats traitant de la transformation bainitique isotherme et une transformation bainitique anisotherme sur un acier A533. Pour la première, il considère deux niveaux de contraintes (- 42 Mpa) et (- 73 Mpa) avec des déformations de plasticité transformation respectives (- 0.42%) et (- 0.73%), pour la deuxième, deux niveaux de contraintes sont considérés (- 42 Mpa) et (-85 Mpa) avec des déformations de plasticité de transformation respectives (- 0.42%) et (- 0.85%), Ce qui mène à dire de la proportionnalité entre la déformation de plasticité de transformation et la contrainte appliquée.

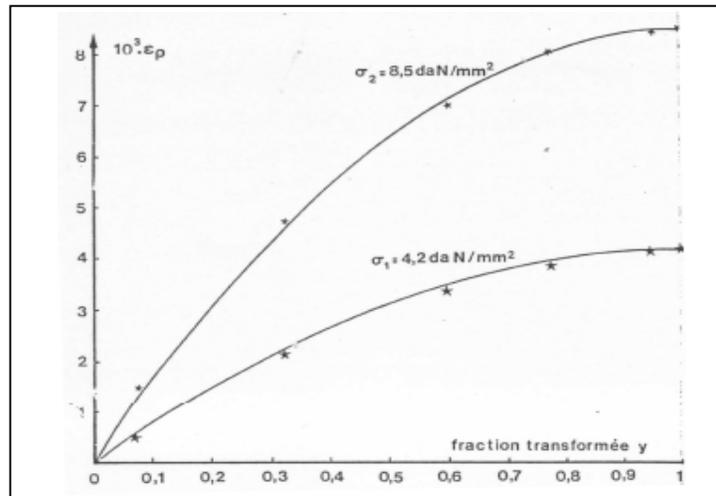


**Figure 1.2:** Influence de la contrainte axiale appliquée (de compression) avant transformation sur la déformation de plasticité de transformation totale d'un acier 35NCD16 (austénitisé à 900°C), [9].

Il analyse la plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation à partir d'essais conduisant à une transformation bainitique isotherme et anisotherme pour l'acier A533, (**Figure 1.3**) et (**Figure 1.4**).

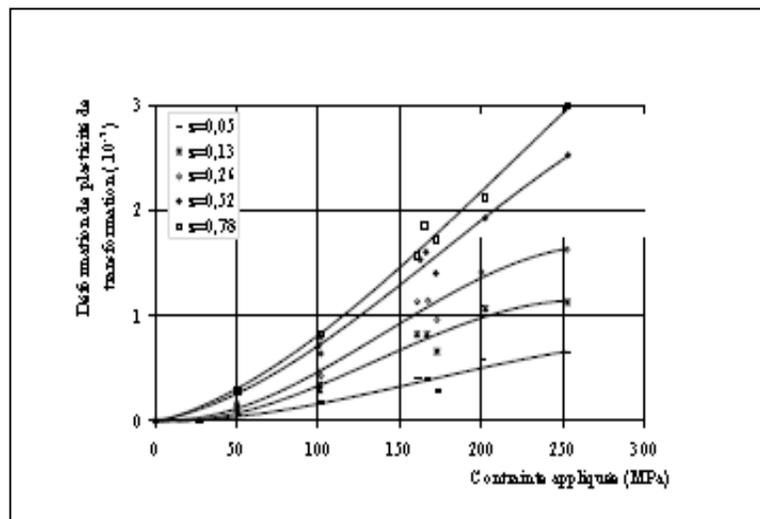


**Figure 1.3:** Déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour une transformation bainitique anisotherme, [9].



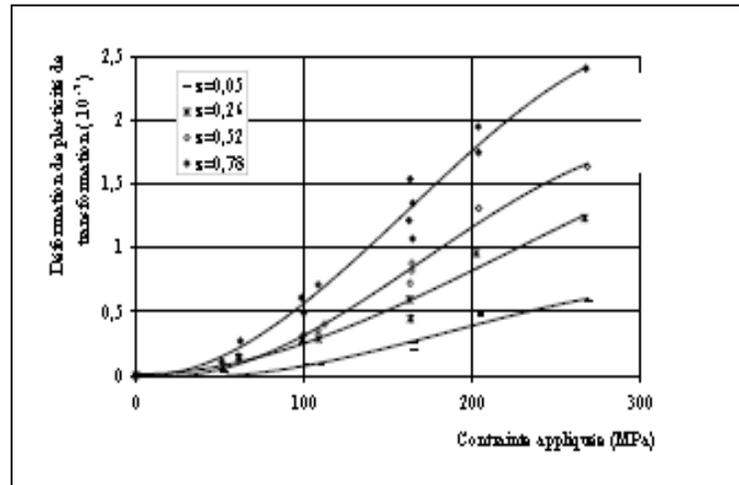
**Figure 1.4:** Déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour une transformation bainitique isotherme, [9].

Gautier[10], a étudié la plasticité de transformation par rapport à un taux de phase formée ( $z$ ) en fonction de la contrainte appliquée dans le cas d'une transformation martensitique d'alliage Fe-Ni-C et Fe-Ni-C-Cr, (**Figure 1.5**) et (**Figure 1.6**). Pour de faibles taux de phase formée, il y a une augmentation lente de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée jusqu'à saturation à un niveau de contra-



**Figure 1.5:** Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée pour un alliage Fe-Ni-C.

— :  $z = 0.05$ , \* :  $z = 0.13$ , o :  $z = 0.26$ , ● :  $z = 0.52$ , □ :  $z = 0.78$ , [10].

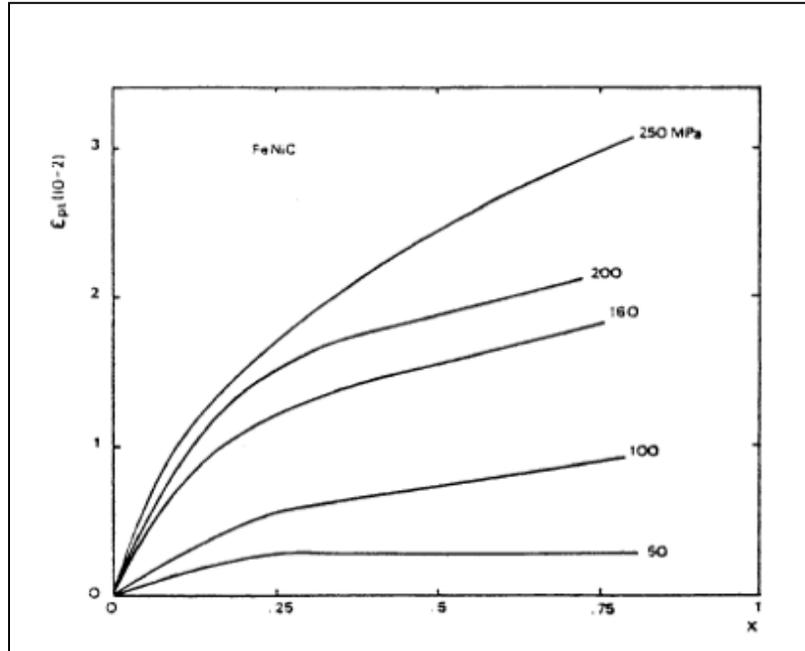


**Figure 1.6:** Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée pour un Alliage Fe-Ni-C-Cr  
 — :  $z = 0.05$ , \* :  $z = 0.13$ , ○ :  $z = 0.26$ , ● :  $z = 0.52$ , ◻ :  $z = 0.78$ , [10].

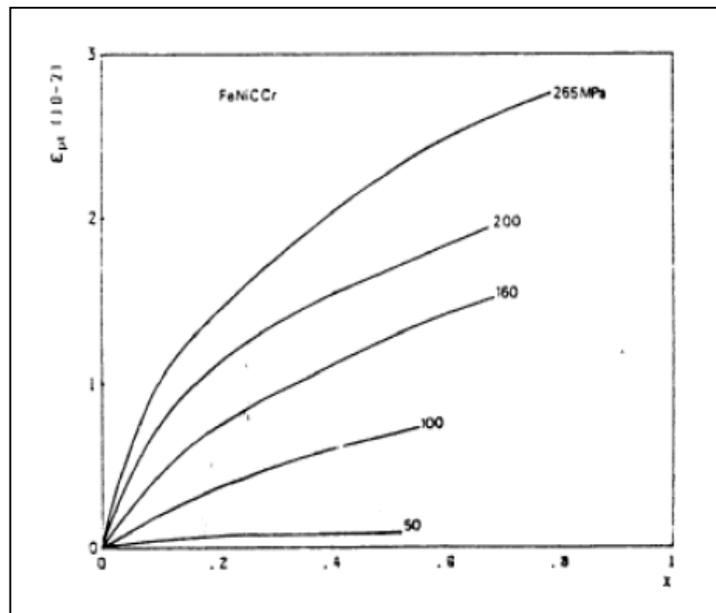
-inte de l'ordre de 200 à 250 Mpa pour des taux de phase formée plus élevés, la plasticité de transformation varie sensiblement d'une façon linéaire avec la contrainte appliquée.

Pour les deux mêmes alliages, Gautier a fait aussi une analyse dans le cas d'une transformation martensitique, pour les deux alliages, elle constate des variations non-linéaires de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée, (**Figure 1.7**) et (**Figure 1.8**). Elle observe aussi, une augmentation de la déformation de plasticité de transformation au début de la transformation, d'autant plus rapide que la contrainte est élevée. La variation de la plasticité de transformation est plus importante au début de la transformation, l'accroissement est moins rapide par la suite quelque soit le niveau de la contrainte appliquée. Elle a aussi pu observer une relation de linéarité entre la plasticité de transformation et la contrainte appliquée, d'un niveau inférieur à la limite élastique de l'austénite, et remarque que cette plasticité augmente rapidement pour des contraintes plus élevées, (**Figure 1.9**).

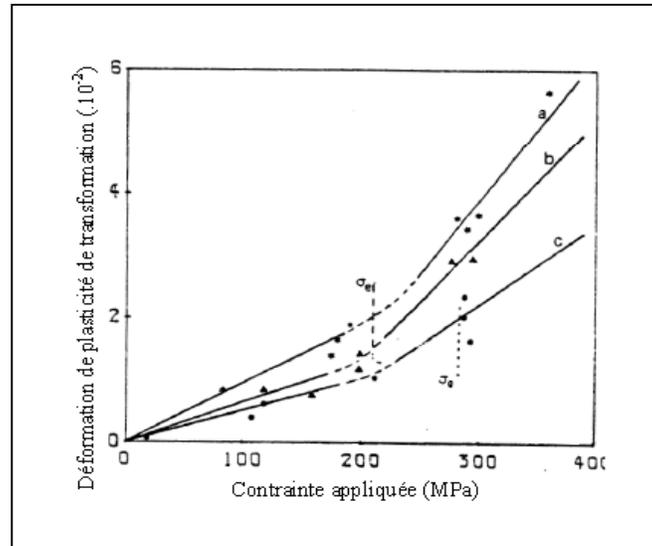
Videau et al [11], réalisent de nombreux essais relatifs à la transformation martensitique d'un acier Cr-Ni-Mo-Al-Ti. Des essais de dilatométrie libre et de plasticité de transformation sont conduits sur des tubes minces en effectuant le cycle thermique qui donne une structure 100% martensitique. Au cours des essais, 5 types de chargements sont considérés, le niveau de contrainte est évalué en terme de contrainte équivalente de Von Mis-



**Figure 1.7:** Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour différentes contraintes appliquées pour un alliage Fe-Ni-C, [10].



**Figure 1.8:** Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de phase formée pour différentes contraintes appliquées pour un alliage Fe-Ni-C-Cr, [10].



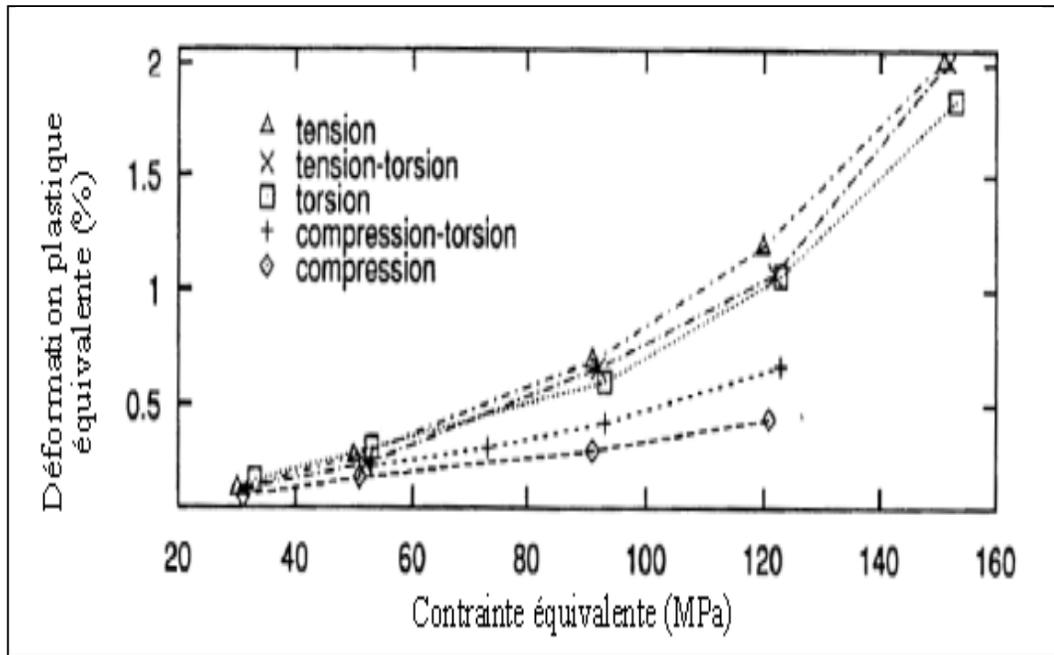
**Figure 1.9:** Variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour une transformation complète. Acier 60NCD11.

- (a) Austénitisation à 1050°C et refroidissement avec  $\overline{V_r} = 0.5^\circ\text{C/s}$ .
- (b) Austénitisation à 1050°C et refroidissement avec  $\overline{V_r} = 5^\circ\text{C/s}$ .
- (c) Austénitisation à 900°C et refroidissement rapide, [10].

-es, (**Figure 1.10**). Pour les essais de plasticité de transformation, la charge est appliquée rapidement vers 230°C au cours du refroidissement. Il est supposé que la température à laquelle est appliquée le chargement est d'une part, suffisamment élevée pour éviter de déclencher la transformation, d'autre part, suffisamment basse pour limiter les effets du fluage.

Les résultats montrent une relation de linéarité entre la déformation de plasticité de transformation finale et la contrainte appliquée, jusqu'à une certaine contrainte équivalente différente suivant le type de chargement imposé.

Ils remarquent aussi, 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 formée équivalent à 50%, alors l'évolution de la plasticité de transformation est stoppée, si cette dernière est complètement déchargée, alors ils observent un incrément de déformation 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.

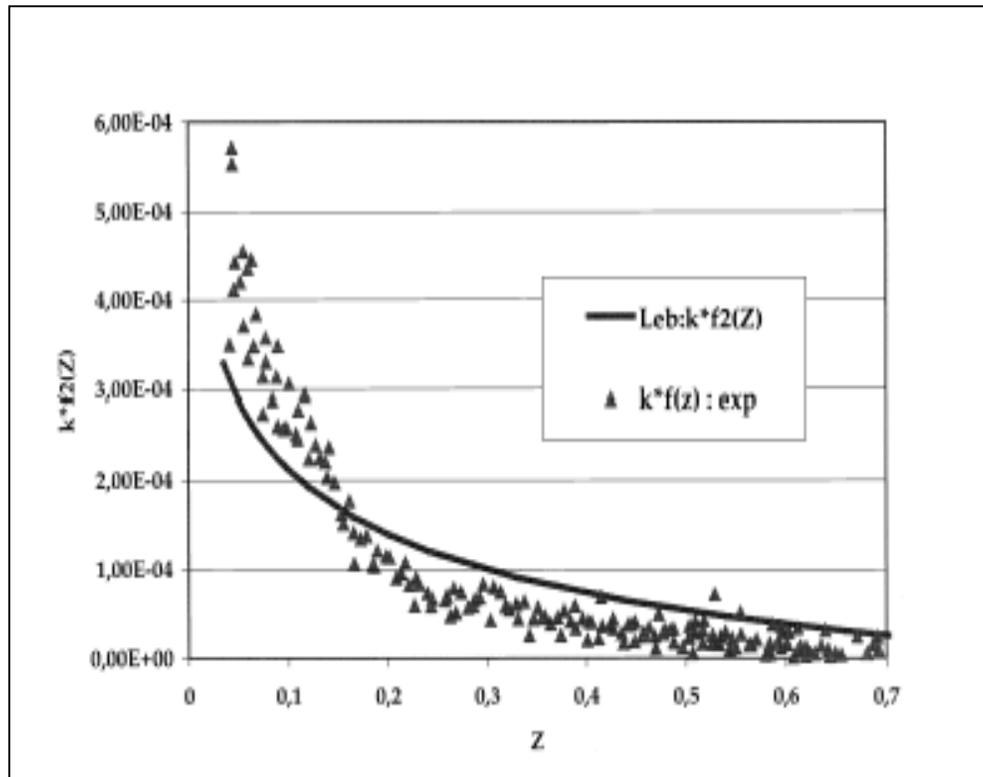


**Figure 1.10:** Déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte équivalente pour différents chargements, [11].

Cavallo[12], a réalisé des essais sur un acier de type 16MND5 pour des structures totalement martensitique et totalement bainitique. Il constate une évolution non-linéaire de la déformation de plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation, et qu'elle sature vers 70% de phase bainitique formée. A aussi, mené sept essais sur le même acier (16MND5), après une analyse, il a pu donner une valeur moyenne du coefficient de plasticité de transformation ( $k$ ) qui est égal à  $0.7 \times 10^{-4} \text{ Mpa}^{-1}$ .

Cavallo et Taleb[13], ont pu déceler la linéarité entre la déformation de plasticité de transformation finale et la contrainte appliquée pour une valeur de cette dernière qui n'excède pas la moitié de la limite d'élasticité conventionnelle (à 0.2% de déformation plastique) de l'austénite à la température équivalente au début de la transformation considérée. Au-delà de ce seuil la déformation de plasticité de transformation croît plus rapidement. Ils ont également pu observer que les expressions du coefficient de plasticité de transformation ( $k$ ) sont presque constantes au cours de la transformation, alors que l'expression proposée par Leblond, où l'écroutissage pendant la transformation est pris en compte de manière isotrope, conduit à une variation significative du paramètre ( $k$ ) au cours de l'avancement de la transformation. Ces prédictions semblent bien décrire les résultats expérimentaux pour une

transformation bainitique sous une contrainte équivalente au quart de la limite d'élasticité conventionnelle de l'austénite à la température d'application de la charge (600°C), (Figure 1.11).



**Figure 1.11** : Evolution du produit  $[k^* f_2(z)]$  en fonction du taux de bainite formé.

Comparaison entre expérience, représentée par  $\blacktriangle$ , et les prédictions du modèle de Leblond et al et en trait continu, [13].

Nagayama et al [14], ont conduit des essais uniaxiaux de traction et compression au cours d'une transformation martensitique. Les résultats ont montré une linéarité entre les valeurs finales de la déformation de plasticité de transformation et les contraintes appliquées pour de faibles chargements. Pour des chargements plus élevés, une relation de non-linéarité est observée.

## CHAPITRE 2

### DESCRIPTION ET ANALYSE DES PHENOMENES AFIN DE MIEUX

### SITUER LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

#### 2.1. Notion de transformation de phase à l'état solide

##### 2.1.1. Introduction

Lors des transformations de phases à l'état solide on peut définir quatre zones distinctes, (**Figure 2.1**).

- Une première zone (ZNAT :  $T \leq T_r$ )

Le matériau conserve ses propriétés initiales, c'est la zone **non** affectée par la température.

- Une deuxième zone (ZR :  $T_r \leq T \leq Ac_1$ )

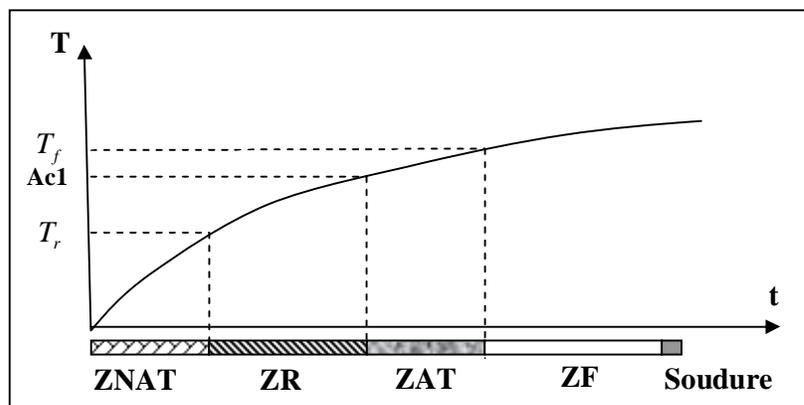
Qui est caractérisée par des effets tels que, la relaxation des contraintes résiduelles et la diffusion avec l'absence de transformation de phase, c'est la zone de **revenu**.

- Une troisième zone (ZF :  $T \geq T_f$ )

Le métal fond, c'est la zone de **fusion**.

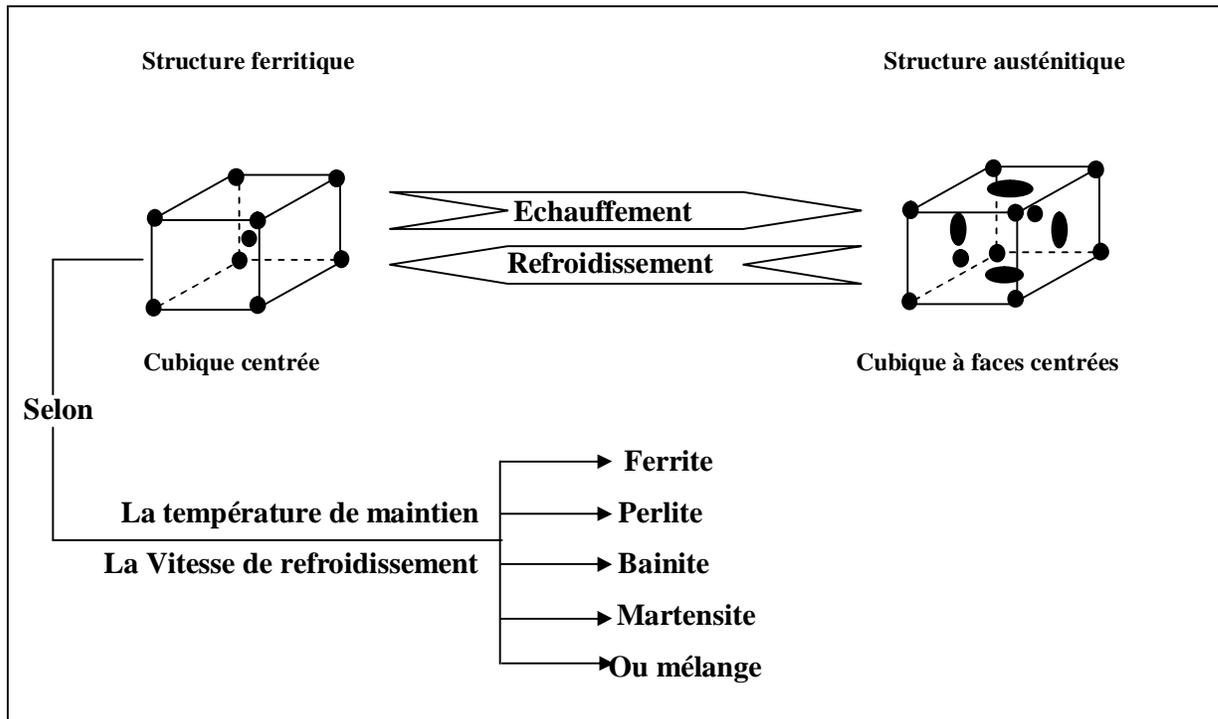
- Une quatrième zone (ZAT :  $Ac_1 \leq T \leq T_f$ )

Le matériau reste à l'état solide tout en présentant des transformations de phase, cette zone est caractérisée par une température maximale qui ne dépasse pas la température de fusion  $T_f$  et une minimale qui est supérieure à la température de début d'austénisation  $Ac_1$ , c'est la zone **affectée** thermiquement.



**Figure 2.1** : Zones observées au cours d'une opération de soudage.

Les transformations de phase à l'état solide des aciers, résultent de la combinaison du changement du réseau cristallin et du déplacement des atomes de soluté. L'acier se transforme en austénite au-delà d'une certaine température, et l'austénite se transforme au refroidissement en martensite, bainite, ferrite ou perlite suivant la température de maintien et la vitesse de descente en température, (**Figure 2.2**).



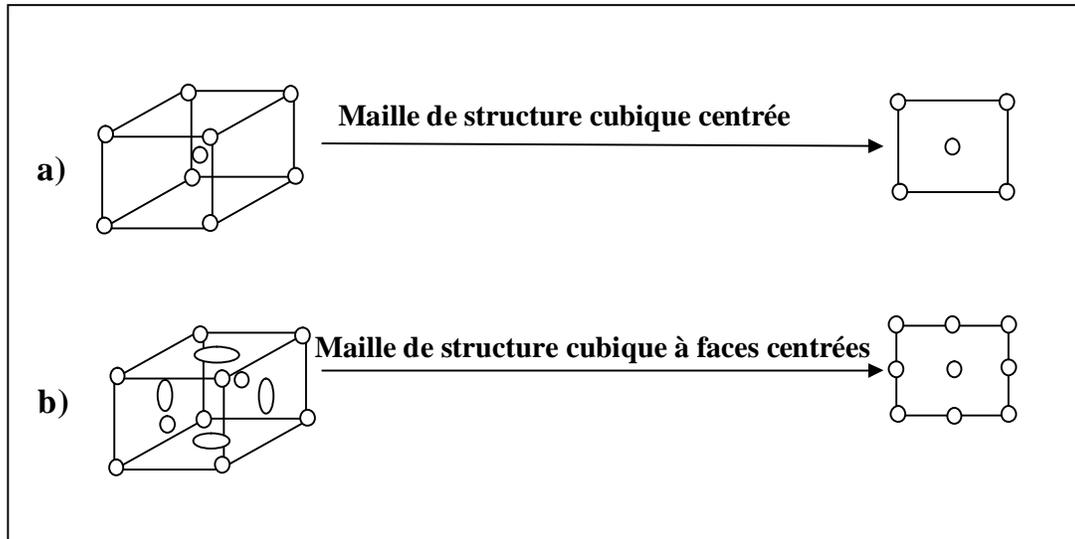
**Figure 2.2 :** Etat structural des produits des transformations de phases.

### 2.1.1.1. Changement de structure cristalline

L'austénite est une solution solide d'insertion dans du fer  $g$ , tandis que les phases à structures ferritiques sont des solutions solides de carbone dans du fer  $a$ . Les différences de compacité entre ces deux types de structures cristallines, induisent des variations volumiques à l'échelle macroscopique. Cela est expliqué par le fait que, la structure cristalline du fer  $g$ , est cubique à faces centrées, alors que celle du fer  $a$ , est cubique centrée, (**Figure 2.3**).

Ceci dit, il y a plus d'atomes par maille dans la structure cubique à faces centrées que dans la structure cubique centrée, d'où un nombre de mailles cubiques centrées plus important pour le même nombre d'atomes, compte tenu que les distances interatomiques du fer  $a$  et du fer  $g$  et des quantités de mailles représentant un même nombre d'atomes pour les deux types

de structures, il s'en suit une contraction à l'échelle macroscopique durant la transformation structurale du fer  $\alpha$  en fer  $\gamma$ .



**Figure 2.3 :** Description des mailles cubique centrée et cubique à faces centrées.

**a)** Structure cubique centrée.

**b)** Structure cubique à faces centrées.

### 2.1.1.2. Déplacement des atomes de soluté

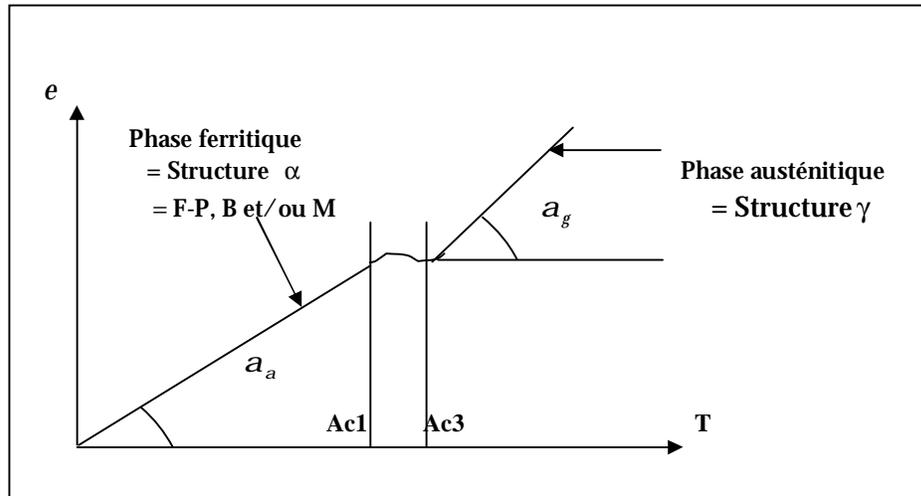
La solubilité des éléments d'alliage dans le fer, dépend de la température et de la structure cristalline. Ainsi, quand le système cristallin se transforme en passant de cubique à faces centrées à cubique centrée, les atomes de carbone initialement en insertion dans la maille austénitique, ont tendance à diffuser, les mailles ferritiques ayant une solubilité moindre en carbone (0.02% en masse contre 2% pour l'austénite). Il y a donc précipitation de carbures ou de composés définis au refroidissement, quand la vitesse de cette dernière est suffisamment lente pour que la précipitation aurait lieu, la diffusion étant thermiquement activé ou encore "blocage" du carbone en solution et déformation par cisaillement du réseau cristallin.

## 2.1.2. Austénisation

### 2.1.2.1. Définition

A l'état macroscopique, la transformation austénitique se traduit par une contraction volumique, lors d'une opération d'échauffement uniforme d'une éprouvette d'un alliage ferreux soumise à une dilatation libre et sans contrainte extérieure appliquée, les éléments

d'alliage sont mis en solution dans la structure cubique à faces centrées. A la fin de l'austénisation tous les éléments sont mis en solution. En effet, ce phénomène est expliqué par le changement de compacité. La diminution de la déformation dans l'intervalle  $(a + g)$ , traduit le passage d'une structure cubique centrée à une structure cubique à faces centrées. En outre, on peut observer une variation de la pente qui représente le coefficient de la dilatation thermique ( $a_a \geq a_g$ ), (**Figure 2.4**).



**Figure 2.4** : Evolution de la déformation lors du passage du fer  $a$  au fer  $g$  .

### 2.1.2.2. Facteurs influençant l'austénisation

- **La vitesse d'échauffement**

Lorsque l'austénisation se fait à une vitesse suffisamment lente pour se dérouler dans des conditions proches de l'équilibre thermodynamique, les températures sont notées **Ac1** et **Ac3**. Quand la vitesse de montée en température est rapide, les températures de début et de fin de transformation sont décalées respectivement, vers des valeurs plus hautes notées **Ac1'** et **Ac3'**, et la plage de transformation s'étend davantage.

- **La nature et la teneur des éléments alliés**

On distingue deux types d'éléments :

- Les éléments alphas (**Si**, **Cr**, **Mo**), qui par leurs influences sur la température de début de transformation, élèvent cette dernière, ralentissant ainsi la transformation.
- Les éléments gammagènes, qui par leurs influences sur la température de début de transf-

-ormation, abaissent cette dernière, accélérant ainsi la transformation.

Par ailleurs et au cours de l'austénisation, les grains austénitiques nouvellement formés continuent de croître et cela affecte notablement les conditions de transformation au refroidissement.

- **La valeur maximale de la température d'échauffement (Tmax)**

La valeur de la température maximale d'échauffement (**Tmax**) au delà de la température de **Ac3** et la durée de maintien affectent la qualité de l'austénite. En effet une augmentation de cette valeur ainsi que son temps de maintien provoquent un grossissement dans la taille des grains d'austénite.

### 2.1.2.2. Modélisation de l'austénisation

#### 2.1.2.2.1. Températures de transformations

Dans le cas des aciers faiblement alliés contenant au moins 0.6% de carbone et dans les conditions quasi-statiques, on peut définir les température de début et de fin de transformation sont notées respectivement **Ac1** et **Ac3**. Elles sont exprimées par les lois empiriques d'Andrews et Eldis [15] :

Ø **Andrews :**

$$Ac1 (^{\circ}C) = 727 - 10.7(\%MN) - 16.9(\%Ni) - 29.1(\%Si) - 16.9(\%Cr) - 6.38(\%W) - 290(\%As)$$

$$Ac3 (^{\circ}C) = 912 - 203(\%C) - 30(\%Mn) - 15.2(\%Ni) - 44.7(\%Si) - 104(\%V) + 13.1(\%W) + 31.5(\%Mo)$$

Ø **Eldis :**

$$Ac1 (^{\circ}C) = 727 - 10.7(\%MN) - 16.9(\%Ni) - 29.1(\%Si) - 16.9(\%Cr) - 6.38(\%W) - 290(\%As)$$

$$Ac3 (^{\circ}C) = 912 - 203(\%C) - 30(\%Mn) - 15.2(\%Ni) - 44.7(\%Si) - 104(\%V) + 13.1(\%W) + 31.5(\%Mo)$$

#### 2.1.2.2.2. Taille des grains austénitiques

Dans le cas isotherme, le grossissement des grains austénitiques peut être caractérisé par le paramètre d'équivalence d'austénisation qui dépend du temps de maintien et de la température d'austénisation :

$$Pa = \frac{1}{\left[ \frac{1}{T_a} - \frac{2.3R}{\Delta H_a} \log(t_a) \right]} \quad (2.1)$$

Avec :

$$R = 8.314 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$$

$\Delta H_a$  : Energie d'activation de grossissement des grains ( $\Delta H_a = 460 \text{ K} \cdot \text{mol}^{-1}$ , pour les aciers faiblement alliés).

$T_a$  (Ac3) : Température d'austénisation en °K.

$t_a$  : Temps de maintien.

Dans le cas anisotherme (i.e, Sans maintien à la température maximale  $T_m$ ), avec une vitesse d'échauffement et de refroidissement identiques, le paramètre d'équivalence d'austénisation sera identique à celui obtenu avec un temps de maintien qui correspond à la durée de passage

$$\text{entre } \left( T_m - \frac{RT_m^2}{\Delta H_a} \right) \text{ et } (T_m).$$

### 2.1.2.2.3. Cinétique de transformation

Les modèles permettant de décrire l'évolution métallurgique de l'austénisation ont été développés pour de conditions anisothermes. Ils sont décrits sous forme d'équations différentielles où la vitesse de transformation  $\mathfrak{f}$  est donnée en fonction de la température et de la proportion de l'austénite formée  $z$ .

On présente ici le modèle de Leblond-Devaux [17], qui est implanté entre autres dans le code de calcul **Aster** sous une forme simplifiée. Ce modèle donne l'expression de la vitesse de transformation  $\mathfrak{f}$  sous la forme :

$$\mathfrak{f} = \Phi(T, z) \quad (2.2)$$

La première condition aux limites est donnée à partir de l'évolution sur un palier isotherme où  $z$  tend vers une fraction massique d'équilibre notée  $z_{eq}$ .  $z_{eq}$  est alors une solution stationnaire de l'équation précédente, on a donc :

$$\Phi(T, z_{eq}) = 0 \quad \forall T. \quad (2.3)$$

Par ailleurs, les auteurs supposent que les valeurs de  $z_{eq}(T)$  et  $Z(T)$  sont peu différentes et écrivent  $z_{eq}(T)$  sous la forme d'un développement limité au voisinage de  $z_{eq}(T)$  à l'ordre de 1 :

$$\mathfrak{f} = \Phi(T, z) = \Phi(T, z_{eq}) + (z - z_{eq}) + \frac{\partial \Phi}{\partial z}(T, z_{eq}) \quad (2.4)$$

D'où l'expression finale :

$$\xi = \frac{z_{eq} - Z}{t(T)} \quad (2.5)$$

En posant :

$$t(T) = - \frac{1}{\frac{\partial \Phi}{\partial z}(T, z_{eq})} \quad (2.6)$$

- $z_{eq}(T)$ , est déduite d'une courbe dilatométriques avec une faible vitesse de chauffage de façon à ce que chaque état quasi-statique, puisse être considéré comme un état d'équilibre et que  $z$  soit égale à  $z_{eq}(T)$ .
- $t(T)$ , par contre est déduit à partir des courbes dilatométriques avec des vitesses de chauffage plus rapides (non quasi-statiques), de façon à retrouver les températures effectives de début et de fin de transformation.

Le code Aster donne une expression simplifiée pour l'identification de  $t(T)$  :

$$t(T) = \begin{cases} t_1 & \text{Si } T \leq Ac1 \\ t_1 + \frac{T - Ac1}{Ac3 - Ac1} \cdot (t_3 - t_1) & \text{Si } Ac1 \leq T \leq Ac3 \\ t_2 & \text{Si } T \geq Ac3 \end{cases} \quad (2.7)$$

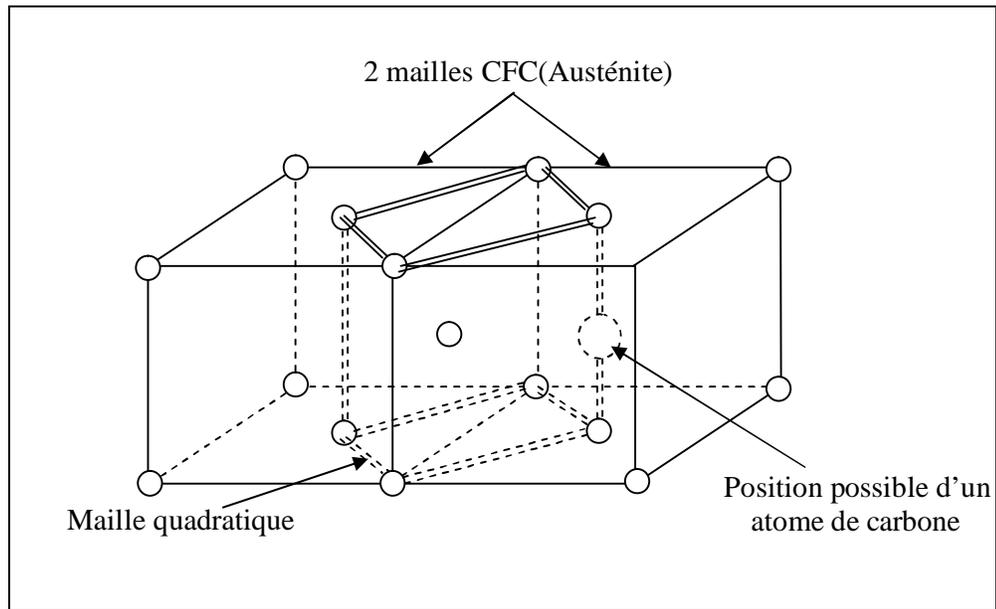
$t_1$  : Correspond à la valeur pour laquelle le début de transformation est correctement décrit.

$t_2$  : Correspond à la valeur pour laquelle la fin de transformation est correctement décrite.

### 2.1.3. Transformations de phases

Au cours du refroidissement, l'austénite se transforme en une ou plusieurs phases ferritiques. Structurellement parlant il s'agit du passage d'une structure cubique à faces centrées (CFC) à une structure cubique centrée (CC), (**Figure 2.5**). Vu l'importance de la compacité de la structure (CFC) par rapport celle de la structure (CC), les transformations de phases s'accompagnent d'une augmentation de volume.

Du point de vue structural, les transformations de phase à l'état solide des alliages ferreux se développe suivant deux mécanismes : Les transformations avec diffusion et les transformations sans diffusion (martensitique).



**Figure 2.5** : Schématisation d'une transformation du fer  $\gamma$  vers le fer  $\alpha$  .

### 2.1.3.1. Transformations avec diffusion

La diffusion est le processus de migration des atomes dans le réseau cristallin afin d'assurer à ce dernier une configuration plus stable. Elle peut se faire au sein des grains (diffusion en volume) ou aux joints des grains, selon l'énergie d'activation. Pour la diffusion en volume, on distingue le mécanisme interstitiel où les atomes se déplacent entre les atomes d'une structure cristalline donnée et le mécanisme lacunaire, où les atomes d'un élément se déplacent en occupant les lacunes d'un réseau cristallin donné.

Les transformations avec diffusion s'effectuent en deux temps : germination puis croissance. En conditions anisothermes ces transformations se produisent pour des vitesses de refroidissement faibles et génèrent des phases stables.

#### 2.1.3.1.1. Transformation ferritique

La ferrite est une solution solide d'insertion de carbone dans du fer  $\alpha$  . C'est le premier produit de la transformation de l'austénite au cours d'un refroidissement lent à une température élevée. Pour des vitesses de refroidissement très petites et pour une teneur en carbone (ou solubilité) inférieure ou égale à 0.02%, toute l'austénite se transforme en ferrite, sinon une autre transformation s'initie, c'est la transformation perlitique.

### 2.1.3.1.2. Transformation perlitique

La perlite est un constituant métallurgique biphasé [ Ferrite + Cementite ( $Fe_3C$ ) ].

Au-delà de la limite de la solubilité, le carbone en excès vient enrichir l'austénite non encore transformé. La transformation ferritique est interrompue lorsque l'enrichissement de l'austénite en carbone est suffisant pour permettre la germination de la perlite.

La formation de la perlite commence par la germination de la cémentite. Plus la vitesse de refroidissement est élevée plus la proportion volumique de perlite est grande.

### 2.1.3.1.3. Transformation bainitique

Cette transformation se produit pour une vitesse de refroidissement relativement élevée et seulement pour des aciers alliés.

Cette transformation met en jeu singulièrement deux types de mécanismes : **Diffusion** et **cisaillement**.

De premier à bord, il y a formation de ferrite par cisaillement du réseau cristallin, ensuite la transformation se poursuit par diffusion plus ou moins importante des atomes des éléments alliés. Selon la morphologie de la phase formée, on distingue :

- Ø **La bainite supérieure**, dans laquelle les conditions de transformation sont proches de celles de la transformation perlitique.
- Ø **La bainite inférieure**, dans laquelle les conditions sont proches de celles de la transformation martensitique.

### 2.1.3.2. Transformation martensitique (sans diffusion)

Dans le cas d'une transformation martensitique, la vitesse de refroidissement est si élevée que la diffusion, qui est un phénomène thermiquement activé, n'a plus le temps de se produire. Ainsi, les atomes de carbone se trouvent piégés au sein de la maille ferritique qui, sursaturée en carbone, se déforme pour devenir quadratique, afin de contenir le carbone en excès. On assiste alors au cisaillement du réseau cristallin. La martensite se développe sous forme de plaquettes (ou aiguilles, lattes) pour les teneurs en carbone inférieure à 0.06%.

## 2.2. Caractérisation expérimentale des transformations de phases

Deux types de méthodes peuvent être adoptées pour l'étude des transformations structurales :

- Ø Les méthodes directes, qui permettent de détecter et d'identifier les phases nouvelles et qui sont davantage utilisées après refroidissement ;
- Ø Les méthodes indirectes, qui permettent de suivre en continu les transformations et qui sont fondées sur les modifications des phénomènes physiques qui accompagnent les évolutions de la structure, et elles sont par conséquent plus intéressantes pour l'aspect modélisation.

## **2.2.1. Les méthodes directes**

### **2.2.1.1. Diffraction des rayons X ou électrons**

Elle est la méthode la plus directe par rapport à la détermination de la structure cristallographique. Toutefois, elle demeure difficilement utilisable pour le suivi des transformations, où des gradients thermiques sont appliqués. En effet, elle est couramment utilisée après décharge thermique (i.e, retour à la température ambiante), pour détecter d'éventuels changements de phase et déterminer le taux de l'austénite résiduelle.

Techniquement parlant, cette méthode est basée sur la propriété qu'ont les plans de la structure atomique à diffracter les rayons X. La détermination d'une structure se fait à partir des angles de diffraction, par le calcul des distances inter-réticulaires. Ainsi, on peut déduire la structure cristalline, la nature des phases et calculer les paramètres de la maille.

### **2.2.1.2. Observation micrographique**

Le prélèvement dans cette méthode doit être effectué sans échauffement ou écrouissage du matériau pour ne pas causer d'éventuels changements structuraux. Après polissage, l'échantillon est attaqué chimiquement de façon à colorer préférentiellement certains constituants, et c'est à partir des différences de relief ou de coloration, qu'on peut mettre en évidence les différents constituants et la différence d'orientation des cristaux. Quand à la microscopie électronique à balayage, l'échantillon est mis sous vide et bombardé par un faisceau d'électrons secondaires, l'intensité de cette émission est transformée en signal électrique puis en image.

### **2.2.1.3. Mesure de dureté**

Les essais de dureté consistent à imprimer dans la pièce à tester un pénétrateur en forme de pyramide, de cône ou de bille, et à mesurer l'empreinte laissée. Celle-ci permet d'établir par déduction, le type de phase connaissant le type de traitement thermique

préalablement subi par l'échantillon. Par ailleurs, elle permet d'extraire les limites d'élasticité de la phase, à partir des tableaux établis expérimentalement pour les aciers ou à partir des formules empiriques.

### 2.2.2. Les méthodes indirectes

Elles sont dites indirectes parcequ'elles reposent sur la connaissance des modifications de certains grandeurs physiques, intervenant au cours des transformations microstructurales.

#### 2.2.2.1. La dilatométrie (Changement de volume)

On distingue deux types de procédés :

- Û La dilatométrie absolue, qui consiste à enregistrer les variations de longueur d'une éprouvette en métal par rapport au temps et la température.
- Û La dilatométrie différentielle, qui consiste à enregistrer les variations de longueur entre l'éprouvette en métal et un témoin, en fonction de la température.

L'analyse dilatométrique est généralement utilisée pour l'établissement des diagrammes **TTT** (Temps - Température - Transformation) et **TRC** (Transformation à Refroidissement Continu), qui sont exploitables par les codes de calculs pour la mise en donnée. Les figures (2.6) et (2.7), représentent respectivement les diagrammes **TTT** et **TRC**.

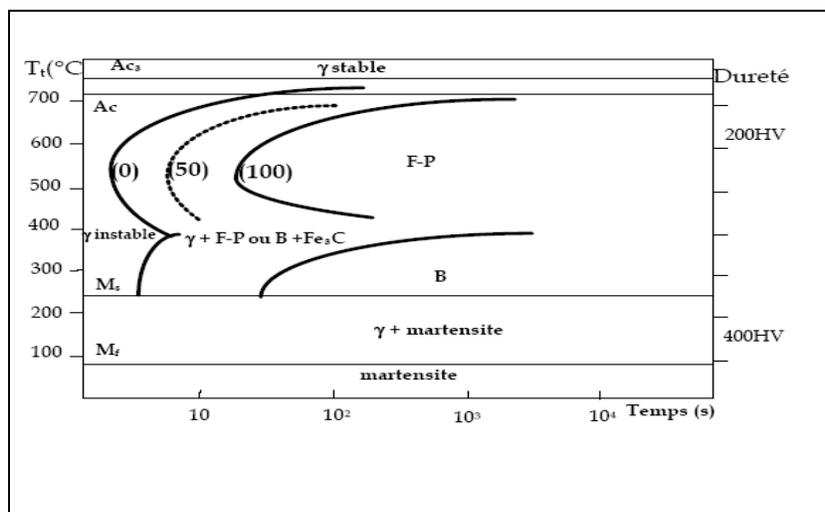
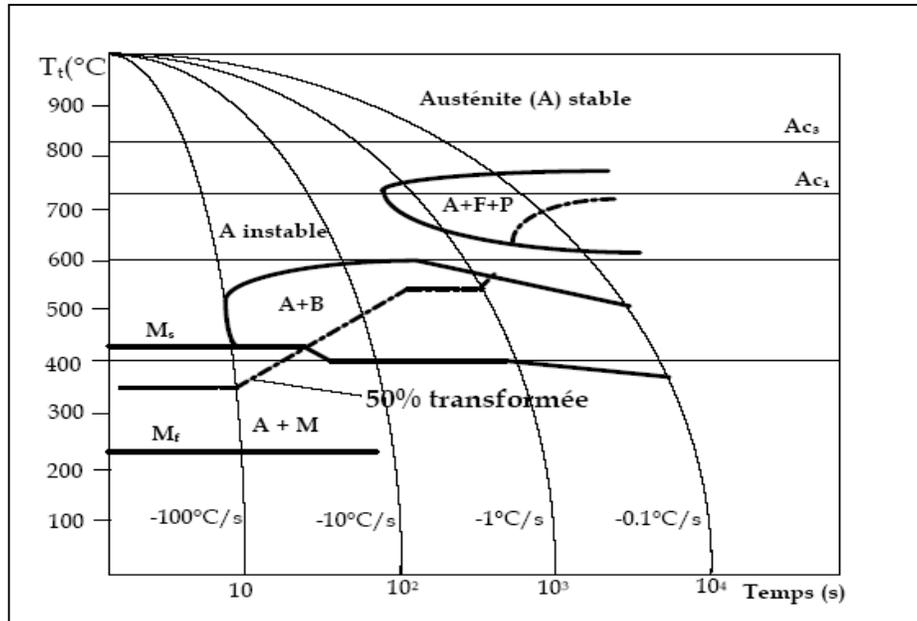


Figure 2.6: Diagramme (schématisé) Transformation Température Temps (TTT)[12].



**Figure 2.7: Diagramme (schématique) Transformation à refroidissement continu TRC [12].**

#### 2.2.2.2. L'analyse magnétique

Cette analyse permet de détecter l'apparition ou la disparition des phases ferromagnétiques (phases ferritiques), au cours d'un cycle thermique, l'austénite étant paramagnétique.

L'appareillage mis en œuvre est constitué de thermomagnétomètres, permettent d'enregistrer la variation du flux due à la transformation de l'austénite, au cours du refroidissement, celle-là est liée à l'avancement de la transformation.

#### 2.2.2.3. L'analyse thermique

Au cours du refroidissement ou échauffement du matériau, la courbe des températures présente une anomalie à chaque fois qu'on a à faire à une transformation. Les variations de température ainsi que celles des dérivées premières et secondes des températures par rapport au temps sont analysées.

#### 2.2.2.4. Méthode de résistivité

L'échantillon étant traversé par un courant continu de faible intensité, des mesures sont prises aux bornes de l'échantillon et ses variations qui sont proportionnelles aux variations de la résistance électrique et sont fonction de l'avancement de la transformation.

### 2.3. Les principales conséquences des transformations structurales à l'état à l'état solide

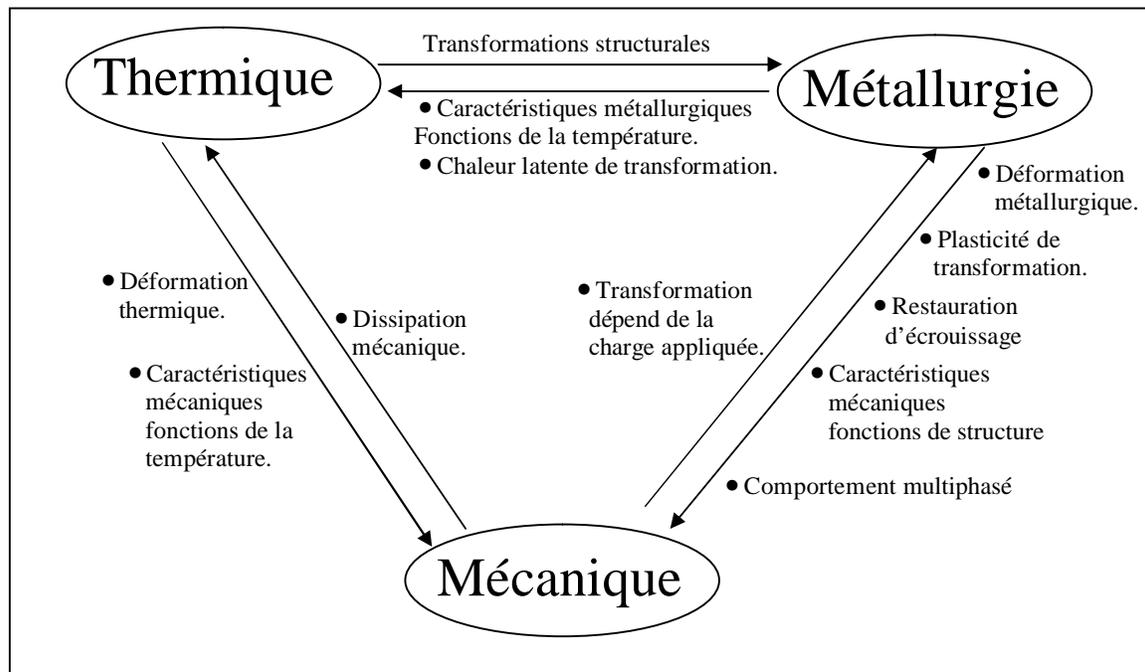
Lors d'une opération de soudage, des montées importantes en température sont à l'origine des transformations structurales de l'acier. Ces dernières influencent l'évolution thermique sous l'effet des caractéristiques thermiques et mécaniques fonctions de la composition métallurgique, (**Figure 2.8**).

#### 2.3.1. Conséquences thermiques

Au cours des transformations de phases, il y a dégagement ou absorption de chaleur latente, selon que ces transformations soient exothermiques ou endothermiques. Ce phénomène est pris en compte dans la modélisation, par l'utilisation de chaleurs latentes de transformations. Par ailleurs, les caractéristiques thermiques varient selon la composition métallurgique.

#### 2.3.2. Conséquences mécaniques

Du point de vue mécanique on distingue généralement, cinq principales conséquences directes ou indirectes des transformations structurales à l'état solide :



**Figure 2.8:** Schématisation des interactions entre les phénomènes évoluant pendant une opération de soudage.

### **2.3.2.1. Déformation métallurgique**

L'évolution d'une transformation métallurgique, conduit à une déformation dite « Déformation de transformation », qui est engendrée par la différence de compacité entre la phase fille (ou produite) et la phase mère (ou parente). Cette déformation étant le résultat des transformations structurales, elle s'ajoute à la déformation purement thermique.

### **2.3.2.2. Restauration d'écrouissage**

Selon le type de transformation et lors d'un changement de phase, la part de l'écrouissage de la phase austénitique transmise à la phase formée au refroidissement, est supposée totale ou partielle.

### **2.3.2.3. Caractéristiques mécaniques en fonction de la composition métallurgique**

Les caractéristiques mécaniques changent suivant la composition métallurgique, notamment les caractéristiques plastiques (Limite d'élasticité en particulier). Le coefficient de Poisson et le module d'Young quand à eux, demeurent peu influencés par la structure métallurgique.

### **2.3.4. Comportement multiphasé**

L'analyse du comportement élastoplastique d'un matériau sujet à un changement structural revient à l'analyse du comportement élastoplastique d'un mélange de phases avec des proportions données.

### **2.3.5. Déformation de plasticité de transformation**

En présence de contraintes même inférieures à la limite d'élasticité de la phase la plus molle à une température considérée, on assiste à une déformation de plasticité de transformation, elle est produite seulement durant l'avancement de la transformation.

Tout compte fait, nous consacrons plus bas un sous-chapitre pour ce phénomène qui est la plasticité de transformation, sujet de notre présente étude.

## **2.4. Plasticité de transformation**

Au début, le phénomène de plasticité de transformation n'était pas bien défini. On s'arrête ici sur l'ouvrage de Mitter [19], consacré entièrement à ce phénomène, l'auteur

décrit ce dernier comme étant un “.....accroissement significatif de la plasticité au cours du changement de phase, pour une contrainte extérieure appliquée dont la contrainte équivalente est petite comparée à la norme de la limite d'élasticité du matériau, une déformation macroscopique se produit.....”.

Dans ce qui suit, nous venons plus en détail sur la définition de ce phénomène. En effet, et au cours d'un changement de phase, certaines parties du matériau, voient leurs volumes modifiés, un état de contrainte naît de la cohabitation des régions du matériau nouvellement formé et les régions voisines. Cet état de contrainte interne, diffère d'un point à un autre de la structure, en l'occurrence, d'un grain à un autre et même au sein du grain. Cette différence d'un point à un autre, conduit au moins à la plastification du matériau voisin des régions transformées, voire même, à la plastification de cette dernière. A partir de cela, il apparaît évident qu'à l'application d'une contrainte extérieure, le champ des contraintes peut être orienté, ainsi la superposition des ces deux mécanismes, peut initier une plastification, une déformation plastique est alors observée. Cet effet relatif aux transformations de phases, est appelé, « **plasticité de transformation** ».

#### 2.4.1. Définition

Durant une transformation structurale à l'état solide, l'application d'une contrainte même inférieure à la limite d'élasticité de la phase la plus molle, conduit à l'apparition d'une déformation irréversible. Cette déformation est appelée déformation de plasticité de transformation. Elle est différenciée de la plasticité classique par deux propriétés :

- Ø Elle est généralement provoquée par des niveaux de contraintes qui, appliqués hors transformation, n'induisent pas une déformation irréversible significative;
- Ø La contrainte étant maintenue constante, la plasticité de transformation évolue au fur et à mesure que la transformation avance.

#### 2.4.2. Propriétés associées de la plasticité de transformation

Plusieurs propriétés sont associées à la plasticité de transformation on cite entre autres :

- Cinétique de plasticité de transformation, qui n'est autre que la variation de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la variation du taux de phase formée;

- Direction de l'écoulement;
- Valeur finale de la déformation de plasticité de transformation.

### **2.4.3. Mécanismes responsables du phénomène de plasticité de transformation**

La plasticité de transformation, étant la déformation irréversible produite par l'application d'une charge, au cours d'un changement de phase à l'état solide. Cette définition s'avère commode, à condition que les contraintes induites par les charges appliquées au cours de la transformation, n'induisent aucune déformation permanente en absence de transformation structurale. Ce qui implique que la plasticité de transformation, ne doit pas être polluée par la plasticité classique et le fluage. Suivant le mécanisme de transformation en question, on admet généralement deux mécanismes responsables de la plasticité de transformation : le mécanisme de **Magee** et le mécanisme de **Greenwood et Johnson**.

#### **2.4.3.1. Mécanisme de Magee**

Selon Magee, la plasticité de transformation est due à une orientation de la phase produite sous l'effet des efforts appliqués, (**Figure 2.9**). Ce mécanisme est mis en évidence pour les transformations martensitiques. En effet, la martensite se présente sous forme de plaquettes (ou aiguilles), avec un cisaillement très élevé, à cause de la différence des caractéristiques thermomécaniques des deux phases constituant la structure transformée. Ceci dit, et en absence de contraintes externes, les plaquettes se trouvent disposées dans une configuration aléatoire, et la superposition des micro-contraintes de cisaillement produit une résultante macroscopique de déformation presque nulle.

Par ailleurs, l'application d'une contrainte externe privilégie une direction de formation des plaquettes, qui n'est autre que la direction de la contrainte appliquée, et la superposition des contraintes de cisaillement, produit une résultante macroscopique de déformation non nulle, une déformation irréversible dans la direction de la charge appliquée est initiée, c'est la déformation de plasticité de transformation.

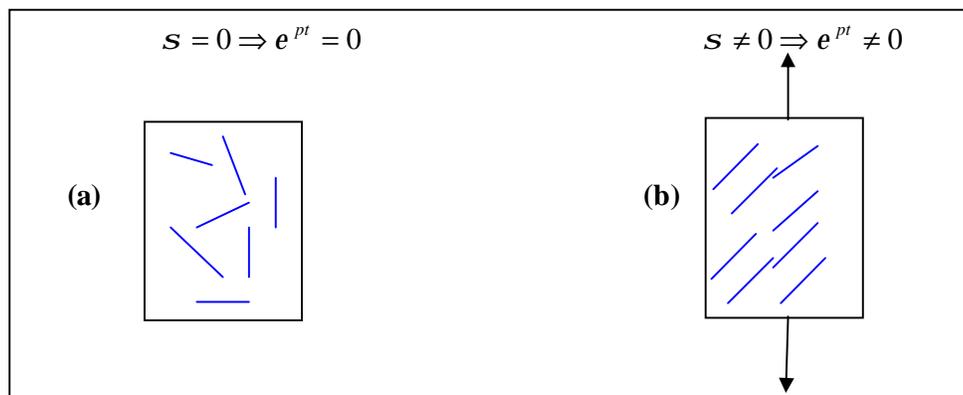
#### **2.4.3.2. Mécanisme de Greenwood et Johnson**

Les transformations de phase se font par changement de volume spécifique, en raison des différences des caractéristiques entre la phase mère et la phase fille, en l'occurrence le coefficient de dilatation thermique et la compacité des structures cristallines des deux

phases, ce qui engendre des micro-contraintes qui seront accommodées par la plastification de la phase la plus déformable.

En absence d'une sollicitation extérieure, cette plastification est généralement isotrope, et le tenseur microscopique des contraintes internes est sphérique, et seulement le changement de volume est observable à l'échelle macroscopique.

Dans le cas où une sollicitation, qui induit des contraintes déviatorique est appliquée, l'accommodation des micro-contraintes internes par la phase la plus déformable, ne se fait plus d'une manière isotrope et le tenseur microscopique des contraintes internes n'est plus totalement sphérique, ainsi, l'accommodation des micro-contraintes sera canalisée par la direction de la contrainte due à la sollicitation appliquée, ce qui induit une déformation irréversible dans la direction de la contrainte effective appliquée, et le phénomène de plasticité de transformation est ainsi généré, (**Figure 2.10**).



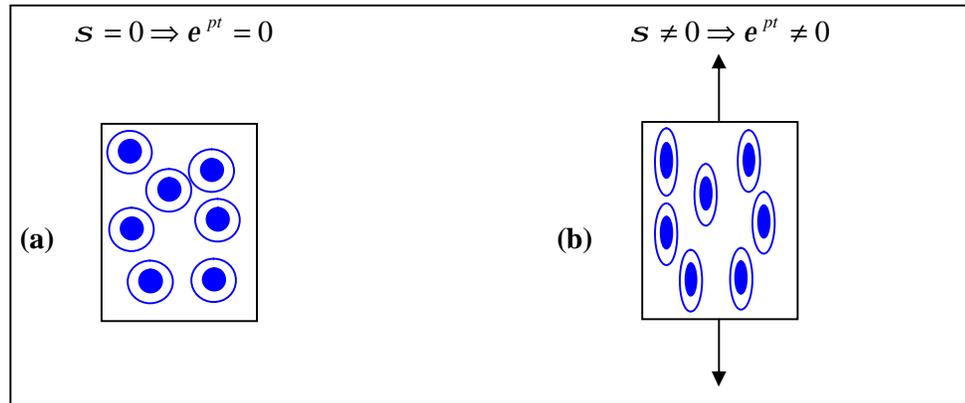
**Figure 2.9** : Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Magee.

(a) : Absence de la contrainte.

(b) : Présence d'une contrainte appliquée [15].

#### 2.4.4. Contribution de chacun des deux mécanismes

Dans le cas des transformations avec diffusion, seul le mécanisme de **Greenwood et Johnson**, est explicatif de la plasticité de transformation, tandis que dans le cas de la transformation martensitique, c'est moins évident. En effet, et au cours de la transformation martensitique, la formation de la martensite sous forme de plaquettes (ou d'aiguilles) et la variation du volume, favorisent tantôt le mécanisme de **Magee**, tantôt le mécanisme de **Greenwood et Johnson**, c'est-à-dire que les deux mécanismes sont mis en jeu dans ce genre de transformation.



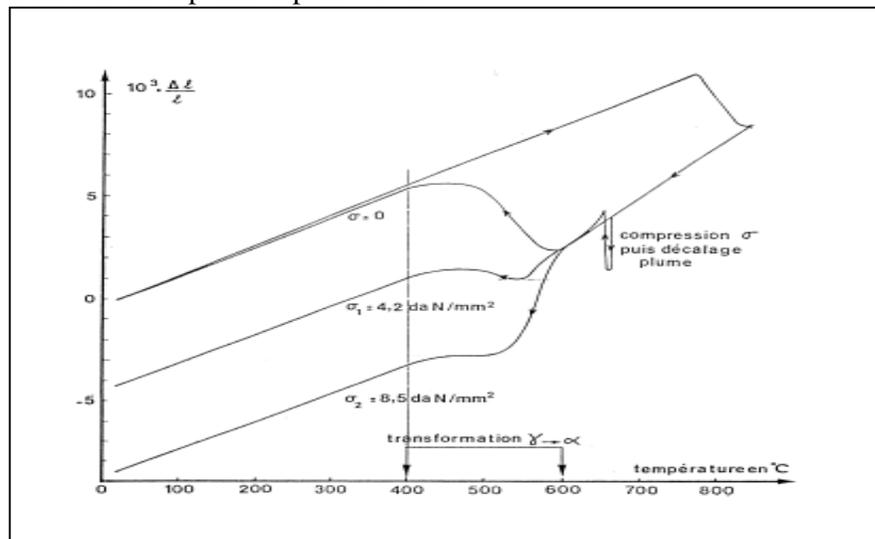
**Figure 2.10** : Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Greenwood et Johnson.

(a) : Absence de la contrainte.

(b) : Présence d’une contrainte appliqué [15].

**2.4.5. Essai de plasticité de transformation**

On appelle un essai de plasticité de transformation, un essai de dilatométrie libre dans lequel, une contrainte extérieure constante est appliquée durant la transformation au refroidissement, (**Figure 2.11**). Dans un essai de plasticité de transformation, le chargement mécanique est imposé au cours du refroidissement à 1S environ, juste avant ou pendant la transformation, suivant si la charge est appliquée durant la totalité de la transformation ou seulement durant une partie. Plusieurs niveaux de contrainte sont imposés, ils n’excèdent pas la limite d’élasticité de la phase la plus molle.



**Figure 2.11** : Schématisation essais de dilatométrie libre et de plasticité de transformation de l’acier A533 d’après Desalos [8].

## CHAPITRE 3

### MODELISATION DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

#### 3.1. Introduction

Comme déjà mentionné, le phénomène de plasticité de transformation est géré par deux mécanismes : le mécanisme de **Greenwood et Johnson** et le mécanisme de **Magee**.

On peut trouver dans la littérature plusieurs modèles décrivant ce phénomène.

On va s'intéresser dans notre travail volontairement aux modèles basés sur la première catégorie c'est-à-dire le mécanisme de Greenwood et Johnson.

La raison de ce choix réside dans le fait que lors d'une opération de soudage qui décrit typiquement une **ZAT**, cette dernière qui est le siège du phénomène de plasticité de transformation, les cycles thermiques qui y sont appliqués conduisent à une transformation quasi-totalement bainitique. Lors d'une telle opération, plutôt gouvernée par la diffusion, la plasticité de transformation est plutôt générée par le mécanisme de **Greenwood et Johnson**.

Dans le cas de l'acier 16MND5 sujet de notre simulation (voir plus loin), le constat précédent est tout à fait valable.

Il est à noter toutefois que dans une opération de soudage, des cycles thermiques représentatifs de certaines zones du métal font apparaître une proportion infime de martensite. Cette dernière n'intervient pas pour autant dans la plasticité de transformation qu'au début et dans les 20 % et 30% de nouvelle phase formée. A la fin de la transformation elle représente un apport plutôt insignifiant.

#### 3.2. Structure générale des modèles de plasticité de transformation

Les modèles de plasticité de transformation induite par le mécanisme de **Greenwood et Johnson**, peuvent tous se mettre sous la forme de produit de trois fonctions :

- La fonction  $f_1$  : Qui dépend des caractéristiques relatives des phases mère et fille.
- La fonction  $f_2$  : Qui dépend du taux d'avancement de la transformation.
- La fonction  $f_3$  : Qui dépend des caractéristiques de la contrainte appliquée et de la limite d'élasticité du mélange.

Ainsi, on a la formulation suivante :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = f_1\left(\frac{\Delta V}{V}, \mathbf{s}_y^1\right) \cdot f_2(z, \dot{z}) \cdot f_3(S, \mathbf{s}_y) \quad (3.1)$$

Avec :

$\frac{\Delta V}{V}$  : La variation volumique relative entre les deux phases.

$s_y^1$  : La limite d'élasticité de la phase mère (Austénite).

$z$  : La proportion de la phase formée.

$S$  : Le tenseur déviateur des contraintes dues aux chargements appliqués.

$s_y$  : La limite d'élasticité du mélange.

Dans le cas où le chargement appliqué est constant et induit une petite contrainte uniaxiale, l'expression (3.1) s'intègre pour donner [15] :

$$e^{pt} = g_1\left(\frac{\Delta V}{V}, s_y^1\right) \cdot g_2(z) \cdot g_3(S) \quad (3.2)$$

Avec :

$S$  : La contrainte uniaxiale induite par le chargement appliqué.

Puisque la plasticité de transformation est une déformation induite par la transformation sous charge il en va donc que :

Pour  $z = 0$  : la plasticité de transformation est nulle.

Pour  $z = 1$  : la plasticité de transformation est maximale.

C'est pour cette raison que la fonction  $g_2$  est généralement normalisée, donc on a :

$$g_2(0) = 0 \quad \text{et} \quad g_2(1) = 1$$

### 3.3. Modélisation phénoménologique

#### 3.3.1 Modèle de Greenwood et Johnson

Ce modèle est proposé en vue de prévoir la valeur finale de plasticité de transformation pour une charge appliquée durant la totalité de la transformation.

La structure de ce modèle est similaire à celle de l'équation (3.2) avec  $g_2(1) = 1$ , il en découle que l'expression proposée par Greenwood et Johnson est la suivante [15] :

$$e^{pt} = \frac{5}{6s_y^1} \frac{\Delta V}{V} S \quad (3.3)$$

Dans le cas d'une charge constante appliquée durant la totalité de la transformation on a :

$$\Delta e_{12} \approx \frac{\Delta V}{3V} \quad (3.4)$$

Avec :

$\Delta e_{12}$  : La différence de dilatation thermique à une même température entre deux structures monophasées représentant respectivement la phase mère et la phase fille, elle est fonction de la température ductile d'un essai de dilatométrie libre qui conduit à des transformation de phases.

Il est à noter que l'égalité est stricte en cas d'isotropie parfaite de l'élément considéré (i.e, absence de directions de dilatation privilégiées).

### 3.3.2. Modèle d'Abrassart

Toujours dans le cas uniaxial, Abrassart propose une expression pour décrire la plasticité de transformation.

Qualitativement, le modèle proposé est intéressant dans la mesure où il permet de prévoir la déformation plastique de transformation au cours de la transformation, pas uniquement la valeur finale comme c'est le cas pour le modèle précédent.

La formulation de ce modèle est comme suit [17]:

$$e^{pl} = \frac{3\Delta e_{12}}{4s_y^1} (3z - 2z^{\frac{3}{2}})s \quad (3.5)$$

$s$  : La contrainte induite par la charge appliquée.

$s_y^1$  : La limite d'élasticité de la phase la plus molle.

$\Delta e_{12} \approx \frac{\Delta V}{3V}$  : La différence de dilatation thermique à une même température entre deux structures monophasées représentant respectivement la phase mère et la phase fille.

$z$  : La proportion de la nouvelle phase formée.

A partir de l'expression (3.5), on peut identifier par rapport à l'expression (3.2) :

$$g_1 = \frac{3\Delta e_{12}}{4s_y^1} \quad (3.6)$$

$$g_2 = 3z - 2z^{\frac{3}{2}} \quad (3.7)$$

$$g_3 = s \quad (3.8)$$

### 3.3.3. Modèle de Desalos, Leblond et Giusti

Desalos, Leblond et Giusti contribuent à l'élaboration d'une formulation qui permet de déterminer la vitesse de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée et du taux de phase nouvellement formée.

Desalos propose une nouvelle expression [8] :

$$e^{pt} = 10^{-4} z(2-z)s \quad (3.9)$$

En considérant la structure générale (3.2), on peut identifier :

$$g_1 = 10^{-4} \quad (3.10)$$

$$g_2 = z(2-z) \quad (3.12)$$

$$g_3 = s \quad (3.13)$$

La relation (3.9), résulte de l'analyse des résultats d'essais de dilatométrie sous force de compression imposée durant les transformations au refroidissement. Les transformations bainitiques sous conditions anisothermes et isothermes, ainsi que les transformations martensitiques anisothermes sont considérées pour un acier A533 proche de 18MND5.

Leblond généralise l'application, il propose une formulation applicable à tous les cas de charge.

Sa démarche est basée sur les arguments suivants :

- Ø dans le cas général la relation doit être incrémentale (comme toujours en plasticité) ce qui donne  $\dot{e}^{pt}$  à la place de  $e^{pt}$ .
- Ø La plasticité de transformation n'intervient que si la transformation avance d'où la nécessité d'exprimer  $\dot{e}^{pt}$  en fonction de  $\dot{z}$ .
- Ø La norme de  $\dot{e}^{pt}$  doit être proportionnelle à la contrainte appliquée au moins pour des petites contraintes comme les résultats expérimentaux uniaxiaux le montrent.
- Ø Comme en plasticité classique, la plasticité de transformation ne doit pas induire de changement de volume, ce qui implique que  $\dot{e}^{pt}$  doit être relative uniquement au tenseur déviateur de contraintes.

Ce qui permet d'écrire :

$$\dot{e}^{pt} = k \cdot 2 \cdot (1 - z) \cdot z \cdot \frac{3}{2} \cdot S \quad (3.14)$$

Avec :

$\dot{e}^{pt}$  : Taux de plasticité de transformation.

$k$  : Paramètre de plasticité de transformation homogène à l'inverse d'une contrainte qui est égal à  $10^{-4} MPa^{-1}$  (d'après Desalos).

$z$  : Taux de phase formée.

A partir de l'équation (3.2), on peut identifier :

$$g_1 = k = cte \quad (3.15)$$

$$g_2 = 2(1 - z) \dot{z} \quad (3.16)$$

$$g_3 = \frac{3}{2} S \quad (3.17)$$

### 3.4. Modélisation micromécanique

#### 3.4.1. Modèle de Leblond et al

##### 3.4.1.1. Introduction

Leblond considère un élément de volume macroscopique contenant deux phases. Le point de départ est la décomposition de toute la déformation locale pour chaque phase, en des déformations élastique, thermo-métallurgique et plastique [15] :

$$e^t = e^e + e^{thm} + e^p \quad (3.18)$$

En fait,  $e^{thm}$  et  $e^p$  sont respectivement les parties isotrope et déviateur de la contrainte non-élastique ( $e^t - e^e$ ), qui inclut généralement la dilatation thermique, la déformation plastique et la déformation de transformation c'est-à-dire la déformation de transformation est incluse dans  $e^{thm}$  pour sa partie isotrope et dans  $e^p$  pour sa partie déviateur de contrainte. Il découle de l'homogénéité élastique supposée que la déformation élastique macroscopique est la moyenne de la déformation élastique microscopique.

La même chose pour les parties isotrope et déviateur de contrainte de la déformation non-élastique :

$$E^{thm} = \langle e^{thm} \rangle_v \quad (3.19)$$

Et

$$E^p = \langle e^p \rangle_v \quad (3.20)$$

La déformation élastique macroscopique  $E^e$  sera obtenue à partir de la contrainte macroscopique  $\Sigma$  par la loi homogène de l'élasticité.

La partie thermo-métallurgique  $E^{thm}$  peut être tirée expérimentalement (pour un matériau isotrope), en faisant varier la température sans l'application d'une contrainte mécanique (essai de dilatométrie libre,  $\Sigma = 0$ ). Comme mentionné ci-dessus, la déformation plastique macroscopique doit inclure, en plus du terme plastique classique, la contribution de la déformation de transformation déviatorique. Le taux de déformation plastique doit donc prendre en considération l'ampleur de la variation géométrique de chaque phase, ce qui mène à l'expression suivante :

$$\dot{E}^p = (1-z) \langle \dot{e}_1^p \rangle_{v1} + z \langle \dot{e}_2^p \rangle_{v2} + \dot{z} \langle \Delta e^{p_{1 \rightarrow 2}} \rangle_F \quad (3.21)$$

Où :

$z$  : La fraction volumique de la phase nouvellement formée.

$\dot{e}_i^p$  : Le tenseur du taux de déformation plastique microscopique de la phase  $i$ .

$\langle \Delta e^{p_{1 \rightarrow 2}} \rangle_F$  : Elle exprime la moyenne sur le front de transformation de la partie déviatorique de la déformation de transformation.

Le dernier terme de l'équation (3.21) qui représente la moyenne de déformation de transformation déviatorique, disparaît en admettant qu'il n'y ait pas d'orientation privilégiée, le cas échéant le mécanisme de **Greenwood et Johnson** par contre dans le mécanisme de **Magee**, il est le terme dominant. Il convient de noter que ce terme disparaît pendant la réausténisation de sorte que la déformation résultante devrait être récupérable au chauffage, ce qui n'est pas le cas pour les autres termes. Cette remarque exige un procédé expérimental pour valider le rôle des deux mécanismes.

Le second terme de l'équation (3.21) disparaîtra en considérant seulement le comportement élastique de la phase produite également. Ainsi l'équation (3.21), se réduit à :

$$\dot{E}^p = (1-z) \langle \dot{e}_1^p \rangle_{v1} \quad (3.22)$$

Maintenant, l'évolution de  $e_1^p$  relative à la phase parente résultera des variations des conditions de chargement (i.e, la température  $T^\circ$  et la contrainte macroscopique appliquée  $\dot{\Sigma}$ ) et du processus de transformation.

La dépendance de  $\dot{E}^p$  par rapport à  $T^\circ$  et  $\dot{\Sigma}$ , correspond au comportement thermoplastique macroscopique usuel, tandis que la plasticité de transformation se rapporte à l'évolution de  $\dot{E}^{pt}$  à partir de la variation de  $z$  pour une température et une contrainte macroscopique constantes, donc on aura :

$$\dot{E}^p = \dot{E}^{ep} + \dot{E}^{pt} \quad (3.23)$$

Où :

$$\dot{E}^{pt} = (1-z) \left\langle \frac{de_1^p}{dz} s_1 \right\rangle_{v_1} \dot{z} \quad (3.24)$$

$\frac{de_1^p}{dz}$  peut être évalué en variant  $z$  avec une température et une contrainte macroscopique constantes ( $\dot{T} = \dot{\Sigma} = 0$ ).

### 3.4.1.2. Hypothèses

Elles peuvent être classées par rapport à :

#### a) La déformation de plasticité de transformation

Le mécanisme de Magee est supposé insignifiant pour la description de la déformation de plasticité de transformation.

#### b) Le comportement élasto-plastique des phases

**HL2 :** Pour les petits niveaux de contraintes appliquées et modérées, la phase austénitique est entièrement plastique, alors que la phase ferritique reste élastique, autrement dit son taux de déformation plastique reste toujours plus petit que celui de la phase austénitique.

Ces hypothèses sont étendues comme suit :

**HL2a :** Pour la phase austénitique, les déformations élastiques sont très petites par rapport aux déformations plastiques.

**HL2b :** Les forces compressives exercées par la croûte austénitique sur le noyau ferritique ont un effet négligeable sur le volume de ce dernier.

**HL3 :** Les deux phases sont idéalement plastiques et obéissent au critère de Von Mises et à la loi du flux de Prandtl-Reuss.

### c) La transition entre les comportements microscopique et macroscopique dans les phases

**HL1 :** Le tenseur microscopique élastique doit être assimilé au tenseur macroscopique élastique.

**HL4 :** La corrélation entre  $\frac{de_1^p}{dz}$  et  $s_1$  peut être négligée.

**HL5 :** Pour des petites contraintes appliquées, la moyenne de la contrainte déviatorique de la phase (1) est à peu près égale à la moyenne déviatorique.

### d) La géométrie

La géométrie sphérique est supposée pour l'analyse micromécanique

En utilisant le critère de plasticité de Von Mises et en considérant une limite élastique uniforme  $S_y^1$  (Hypothèse **HL1**), la relation (3.24) s'écrira comme suit :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = (1-z) \frac{3}{2} \frac{1}{S_y^1} \left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} s_1 \right\rangle_{v_1} \dot{z} \quad (3.25)$$

Avec :

$S_y^1$  : La limite d'élasticité de la phase la plus molle (phase1).

$s_1$  : Le tenseur déviateur des contraintes microscopiques dans la phase (1).

$e_1^{eq}$  : La déformation équivalente microscopique de la phase (1), d'après Von Mises.

La considération des hypothèses (**HL4**) et (**HL5**) mène à l'expression suivante :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = (1-z) \frac{3}{2} \frac{S}{S_y^1} \left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} \dot{z} \quad (3.26)$$

Pour raison de commodité, on met  $e^{pt}$  à la place de  $\mathbf{E}^{pt}$ .

### 3.4.1.3. Modèle micromécanique

Afin d'évaluer la moyenne  $\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1}$  de la relation (3.26) Leblond et al utilisent le modèle micromécanique d'une sphère dure de rayon  $R_2$  de la phase produite qui croît à l'intérieur d'une sphère plus molle de rayon  $R_1$  de la phase parente sans chargement extérieur, (Figure 3.1).

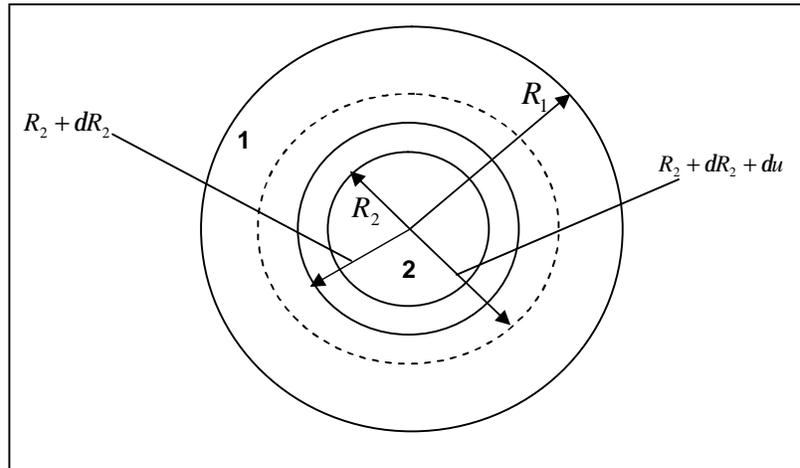


Figure 3.1 : La géométrie considérée par Leblond pour l'évaluation de  $\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1}$  [16].

Pour l'évaluation du rapport  $\frac{de_1^{eq}}{dz}$  on tiendra compte des hypothèses (HL2a) et (HL2b) [16].

Un incrément de transformation  $dz$  est simulé par une variation volumique de la sphère (2) :

$$dz = \frac{3R_2^2 dR_2}{R_1^3} \quad (3.27)$$

L'austénite est supposée élastique quelque soit la proportion de la nouvelle phase formée. Les composantes de la déformation plastique sont déterminées à partir de l'évaluation de la variation du déplacement  $du$  due à l'incrément de transformation  $dz$ .

$du$  est évalué à partir d'un raisonnement phénoménologique comme suit :

Vue la différence de compacité entre les phases, les points localisés à  $(R_2 + dR_2)$  vont se trouver à  $(R_2 + dR_2 + du)$ , ce qui donne le nouveau volume transformé  $(4pR_2^2(dR_2 + du))$  qui doit vérifier l'égalité :

$$4pR_2^2(dR_2 + du) = 4pR_2^2 dR_2 \left(1 + \frac{\Delta V}{V}\right) \quad (3.28)$$

Ce qui donne :

$$du = dR_2 \frac{\Delta V}{V} = 3\Delta e_{12} dR_2 \quad (3.29)$$

La déformation  $\Delta e_{12}$  apparaît donc sous la forme d'un déplacement imposé dans la frontière  $(R_2 + dR_2)$  de la coque austénitique.

$\frac{\Delta V}{V}$  : C'est la fraction volumique relative entre les deux phases.

En négligeant les déformations élastiques de l'austénite, on peut écrire :

$$trde = trde^p = 0 \Rightarrow \frac{d}{dc} \left[ du(c) + 2 \frac{du(c)}{c} \right] = 0 \quad (3.30)$$

Ce qui signifie que  $du$  est de la forme :

$$du = \frac{c}{x^2} \quad (3.31)$$

$c$  : Constante.

En considérant la relation (3.29) on peut écrire lorsque  $(c = R_2 + dR_2)$  :

$$du = \frac{c}{c^2} = \frac{3\Delta e_{12}(R_2 + dR_2)^2}{c^2} \approx \frac{3\Delta e_{12}R_2^2 dR_2}{c^2} \quad (3.32)$$

Cette relation décrit la condition de micro-compressibilité de la phase austénitique découlant de l'hypothèse (HL2a).

D'autre part on a:

$$e^{eq}(x) = \left[ \frac{2}{3} e_{ij} e_{ij} \right]^{\frac{1}{2}} = 2 \frac{du(c)}{c} = \frac{6\Delta e_{12}R_2 dR_2}{c^3} \quad (3.33)$$

En devisant l'expression (3.33) par  $dz$  de l'expression (3.27) on aura :

$$\frac{de^{eq}(c)}{dz} = \frac{2\Delta e_{12}R_1^3}{c^3} dc \quad (3.34)$$

En concluant la moyenne sur le volume  $v_1$  de la phase austénitique, on aboutit à l'expression :

$$\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} = \frac{1}{V_1} \int_{R_2}^{R_1} 2\Delta e_{12} \frac{R_1^3}{c^3} 4pc^2 dc \quad (3.35)$$

Ce qui donne :

$$\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} = -2\Delta e_{12} \frac{4pR_1^3}{\frac{4}{3}p(R_1^3 - R_2^3)} \ln(c) \Bigg]_{R_2}^{R_1}$$

Enfin, on aura :

$$\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} = -\frac{2\Delta e_{12}}{(1-z)} \ln(z) \quad (3.36)$$

Il est à noter que ce modèle est basée essentiellement sur l'hypothèse que la déformation plastique dans la phase austénitique due à la croissance de la contrainte interne imposée par l'expansion de la phase fille, et qu'elle n'est pas affectée par la contrainte externe appliquée. Ceci est entièrement conforme à l'hypothèse de Leblond (**HL4**), et peut rester vrai pour les petites valeurs de cette contrainte.

#### 3.4.1.4. La formulation du modèle de Leblond et al

Etant donné  $\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1}$  de l'expression (3.36), et en la remplaçant dans l'expression

(3.26), on en déduit le taux de plasticité de transformation :

$$\dot{e}^{pt} = -\frac{2\Delta e_{12}}{s_y^1} \ln(z) z \frac{3}{2} S \quad (3.37)$$

Comparant les prévisions de ce modèle avec les résultats expérimentaux donnés par Desalos [8], Leblond et al ont conclu qu'au début de la transformation, l'expression (3.37) surestime le taux de plasticité de transformation. Pour tenir compte cette anomalie et éviter la singularité à  $z = 0$ , ils proposent de remplacer (3.37) par l'expression suivante :

$$\dot{\mathcal{E}}^{pt} = \begin{cases} 0 & \text{Si } z \leq 0.03 \\ -\frac{2\Delta e_{12}}{s_y^1} \ln(z) z \frac{3}{2} S & \text{Si } z > 0.03 \end{cases} \quad (3.38)$$

Pour des petits niveaux de contraintes appliquées, le seuil 0.03 est choisi de façon à avoir une bonne description des simulations micromécaniques numériques faites par Leblond.

Cette formulation est valable pour des petits niveaux de contraintes. En effet Leblond et al ont proposé plus tard une formulation plus large :

$$\dot{\mathbf{e}}^{pt} = \begin{cases} 0 & \text{Si } z \leq 0.03 \\ -\frac{2\Delta\mathbf{e}_{12}}{s_y^1} \ln(z) z \frac{3}{2} h\left(\frac{s^{eq}}{s_y}\right) S & \text{Si } z > 0.03 \end{cases} \quad (3.39)$$

Pour  $\frac{s^{eq}}{s_y} \leq 0.5$  :

$$h\left(\frac{s^{eq}}{s_y}\right) = 1 \quad (3.40)$$

Cette valeur nous permet de retrouver la formulation originale précédente.

Pour  $\frac{s^{eq}}{s_y} > 0.5$  :

$$h\left(\frac{s^{eq}}{s_y}\right) = 1 + 3.5\left(\frac{s^{eq}}{s_y} - \frac{1}{2}\right) \quad (3.41)$$

### 3.4.2. Modèle de Taleb et Sidoroff

#### 3.4.2.1. Introduction

Taleb et Sidoroff ont entrepris une réévaluation du modèle de Leblond et al en proposant une version améliorée [16] de ce dernier.

Pour ce faire, ils procèdent comme suit :

- Ø Ils ne font aucune hypothèse sur l'action de la phase mère sur la phase fille.
- Ø Ils ne négligent pas les déformations élastiques devant les déformations plastiques dans l'austénite.
- Ø Ils ne supposent pas que toute l'austénite plastifie quelque soit la proportion de la phase nouvellement formée  $z$ .

A partir de ça ils admettent comme point de départ l'expression (3.26):

$$\dot{\mathbf{e}}^{pt} = (1-z) \frac{3}{2} \frac{S}{s_y^1} \left\langle \frac{d\mathbf{e}^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} \dot{z}$$

Comme pour Leblond et al, les auteurs considèrent un élément de volume biphasé composé d'une phase parente austénitique (matrice) et d'une phase produite bainitique (inclusion), (**Figure 3.2**).

Pour tenir compte de la différence de compacité entre les deux phases, la bainite est supposée préformée de  $\Delta e_{12} > 0$ .

Les auteurs ont adopté les hypothèses suivantes :

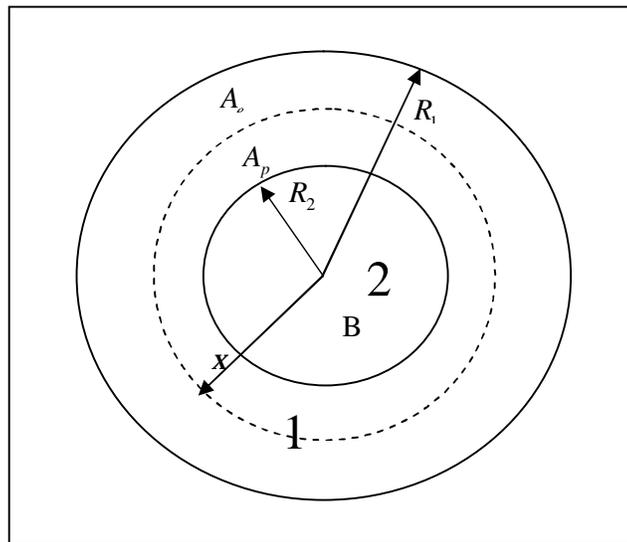
**HT1** : La géométrie des deux phases reste sphérique à tout instant, ce qui exprime le fait de la prise en compte seulement du mécanisme de Greenwood et Johnson.

**HT2** : Aucun chargement extérieur n'est appliqué.

**HT3** : Le comportement de la bainite est élasto-plastique et obéit au critère de Von Mises.

**HT4** : Le comportement de l'austénite est élasto-parfaitement plastique avec une limite d'élasticité  $s_y^1$ .

Les deux premières hypothèses (i.e, **HT1** et **HT2**) permettent de traiter le problème en symétrie sphérique.



**Figure 3.2** : Représentation schématique de l'élément de volume biphasé considéré pour la résolution du problème [16].

$A_p$  : La partie plastique de l'austénite.

$A_e$  : La partie élastique de l'austénite.

$B$  : Le noyau bainitique de rayon  $R_2$ .

La phase produite est considérée comme un noyau de rayon  $r$  ( $0 < r \leq R_2 = z^{\frac{1}{3}} \cdot R_1$ ), qui croît à l'intérieur de la phase mère ( $R_2 \leq r \leq R_1$ ), avec une contrainte radiale qui s'annule à la limite de la frontière ( $r = R_1$ ).

Le processus de chargement au fait, résulte de l'expansion  $\Delta e_{12}$  relative à la transformation.

La phase parente se compose d'une région élastique externe  $Ae$  autour d'une région plastique interne  $Ap$ .

La frontière élastique-plastique est à  $r = x$  ( $R_2 \leq x \leq R_1$ ).

Après la schématisation du problème, il s'agit maintenant d'évaluer l'incrément de déformation plastique  $de_1^{eq}$  de l'austénite pour une fraction volumique de bainite donnée

$$(z = \frac{R_2^3}{R_1^3}).$$

La connaissance de  $de_1^{eq}$  permet d'évaluer  $\frac{de_1^{eq}}{dz}$  puis de calculer sa moyenne sur le volume plastique de la phase mère.

### 3.4.2.2. Mise en équation du problème

Pour raison de la géométrie sphérique adoptée, les auteurs utilisent les coordonnées sphériques ( $r, q$  et  $j$ ) dans tout ce qui va suivre [17].

- Le déplacement est purement radial :

$$u_r = u(r) \tag{3.42}$$

$$u_q = u_j = 0 \tag{3.43}$$

Ce qui nous permet d'écrire :

$$u = \begin{pmatrix} u \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \Rightarrow e = \begin{pmatrix} u' & 0 & 0 \\ 0 & u/r & 0 \\ 0 & 0 & u/r \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} e_r & 0 & 0 \\ 0 & e_q & 0 \\ 0 & 0 & e_j \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} e_r & 0 & 0 \\ 0 & e_q & 0 \\ 0 & 0 & e_q \end{pmatrix} \tag{3.44}$$

$e_r$  et  $e_q$  sont respectivement les composantes radiale et circonférentielle du tenseur de déformation.

- Le tenseur de contraintes sphérique sera décomposé en ses parties sphérique  $p(r)$  et déviatorique  $t(r)$  :

$$s = \begin{pmatrix} s_r & 0 & 0 \\ 0 & s_q & 0 \\ 0 & 0 & s_j \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} s_r & 0 & 0 \\ 0 & s_q & 0 \\ 0 & 0 & s_q \end{pmatrix} \quad (3.45)$$

Après décomposition, on aura :

$$s = p(r) \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} + t(r) \begin{pmatrix} -2 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (3.46)$$

$s_r$  et  $s_q$  sont respectivement les composantes radiale et circonférentielle du tenseur de contrainte.

Des expressions (3.45) et (3.46), on aura :

$$s_r = p - 2t \quad (3.47)$$

$$s_q = p + t \quad (3.48)$$

L'équation d'équilibre en symétrie sphérique s'écrit :

$$\frac{\partial s_r}{\partial r} + 2 \frac{s_r - s_q}{r} + f_r = 0 \quad (3.49)$$

En négligeant les forces volumiques ( $f_r = 0$ ), on peut écrire :

$$2t'(r) + 6 \frac{t(r)}{r} - p'(r) = 0 \quad (3.50)$$

Les tenseurs de déformation et de contrainte sont reliés par l'équation élastique-plastique qui est basée sur la décomposition de la déformation :

$$e = e^e + e^{thm} + e^p \quad (3.51)$$

La déformation élastique est donnée par la loi de Hooke :

$$\begin{cases} e_r^e = \frac{p}{3K} - \frac{t}{m} \\ e_q^e = \frac{p}{3K} + \frac{t}{2m} \end{cases} \quad (3.52)$$

$K$  et  $m$  sont des constants élastiques.

En utilisant la plasticité de Von Mises, on a:

$$de_1^{eq} = 2de_q^p \quad (3.53)$$

Les déformations thermo-métallurgiques dans les deux phases sont reliées par :

$$e_2^{thm} = e_1^{thm} + \Delta e_{12} \quad (3.54)$$

$\Delta e_{12}$  : La déformation de transformation qui dépend de la température, et par conséquent de  $z$ . Pour des raisons de commodité, elle sera négligée dans la suite de l'analyse.

En prenant la contrainte dans la phase parente comme référence cela conduit à :

$$\begin{cases} e_1^{thm} = 0 \\ e_2^{thm} = \Delta e_{12} \end{cases} \quad (3.55)$$

### 3.4.2.3. La solution élastique

La première étape de l'analyse est la solution élastique ( $\varepsilon^p=0$ ) :

$$\begin{cases} e_1 = e_1^e \\ e_2 = e_2^e + \Delta e_{12} \end{cases} \quad (3.56)$$

L'équation d'équilibre (3.50) combinée avec la loi de Hooke qui dans notre cas résulte de l'équation de Navier :

$$div \mathbf{v} = tr(e) = u' + 2\frac{u}{r} = c \quad (3.57)$$

$C$  : Une constante.

La solution correspondante étant :

$$u(r) = a_i r + \frac{b_i}{r^2} \quad (3.58)$$

$a_i, b_i$  sont des constantes.

Dans la phase produite ( $0 \leq r < R_2, i=2$ ), et afin d'éviter la singularité à l'origine, la constante  $b_2$  doit disparaître d'où :

$$\begin{cases} u = a_2 \cdot r \\ t_2 = 0 \\ \text{et} \\ p_2 = 3.K(a_2 - \Delta e_{12}) \end{cases} \quad (3.59)$$

La phase produite est sous une contrainte hydrostatique, donc elle reste élastique quelque soit la limite élastique  $s_y^2$ .

Par contre, dans la phase parente,  $b_1$  est présente ce qui donne :

$$\begin{cases} u = a_1 r + \frac{b_1}{r^2} \\ t_1 = \frac{2mb_1}{r^3} \\ \text{et} \\ p_1 = 3K a_1 \end{cases} \quad (3.60)$$

Les trois constantes  $a_1, a_2$  et  $b_1$ , sont déterminées à partir de condition au limite  $s_r(R_1) = 0$  et la condition de continuité de  $u$  et  $s_r$  à la frontière ( $r = R_2$ ) [13], la solution est :

$$\left( Z = \left( \frac{R_2}{R_1} \right)^3 \right)$$

$$\begin{cases} a_1 = z \Delta e_{12} R_1^3 \frac{3K}{4m+3K} \\ b_1 = z \Delta e_{12} R_1^3 \frac{3K}{4m+3K} \\ a_2 = \Delta e_{12} \frac{4mz+3K}{4m+3K} \\ \text{et} \\ t_1 = \frac{6Km}{4m+3K} \frac{R_1^3}{r^3} \Delta e_{12} \end{cases} \quad (3.61)$$

La valeur maximale de  $\tau$  est atteinte à l'interface des phases.

Cette solution élastique sera valide si cette valeur est inférieure à  $\frac{s_y^1}{3}$ , soit :

$$a = \frac{9km}{4m+3K} \frac{2\Delta e_{12}}{s_y^1} < 1 \quad (3.62)$$

Cette condition dépend seulement des caractéristiques du matériau.

Deux cas se présentent par rapport à la valeur de  $a$  :

- Si  $a < 1$  : La plasticité de transformation n'a pas lieu.
- Si  $a > 1$  : La plasticité de transformation a lieu au niveau de la phase parente interne à partir du début de la transformation qui résulte de la situation géométrique décrite dans la figure 3.2, avec :
  - Sa partie plastique pour  $R_2 < r < x$ .
  - Sa partie élastique pour  $x < r < R_1$  si  $x < R_1$ .

#### 3.4.2.4. La solution élasto-plastique

Les équations (3.59) et (3.60) demeurent valides respectivement dans la phase produite ( $0 < r < R_2$ ) et dans la partie élastique supposée de la phase parente ( $R_2 < r < x$ ).

Maintenant, l'équation d'équilibre est complétée par la condition à la limite  $\left( t_1 = \frac{S_y^1}{3} \right)$ , et

qui est intégrée pour donner  $p_1$  :

$$p_1 = 2S_y^1 \ln\left(\frac{r}{g}\right) \quad (3.63)$$

Le déplacement  $u$  et selon la loi de Hooke,  $\left( u' + 2\frac{u}{r} = tr(e) = \frac{p}{K} \right)$

$$u_1 = \frac{2S_y^1}{3K} \left[ r \ln\left(\frac{r}{g}\right) - \frac{r}{3} \right] + \frac{h}{r^2} \quad (3.64)$$

Maintenant la solution complète dépend des 5 constantes :  $a_2$  pour la phase produite,  $(a_1, b_1)$  pour la partie élastique externe de la phase parente et  $(g, h)$  pour la partie plastique interne de la phase parente et aussi dans la frontière plastique  $x$ .

Les constantes sont déterminées des conditions aux limites :

- (a) : Pas de force extérieure.
- (b), (c) : La continuité de  $s_r$  et  $u$  à  $r=R_2$ .
- (d), (e) : La continuité de  $s_r$  et  $u$  à  $r=\xi$ .
- (f) : La continuité de  $\tau(r)$  à  $r=\xi$ .

(f) n'est pas une condition à la limite, elle exprime le fait que la limite d'élasticité est atteinte dans la zone élastique à la frontière élasto-plastique.

- La condition (a) substituée dans (3.60) mène à :

$$a_1 = \frac{4m b_1}{3K R_1^3} \quad (3.65)$$

- Les conditions (b) et (c) ensemble avec (3.59), (3.63) donnent :

$$\begin{cases} \ln g = \ln R_2 - \frac{1}{3} - \frac{3}{2} \frac{K}{S_y^1} (a_2 - \Delta e_{12}) \\ h = R_2^3 \Delta e_{12} \end{cases} \quad (3.66)$$

- La condition (f) remplacée dans (3.60) et (3.63) donne :

$$b_1 = \frac{S_y^1}{6m} x^3 \quad (3.67)$$

- Les conditions (d) et (e) donnent respectivement :

$$x = \left( 3 \frac{\Delta e_{12}}{S_y^1} \frac{6Km}{4m+3K} \right)^{\frac{1}{2}} R_2 \quad (3.68)$$

$$a_2 = \frac{2S_y^1 x^3}{9K R_1^3} - \frac{2S_y^1}{3K} \ln \left( \frac{x}{R_2} \right) - \Delta e_{12} \frac{R_2^3}{x^3} + \frac{S_y^1}{6m} + \Delta e_{12} \quad (3.69)$$

Finalement la solution complète [16] est donnée par les équations (3.63) et (3.64) avec :

$$\begin{cases} a_1 = \frac{4m}{4m+3K} \Delta e_{12} \frac{R_2^3}{R_1^3} \\ a_2 = \frac{4m}{4m+3K} \Delta e_{12} \frac{R_2^3}{R_1^3} - \frac{2S_y^1}{9K} \ln \left( \frac{18Km}{4m+3K} \frac{\Delta e_{12}}{S_y^1} \right) - \frac{4m+3K}{18Km} S_y^1 + \frac{S_y^1}{64} + \Delta e_{12} \\ b_1 = \frac{3Km}{4m+3K} \Delta e_{12} R_2^3 \\ x = \left( 2 \frac{\Delta e_{12}}{S_y^1} \frac{9Km}{4m+3K} \right)^{\frac{1}{3}} R_2 \\ h = R_2^3 \Delta e_{12} \\ \ln g = \ln R_2 - \frac{1}{3} - \frac{2}{3} \frac{K}{S_y^1} (a_2 - \Delta e_{12}) \end{cases} \quad (3.70)$$

### 3.4.2.5. La solution plastique

Pour  $Z > Z_1$  (La phase parente est complètement plastique), la solution est :

- Pour  $(0 < r < R_2)$ , l'équation (3.59) demeure valide avec une constante  $a_2$ .
- Pour  $(R_2 < r < R_1)$ , les équations (3.44), (3.52) et (3.50), (3.53) mènent respectivement à :

$$\begin{cases} u' + 2\frac{u}{r} = \frac{p_1}{K} \\ p_1 = 2s_y^1 \ln \frac{r}{g} \\ t_1 = \frac{s_y^1}{3} \end{cases} \quad (3.71)$$

Donc et par intégration, on a :

$$u_1(r) = \frac{2s_y^1}{3K} \left[ r \ln \left( \frac{r}{g} \right) - \frac{r}{3} \right] + \frac{h}{r^2} \quad (3.72)$$

Avec les constantes  $g$  et  $h$ .

Donc la solution complète génère 3 constantes  $a_2$ ,  $g$  et  $h$ , qui sont déterminées par les conditions aux limites :

- Pas de force extérieure appliquée, l'équation (3.71) donne :

$$g = R_1 e^{\frac{1}{3}} \quad (3.73)$$

- La continuité de  $s_r$  à  $r = R_2$ , les équations (3.59), (3.71) et (3.73) mènent à :

$$a_2 = \Delta e_{12} + \frac{2s_y^1}{3K} \ln \frac{R_2}{R_1} \quad (3.74)$$

La continuité de  $u$  à  $r = R_2$ , des équations (3.59), (3.72), (3.73) et (3.74), on a :

$$h = R_2^3 \Delta e_{12} \quad (3.75)$$

Une solution complète du problème élasto-plastique est ainsi obtenue.

### 3.4.2.6. Evaluation de la plasticité de transformation

On peut maintenant évaluer la plasticité de transformation à partir de l'équation (3.26). Il est à noter toutefois que lorsqu'on dérive l'équation (3.22) de l'équation (3.21), la contribution plastique due à la nouvelle phase formée disparaît à cause de l'état de contrainte hydrostatique de la phase produite ( $0 < r \leq R_2$ ) (cf. 3.59), ce qui induit une déformation purement élastique.

#### 3.4.2.6.1. Le cas plastique

Selon l'équation (3.53) et sachant que dans la phase parente  $t > 0$  [16] :

$$de_1^{eq} = 2de_q^p$$

La déformation plastique  $e_q^p$  est obtenue comme étant la différence entre la déformation totale  $e$  et la déformation élastique  $e_q^{el}$ .

À noter que dans la phase parente  $e^{thm} = 0$ , (cf. 3.55).

$e_q$  est donnée par l'équation (3.44):

$$e_q = \frac{u_1}{r} \quad (3.76)$$

Où,  $u_1$  est obtenue à partir des équations (3.72), (3.73) et (3.75) :

$$u_1 = \frac{2s_y^1}{3K} \left[ r \ln \left( \frac{r}{R_1} \right) \right] + \Delta e_{12} \frac{R_2^3}{r^2} \quad (3.77)$$

Alors :

$$e_q = \frac{2s_y^1}{3K} \left[ \ln \left( \frac{r}{R_1} \right) \right] + \Delta e_{12} \frac{R_2^3}{r^3} \quad (3.78)$$

La déformation élastique résulte de la loi de Hooke (cf. 3.52), où  $p_1$  et  $t_1$  sont déduites de (3.71) et (3.73):

$$\begin{cases} p_1 = 2s_y^1 \ln \left( \frac{r}{R_1} \right) + \frac{2}{3} s_y^1 \\ t_1 = \frac{s_y^1}{3} \end{cases} \quad (3.79)$$

Alors :

$$e_q^{el} = \frac{2s_y^1}{3K} \ln \left( \frac{r}{R_1} \right) + \frac{2}{9} \frac{s_y^1}{K} + \frac{s_y^1}{6m} \quad (3.80)$$

La composante  $e_q^p$  est donnée par :

$$e_q^p = \Delta e_{12} \frac{R_2^3}{r^3} - \frac{2}{9} \frac{s_y^1}{K} - \frac{s_y^1}{6m} \quad (3.81)$$

Et

$$\frac{de_q^p}{dz} = \Delta e_{12} \frac{R_1^3}{r^3} \quad (3.82)$$

Alors :

$$\frac{de_1^{eq}}{dz} = 2\Delta e_{12} \frac{R_1^3}{r^3} \quad (3.83)$$

Et

$$\begin{aligned} \left\langle \frac{d\mathbf{e}_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} &= \frac{1}{v_1} \int_{R_2}^{R_1} 2\Delta\mathbf{e}_{12} \frac{R_1^3}{r^3} 4pr^2 dr \\ \left\langle \frac{d\mathbf{e}_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} &= 2\Delta\mathbf{e}_{12} \frac{4pR_1^3}{\frac{4}{3}p(R_1^3 - R_2^3)} \ln(r) \Big|_{R_2}^{R_1} \\ \left\langle \frac{d\mathbf{e}_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} &= -\frac{2\Delta\mathbf{e}_{12}}{1-z} \ln(z) \end{aligned} \quad (3.84)$$

Enfin et après substitution de (3.84) dans (3.26), on aura :

$$\mathbf{e}^p = -\frac{2\Delta\mathbf{e}_{12}}{S_y^1} \ln(z) \frac{S^3}{2} \quad (3.85)$$

Cette dernière relation coïncide avec celle de Leblond et al (cf. 3.37). Il en découle alors que le fait de prendre en considération les déformations élastiques dans les deux phases ne change en rien la formulation finale.

Ce ne serait autant vrai si l'élasticité était prise en compte par rapport une seule phase.

### 3.4.2.6.2. Le cas élasto-plastique

Lorsque  $z < z_1$ , et comme déjà vu dans la solution élasto-plastique, la phase parente n'est pas entièrement plastique. En combinant les équations (3.63) et (3.70) avec les équations (3.44), (3.52) et (3.53) et comme pour le cas plastique, on aura :

$$\mathbf{e}_q^p = \Delta\mathbf{e}_{12} \frac{R_2^3}{r^3} - \frac{2S_y^1}{9K} - \frac{S_y^1}{6m} \quad (3.86)$$

Qui est la même expression (3.81) obtenue dans le cas plastique, alors :

$$\frac{d\mathbf{e}_1^{eq}}{dz} = 2\Delta\mathbf{e}_{12} \frac{R_1^3}{r^3} \quad (3.87)$$

et

$$\left\langle \frac{d\mathbf{e}_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} = \frac{1}{V_1} \int_{R_2}^{\frac{1}{a^3}R_2} 2\Delta\mathbf{e}_{12} \frac{R_1^3}{r^3} 4pr^2 dr \quad (3.88)$$

$$\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} = 2\Delta e_{12} \frac{4pR_1^3}{4} \frac{\ln(r)}{3p(R_1^3 - R_2^3)} \Big]_{R_2}^{a^{\frac{1}{3}}R_2}$$

$$\left\langle \frac{de_1^{eq}}{dz} \right\rangle_{v_1} = -\frac{2\Delta e_{12}}{1-z} \ln(1/a) \quad (3.89)$$

En considérant l'équation (3.26), on aura :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = -\frac{2\Delta e_{12}}{s_y^1} \ln(z_1) z \frac{3}{2} S \quad (3.90)$$

De ce fait, on peut formuler le nouveau modèle comme suit :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = \begin{cases} -\frac{2\Delta e_{12}}{s_y^1} \ln(z_1) z \frac{3}{2} S & si \quad z \leq z_1 \\ -\frac{2\Delta e_{12}}{s_y^1} \ln(z) z \frac{3}{2} S & si \quad z > z_1 \end{cases} \quad (3.91)$$

Avec :

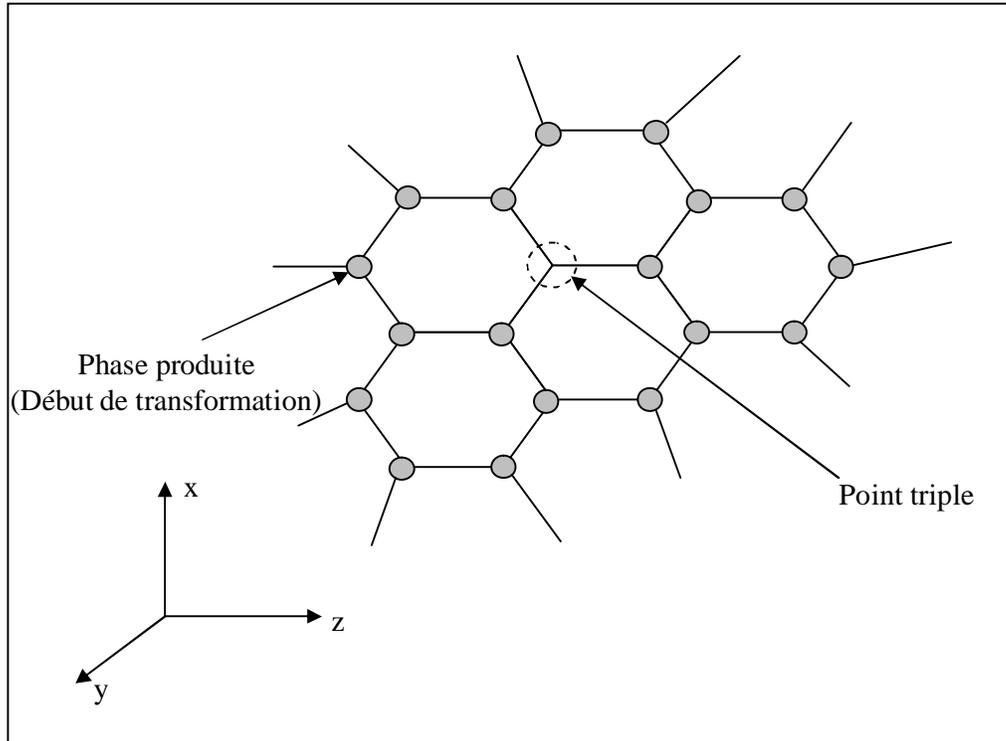
$$z_1 = \frac{s_y^1}{2\Delta e_{12}} \frac{4m+3K}{9Km} \quad (3.92)$$

### 3.4.3. Modèle de Fischer

Une approche analytique et micromécanique est utilisée par Fischer [18] pour la modélisation de la plasticité de transformation dans le cas des transformations par diffusion ainsi que pour les transformations martensitiques. Cette approche est fondée sur le principe que la plasticité de transformation résulte non seulement du mécanisme de Greenwood et Johnson, mais aussi celui de Magee.

Pour les transformations par diffusion, Fisher [18] décompose l'évolution de la plasticité de transformation en deux étapes. Dans un premier temps, il suppose que l'évolution est assurée par l'apparition de la nouvelle phase comme des sphères de rayons (R) développés aux points triples de grains austénitiques. Le modèle admet que plusieurs sphères croissent en même temps tout en ayant la même taille, (**Figure 3.3**).

Fisher suppose une distance moyenne constante ( $D'$ ) entre les noyaux des zones transformées. Une zone transformée est représentée par une sphère de rayon  $R$ , formée à l'intérieur d'une autre sphère de rayon extérieur ( $R' = D'/2$ ). Cette dernière est une sphère env-



**Figure 3.3** : Modélisation mésoscopique de l'évolution de la transformation de phase par diffusion, [18].

-enveloppe qui est remplie par la phase parente. L'étude analytique est basée sur des microrégions. Une microrégion est représentée par une partie de la coquille d'une sphère de rayon ( $r$ ). ( $r$ ) varie entre le rayon de la sphère représentant la phase nouvellement formée ( $R$ ) et le rayon externe de la sphère enveloppe ( $R'$ ),  $R \leq r \leq R'$ , (**Figure 3.6**).

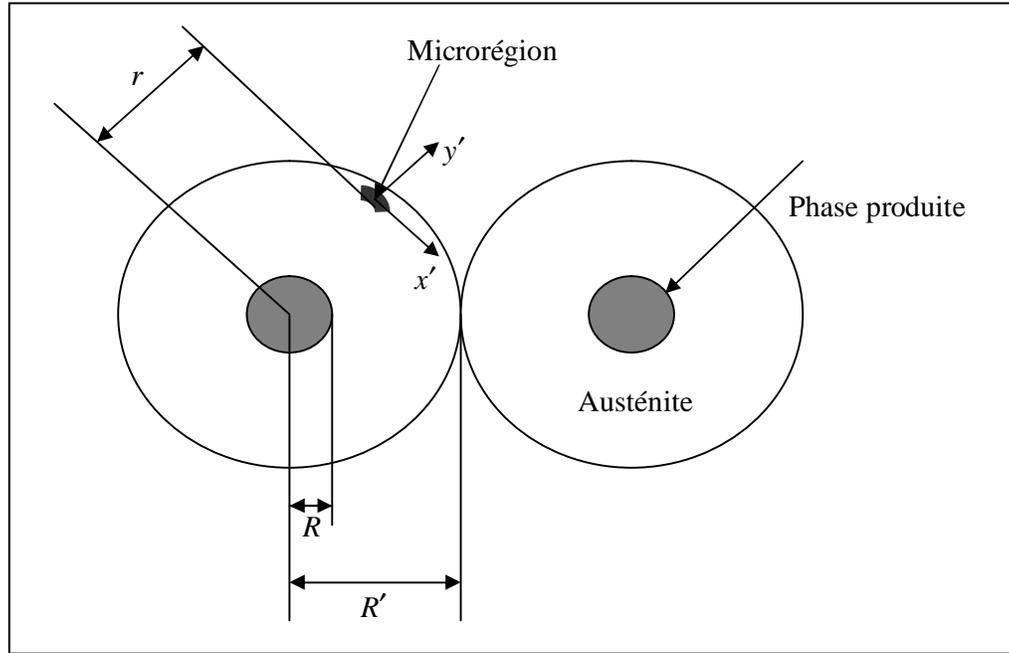
A cette phase de transformation, la fraction de la nouvelle phase formée est donnée par:

$$z = a \cdot \left( \frac{R}{R'} \right)^3 \quad 0 \leq R \leq R' \quad (3.93)$$

$R$  : Rayon de la phase produite.

$R'$  : Rayon externe de la phase austénitique.

$a$  : Facteur de remplissage de grains ( $0.524 \leq a \leq 0.740$ ) [18].



**Figure 3.4** : Caractéristiques géométriques du Modèle micromécanique de Fischer pour les transformations de phases diffusives [18].

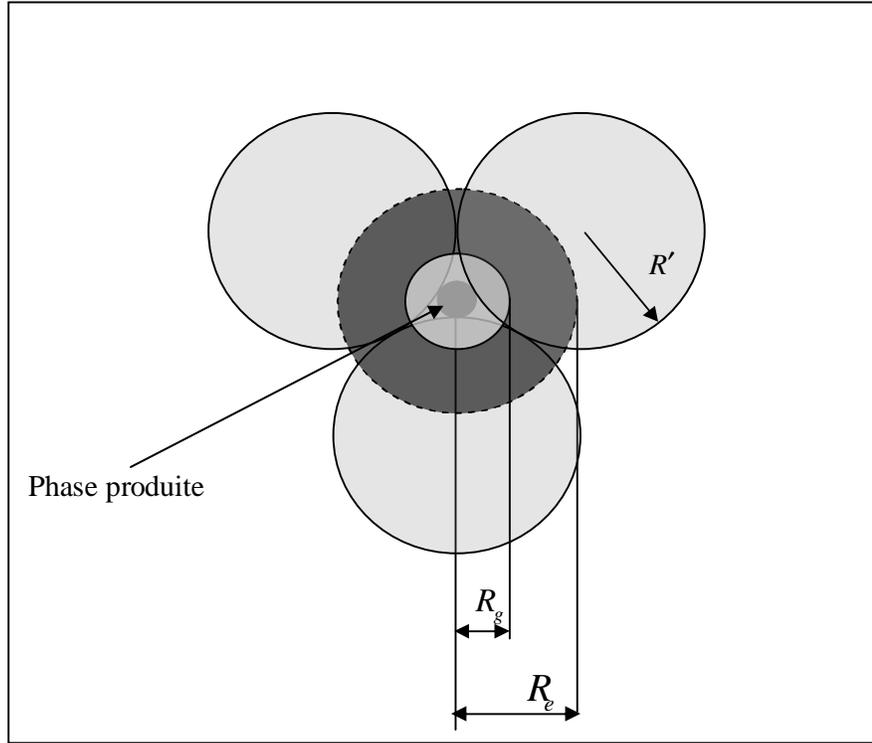
Dans un deuxième temps, et lorsque le taux de la matière formée atteint une certaine valeur  $z \geq a$ , on admet qu'à partir de ce stade d'évolution les sphères peuvent se toucher entre elles. Dans ce cas de figure, l'auteur propose une approche inverse. En effet, il admet que l'austénite non encore transformée est englobée par la phase produite déjà formée. Il assimile la phase parente à une sphère centrale de rayon  $R_g$ , et la nouvelle phase à une sphère creuse de rayon externe  $R_e$ . Dans ce cas, la transformation est caractérisée par une apparition de la nouvelle phase sous la forme d'une sphère de rayon  $R$  qui se développe à l'intérieur de la phase austénitique, (**Figure3.6**).

$$z = a + \left( \frac{R}{R_e} \right)^3 \quad 0 \leq R \leq R_g \quad (3.94)$$

Avec :

$R_g$  : Rayon de la phase produite à l'intérieur de la phase austénitique.

$R_e$  : Rayon externe de la nouvelle phase formée qui couvre la phase austénitique.



**Figure 3.5** : Modèle d'évolution de la transformation diffusive [18].

Finalement, après un développement analytique poussé l'auteur parvient à la formulation de la plasticité de transformation suivante [18] :

$$e^{pt} = \begin{cases} \frac{10}{6} \frac{\Delta V}{V} \frac{s}{s_y^1} \left[ (1+a) \ln\left(1 + \frac{z}{a}\right) - z \right] & 0 \leq z \leq a \\ \frac{5}{6} \frac{\Delta V}{V} \frac{s}{s_y^1} \left[ 2[(1+a) \ln 2 - a] + \frac{s_y^2}{s_y^1} \frac{(z^2 - a^2)}{(2-a)} \right] & a \leq z \leq 1 \end{cases} \quad (3.95)$$

Avec :

$\frac{\Delta V}{V}$  : Variation volumique relative entre la phase produite et la phase parente.

$s_y^1$  : Limite d'élasticité de la phase austénitique.

$s_y^2$  : Limite d'élasticité de la phase formée.

$z$  : Taux de phase formée.

$s$  : Contrainte externe appliquée.

$a$  : Paramètre d'arrangement moyen des sphères croissantes ou facteur de remplissage des grains.

## CHAPITRE 4

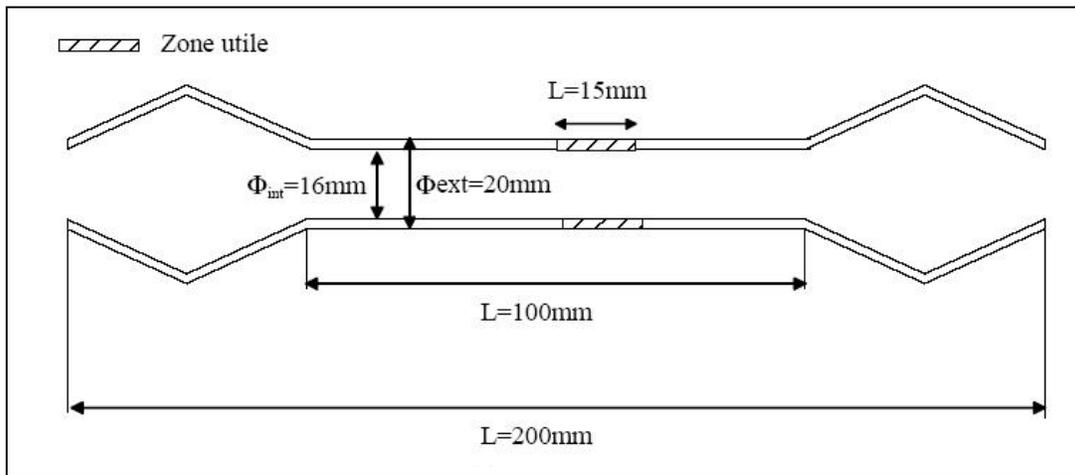
### CARACTERISATION EXPERIMENTALE ET SIMULATION

#### 4.1. Caractérisation expérimentale

##### 4.1.1. Epreuve

Les résultats expérimentaux utilisés dans la simulation (voir plus loin), ont été obtenus suite aux essais [13] sur des éprouvettes tubulaires creuses dont la géométrie et les dimensions sont données par la figure (4.1). Cette géométrie permet d'atteindre des températures relativement élevées en un peu de temps de manière homogène dans la zone utile qui s'étend sur 15mm.

Les éprouvettes en question sont en acier de type 16MND5 avec une composition chimique qui s'apparente à l'acier de type 20MND6, voir tableau 1 et annexes.



**Figure 4.1** : Géométrie de l'éprouvette [13].

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	Sn	S	P	N
0.196	0.22	1.51	0.63	0.19	0.51	0.021	< 20ppm	< 0.002	< 0.002	< 0.004
0.212	0.23	1.58	0.65	0.2	0.53	0.024				

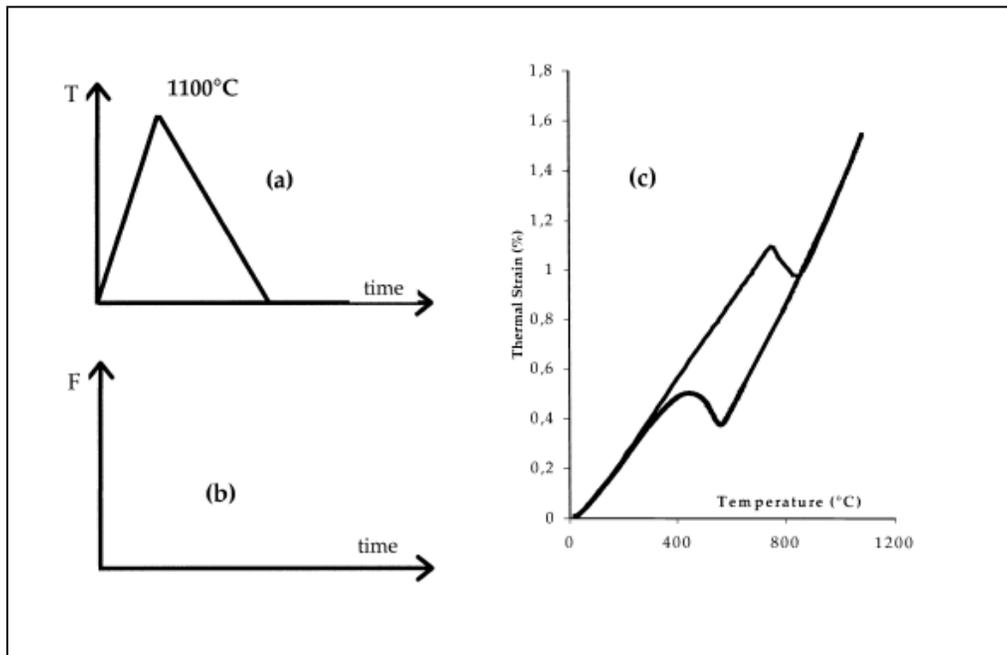
**Tableau 1** : Composition chimique du matériau (% en masse) [12].

La tôle dont sont issus les spécimens a subi une austénisation de 5 heures<sup>15</sup> à une température de 900°C, suivie d'une trempe à l'eau par immersion puis d'un revenu de 6 heures à une température de 635°C. Le matériau est livré dans un état ferrito-bainitique.

#### 4.1.2. Essais de caractérisation

Pour évaluer le phénomène de plasticité de transformation, beaucoup d'essais doivent être conduits.

Un essai typique se compose de deux cycles thermomécaniques consécutifs appliqués sur la même éprouvette : L'essai de dilatométrie libre et l'essai de plasticité de transformation, (**Figure 4.2**).



**Figure 4.2 :** Essai de dilatométrie libre.

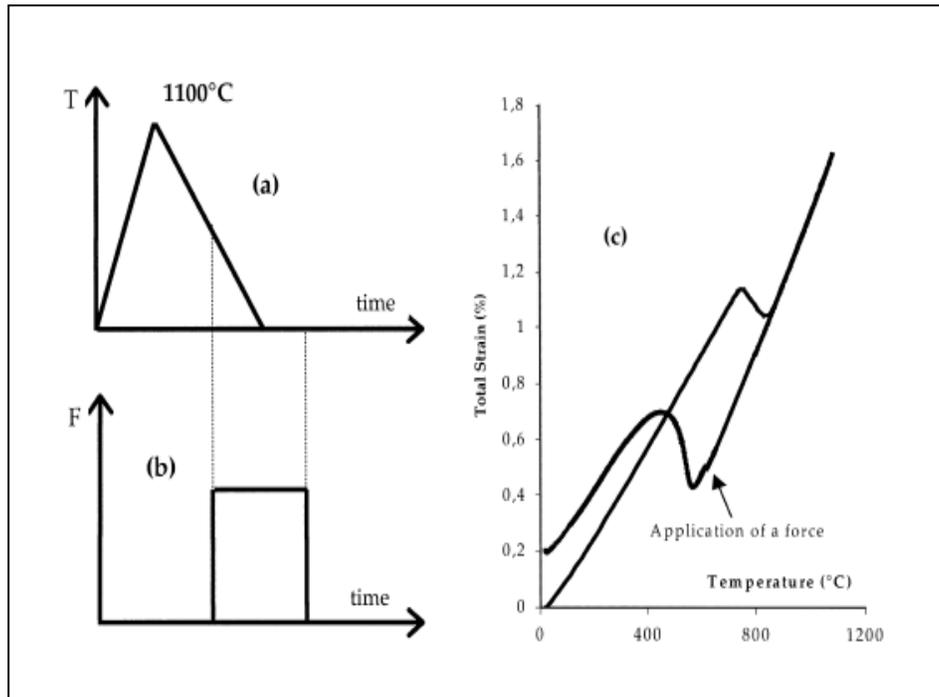
- (a) Cycle thermique qui conduit à une transformation de la phase *a* à la phase *g* pendant le chauffage et vice versa.  
 (b) Pas de force appliquée durant le cycle.  
 (c) Déformation thermique par rapport à la température pour l'essai de dilatométrie libre conduisant à une transformation bainitique [15].

Dans les deux cas l'éprouvette est sujet au même cycle qui conduit à la transformation de la phase ferritique (*a*) en la phase austénitique (*g*) (Austénisation) pendant le chauffage (à la température maximale de 1100°C sans maintien dans le temps) et la transformation de la phase austénitique (*g*) à la phase ferritique (*a*) pendant le refroidissement.

Pour tous les essais, la vitesse de chauffage est égale à  $100^{\circ}\text{C}/\text{S}$ . La vitesse de refroidissement est constante pour le même essai, sa valeur est définie selon la transformation métallurgique désirée.

- Ø Une transformation martensitique est obtenue avec une vitesse de refroidissement d'une valeur de  $-10^{\circ}\text{C}/\text{S}$ .
- Ø Une transformation bainitique est obtenue avec une vitesse de refroidissement d'une valeur de  $-0.3^{\circ}\text{C}/\text{S}$ .

Durant l'essai de dilatométrie libre l'éprouvette est seulement sujet à la variation de la température, alors que pour l'essai de plasticité de transformation une force est appliquée juste avant le début de la transformation au cours du refroidissement durant toute la transformation, (**Figure 4.3**).



**Figure 4.3** : Essai de dilatométrie plasticité de transformation.

- (a) Cycle thermique qui conduit à une transformation de la phase  $\alpha$  à la phase  $\beta$  pendant le chauffage et vice versa.
- (b) Une force appliquée juste avant le début de la transformation bainitique est maintenue jusqu'à la température ambiante.
- (c) Déformation totale par rapport à la température pour par rapport à la température pour l'essai de plasticité de transformation conduisant à une transformation bainitique [15].

La différence des déformations mesurées dans les essais de plasticité de transformation et de dilatométrie libre permet d'extraire l'évolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la température.

Par ailleurs, l'essai de dilatométrie libre permet d'avoir l'évolution de la fraction volumique de la nouvelle phase formée en fonction de la température.

La déformation de plasticité de transformation peut être caractérisée par :

- Sa norme finale comparée à la norme de la contrainte appliquée,
- Son évolution par rapport à l'avancement de la transformation,
- Sa dépendance par rapport aux caractéristiques de la contrainte appliquée.

#### 4.1.3. Identification expérimentale

En général, l'estimation expérimentale de la plasticité de transformation n'est pas à priori une tâche facile. En effet, la déformation de plasticité de transformation est assumée être égale à la différence entre la déformation totale (moins la déformation élastique) observée pendant l'essai de plasticité de transformation et la déformation observée durant la même transformation mais avec l'essai de dilatométrie libre.

Cette hypothèse implique que la déformation totale est considérée comme étant la somme des trois composantes : Thermique, élastique et de plasticité de transformation. Une telle procédure est valide que si les contraintes appliquées ne génèrent ni plasticité classique ni fluage.

Il est à noter toutefois que ces conditions ne sont pas vérifiées, des contraintes appliquées d'un niveau important induisent un fluage plutôt significatif.

C'est le cas des essais de plasticité de transformation pour la transformation bainitique<sub>[1]</sub> lorsque les contraintes appliquées dépassent la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique à la température  $B_S$  à laquelle la transformation bainitique commence, (**Figure 4.4**).

##### 4.1.3.1 Les vitesses de chauffage et de refroidissement $T_{ch}$ et $T_{rf}$

La vitesse de chauffage est estimée entre la température ambiante et la température maximale atteinte au cours du chauffage, quand à la vitesse de refroidissement, elle est estimée entre 800°C et 100°C, car en deçà et avant cette valeur, le refroidissement n'est pas piloté.

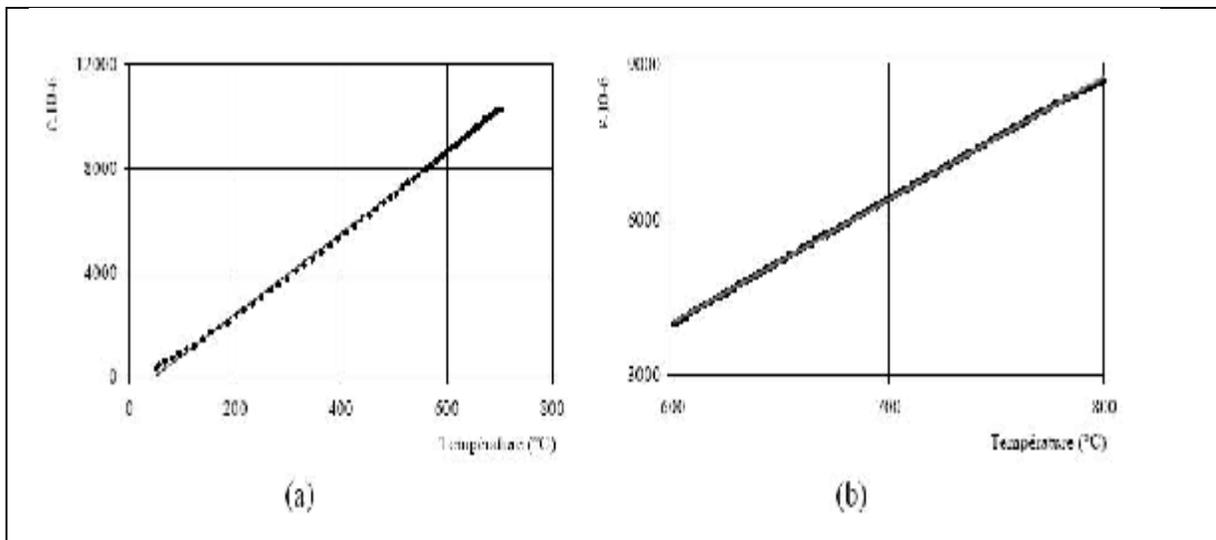
La vitesse de chauffage et de refroidissement sont déterminées à partir des mesures de températures en fonction du temps et qui ne sont autres que les coefficients directeurs des droites obtenues par approximation linéaire des valeurs expérimentales, ces derniers sont supposés constants.

#### 4.1.3.2 Les coefficients de dilatation des phases ferritiques et austénitiques $a_2$ et $a_1$

Le coefficient de dilatation des phases ferritiques est déterminé au chauffage d'après les mesures des températures et des déformations entre la température ambiante et 700°C, au-delà, la transformation austénitique est susceptible de déclencher. Ils sont déterminés à partir des coefficients directeurs des droites obtenues par approximation linéaire des valeurs expérimentales. Comme pour les vitesses de chauffage et de refroidissement,  $a_2$  est supposé constant.

Quand au coefficient de dilatation de la phase austénitique, il est déterminé à partir des mesures des températures et des déformations :

- Ø Pour une transformation bainitique entre 800°C et 600°C, car le refroidissement est piloté à partir de 800°C et que la déformation bainitique débute vers 570°C.
- Ø Pour une transformation martensitique entre 800°C et 500°C, cette dernière débute vers 400°C. De même que pour le coefficient de dilatation des phases ferritiques, il suffit de considérer le coefficient directeur des droites obtenues par approximation linéaire des valeurs expérimentales,  $a_1$  est supposé également constant, (**Figure 4.5**).



**Figure 4.5** : Détermination du coefficient de dilatation :

(a) Des phases ferritiques au chauffage.

(b) Des phases austénitiques au refroidissement [15].

#### 4.1.3.3. Evolution des proportions de phases

L'évaluation des proportions de phases ferritiques, en l'occurrence la phase bainitique et martensitique, peut être effectuée de deux manières :

- Etant donné que :

$$e^{thm}(T) = a\Delta T + (1 - z(T))\Delta e_{21}^{20^\circ C} \quad (4.1)$$

Avec :

$$a(T) = z(T)a_2 + (1 - z(T))a_1 \quad (4.2)$$

Des relations (4.1) et (4.2), nous avons :

$$z(T) = \frac{e^{thm} - a_1\Delta T + \Delta e_{21}^{20^\circ C}}{(a_2 - a_1)\Delta T + \Delta e_{21}^{20^\circ C}} \quad (4.3)$$

Où :

$a_2$  : Coefficient de dilatation des phases ferritiques.

$a_1$  : Coefficient de dilatation de la phase austénitique.

$e^{thm}$  : La déformation thermo-métallurgique mesurée au cours d'un cycle de dilatométrie.

$\Delta T$  : Différence des températures entre celle mesurée et celle prise comme référence de la phase ferritique et qui est généralement prise égale à 20°C.

$\Delta e_{21}^{20^\circ C}$  : La différence de dilatation des phases ferritique et austénitique à 20°C.

Connaissant les coefficients  $a_2$  et  $a_1$ , nous pouvons déterminer  $z(T)$  à partir de l'équation.

Les coefficients de dilatation peuvent être pris constants ou sécants [16].

- $z(T)$ , peut être déduit de la relation suivante :

$$e^{thm}(T) = z(T)e_2^{thm}(T) + (1 - z(T))e_1^{thm} \quad (4.4)$$

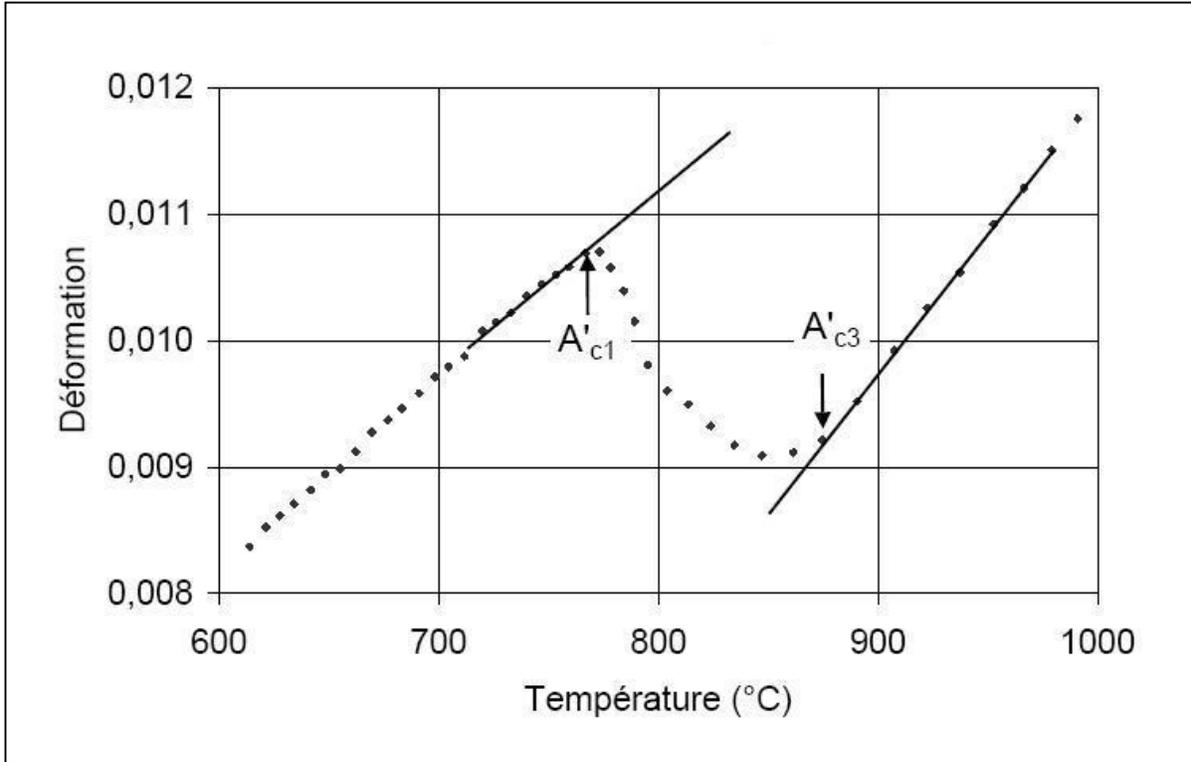
$e_1^{thm}$  et  $e_2^{thm}$  étant mesurées sur une grande plage de température, il est possible d'en déduire  $z(T)$ .

Cette méthode est plus précise, mais elle ne remet pas en cause les pourcentages déterminés avec les méthodes précédentes [15].

#### 4.1.3.4. Températures de début et de fin de transformation austénitique et ferritique

$Ac'_1$  et  $Ac'_3$  sont respectivement les températures de début et de fin d'austénisation, elles sont déterminées visuellement, (**Figure 4.6**).

Bs et Ms sont les températures de début de transformation respectivement bainitique et martensitique. Elles sont prises à 1% de phase nouvellement formée au refroidissement et sont déterminées à partir de  $z(T)$ .



**Figure 4.6** : Interprétation des températures  $Ac'_1$  et  $Ac'_3$  [15].

#### 4.1.3.5. Déformation de plasticité de transformation ( $e^{pt}(z)$ , $e^{pt}(T)$ )

A partir des essais de plasticité de transformation, nous analysons la déformation de plasticité de transformation finale ainsi que son évolution au cours du refroidissement en fonction de la température et de la proportion de phase nouvellement formée.

Sous une petite contrainte appliquée, la déformation de plasticité de transformation en fonction de la température est donnée par la relation suivante [12] :

$$e^{pt}(T) = e^{tot}(T) - e^{hm}(T) - e^{el}(T) \quad (4.5)$$

Avec :

$e^{pt}(T)$  : La déformation de plasticité de transformation, (**Figure 4.7b**).

$e^{tot}(T)$  : La déformation totale mesurée lors du cycle de plasticité de transformation, (**Figure 4.7a**).

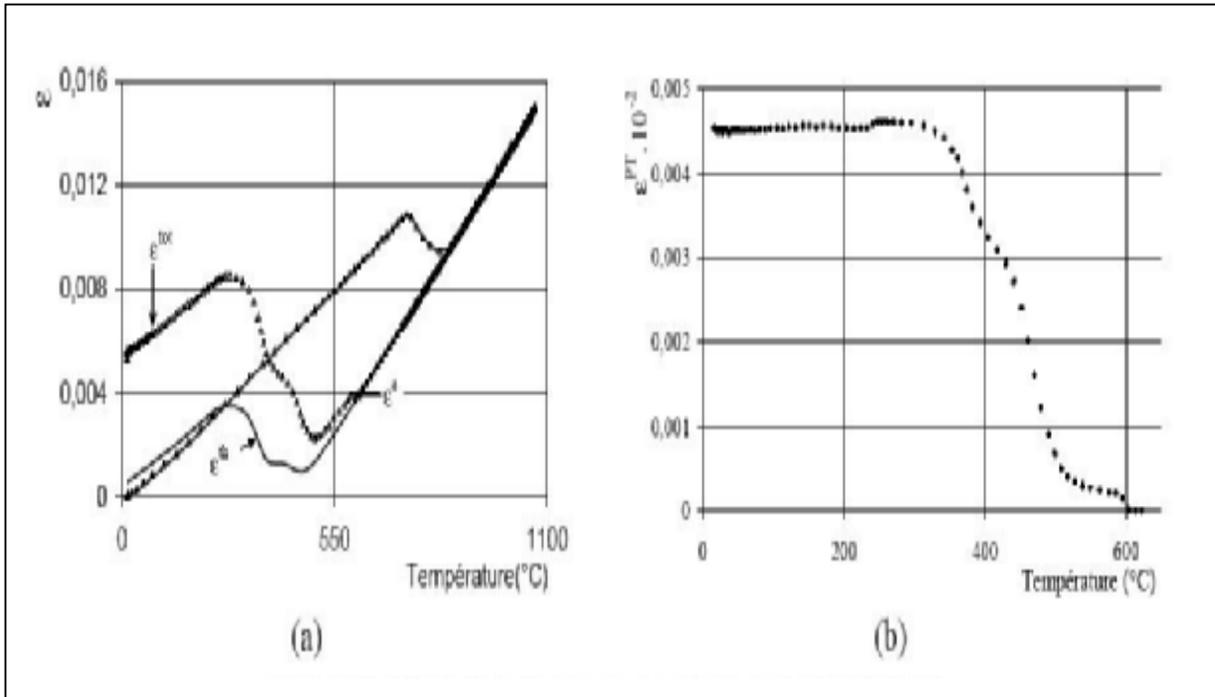
$e^{thm}(T)$  : La déformation métallurgique décrite du cycle de dilatométrie libre, (**Figure 4.7a**).

$e^{el}(T)$  : La déformation élastique déterminée à partir de la force appliquée :

$$e^{el} = \frac{F}{E \times S} \quad (4.6)$$

Avec :

$E$  : Le module d'Young, il est calculé à partir de la moyenne des modules d'Young entre 100°C et 550°C°.



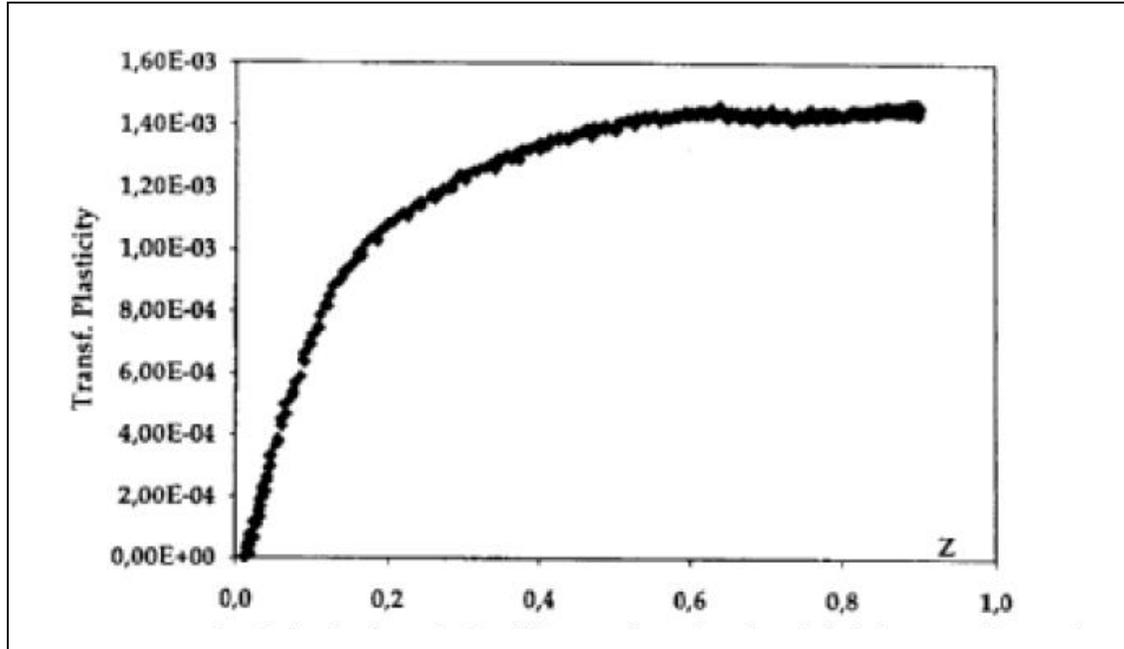
**Figure 4.7** : Détermination de la déformation de plasticité de transformation.

(a) Identification des différentes déformations.

(b) Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la température [15].

La déformation de plasticité de transformation en fonction des proportions de phase nouvellement formée  $e^{pt}(z)$ , se déduit de l'analyse de la plasticité de transformation en fonction de la température précédemment identifiée ( $e^{pt}(T)$ ) et de l'évolution des proportions

de phase en fonction de la température  $z(T)$ , identifiée pour un essai de dilatométrie libre conduit suivant la même vitesse de refroidissement que celle l'essai de plasticité de transformation, (**Figure 4.8**).



**Figure 4.8** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la proportion de phase formée [15].

#### 4.1.3.6. L'évolution de $I_2(z)$

Elle est donnée par la relation :

$$I_2(z) = \frac{e^{pt}(z)}{e_f^{pt}} \quad (4.7)$$

Où :

$e_f^{pt}$  : La valeur finale de la déformation de plasticité de transformation obtenue pour une contrainte appliquée durant toute la transformation.

L'évolution de  $I_2(z)$  est déduite par la connaissance expérimentale et de  $e^{pt}(z)$  et de  $e_f^{pt}$ .

#### 4.1.3.7. Le coefficient de plasticité de transformation (k)

Lorsque le paramètre de plasticité de transformation (k) est considéré constant pour une transformation donnée, il est expérimentalement identifiable comme étant le rapport entre

la norme finale de la déformation de plasticité de transformation et la norme de la contrainte appliquée.

Cette procédure d'identification est valide sous deux conditions :

- § La contrainte appliquée doit être inférieure à la limite pour laquelle elle n'est plus proportionnelle à la norme de la déformation de plasticité de transformation. Les expériences ont montré que cette limite est de l'ordre de la moitié de la limite d'élasticité de la phase la plus molle à la température du début de transformation en question.
- § La contrainte appliquée ne doit pas générer ni de plasticité classique ni de fluage lorsque la transformation progresse.

## 4.2. Simulation de la plasticité de transformation

### 4.2.1. Introduction

Dans le cadre de la simulation du phénomène de plasticité de transformation, nous avons élaboré des programmes en langage fortran (voir annexes), afin de reconstituer l'évolution de la déformation de plasticité de transformation par rapport à l'avancement de la transformation opérée au sein de la structure métallurgique qui constitue le matériau selon les différents modèles traités ci-avant.

Les résultats de cette simulation sont confrontés aux résultats expérimentaux inspirés de la thèse de Grostabussiat [15]. Les paramètres injectés dans les programmes sont inspirés de l'articles de Waeckel [13].

Puisque notre étude théorique s'est articulée autour des transformations de type diffusives, il s'agit ici d'une transformation totalement bainitique sous une contrainte de traction uniaxiale de 24MPa pour un acier 16MND5 de cuve nucléaire française de type REP.

### 4.2.2. Paramètres de la simulation

Les paramètres utilisés pour la simulation sont :

- **Pour tous les modèles**
  - La température de début de transformation bainitique :

$$B_s = 560 \text{ °C}$$

- La température de fin de transformation bainitique :

$$B_e = 460 \text{ °C}$$

- L'incrément de l'avancement de la transformation :

$$\delta = 0.01$$

- La limite d'élasticité de la phase austénitique :

Elle est donnée en fonction de la température par l'expression linéaire [13] :

$$s_y^1 = 250 - 0.25T$$

- La différence de déformation thermique entre les deux phases à une température de référence prise égale à 25°C :

$$\Delta e_{12}^{25^\circ C} = 0.01$$

- La contrainte uniaxiale de traction appliquée :

$$s_{app} = 24MPa$$

- Le module d'érouissage :

$$h = 2800MPa$$

- **Pour le modèle de Taleb et Sidoroff**

- La proportion limite à laquelle toute l'austénite se plastifie :

$$z_1 = 0.09$$

- **Pour le modèle de Fischer**

- Le paramètre de remplissage des grains [18] :

$$a = 0.524$$

$$a = 0.632$$

$$a = 0.740$$

- La limite d'élasticité de la bainitique :

Elle est donnée en fonction de la température par l'expression linéaire :

$$s_y^2 = 750 - 0.201T$$

## CONCLUSIONS

On a débuté notre travail par une étude bibliographique, dans laquelle les principaux travaux effectués ces dernières années dans ce domaine, ont été passés en revue. Ensuite, une description du phénomène en question, avec une mise en évidence des différents concepts liés à la plasticité de transformation a été faite. Aussi, une présentation des principaux modèles traitant de la plasticité de transformation est donnée. Il s'agit des modèles mettant en jeu le mécanisme de Greenwood et Johnson, avec le développement des différentes étapes d'analyse. Pour mettre en évidence les différentes caractéristiques, une partie traitant des différentes méthodes de caractérisation expérimentale a été réalisée. Pour mettre aussi en évidence les différents modèles, une simulation numérique de ces modèles a été effectuée à l'aide d'un programme écrit en langage Fortran. Les résultats obtenus sont ensuite comparés à des résultats expérimentaux [12,14]. Cette étude nous a permis de faire les conclusions suivantes :

- Pour une transformation bainitique de l'acier 16MND5, les différents modèles sous-estiment la plasticité de transformation au début de la transformation avec une représentation plus ou moins proche de la cinétique observée expérimentalement ;
- Les résultats numériques montrent que la considération d'un seuil de 0.03 dans le modèle de Leblond et al, semble être satisfaisante. Ceci s'accorde bien avec les prédictions de Taleb et Sidoroff tout en notant que le modèle proposé par ces derniers donne une bonne estimation de la plasticité de transformation en fin de transformation ;
- Par ailleurs, et par la proposition d'une description de la plasticité de transformation dès le début de la transformation, Taleb et Sidoroff ont évité la singularité relative au modèle de Leblond et al ;
- Dans le modèle de Fischer, une représentation avec une valeur de 0.632 du facteur de remplissage des grains, s'accorde mieux avec les résultats expérimentaux ;
- Pour un seuil de 0.03, on obtient une superposition du modèle de Fischer avec celui de Leblond et al ;
- En outre, cette étude nous a permis de valider la linéarité de la plasticité de transformation finale par rapport à la contrainte appliquée, tant que sa valeur ne dépasse pas la moitié de la limite d'élasticité de la phase la plus molle, bien que les différents modèles, donnent une évolution linéaire au-delà de cette limite, ce qui ne s'accorde pas avec les constats expérimentaux;

- A noter aussi, que le modèle de Leblond et al donne une bonne estimation du coefficient de plasticité de transformation ( $k$ ).

En perspective de ce travail, on suggère une modélisation par éléments finis de la plasticité de transformation, utilisant les codes de calcul existants et une étude de la prépondérance des mécanismes responsables de la plasticité transformation.

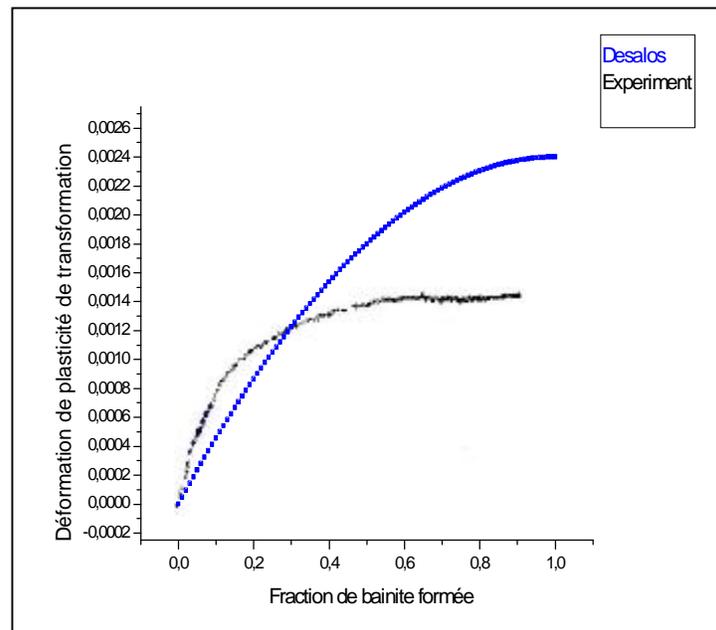
## CHAPITRE 5

### RESULTATS ET DISCUSSIONS

#### 5.1. Cinétique de plasticité de transformation

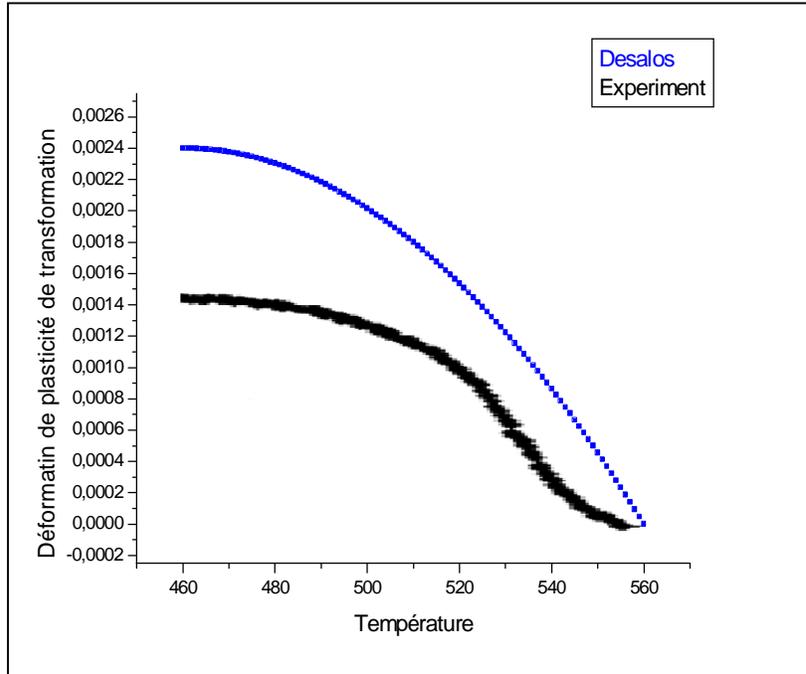
##### 5.1.1. Modèle de Desalos

D'après la figure (5.1), il s'avère que le modèle de Desalos sousestime la plasticité de transformation dans les 30% de bainite formée alors qu'au-delà, il a tendance à la surestimer au fur et à mesure que la transformation avance pour arriver à une valeur finale qui représente le double de la valeur expérimentale.

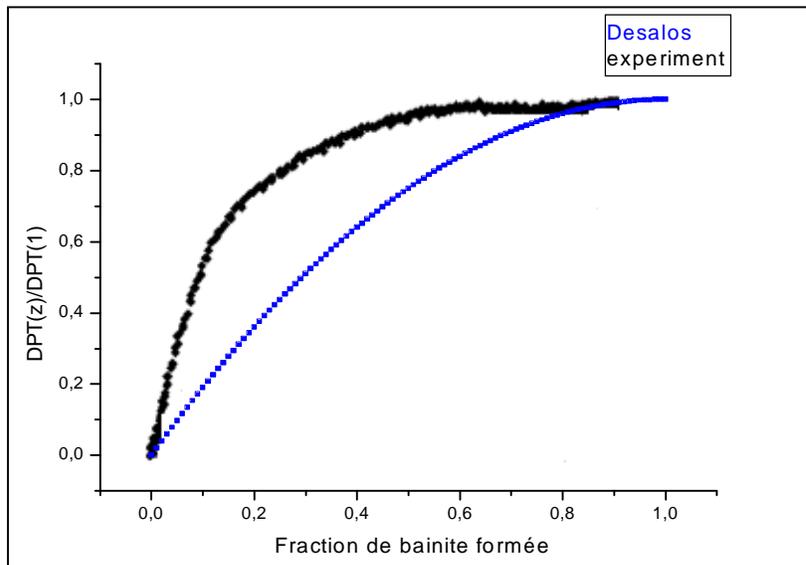


**Figure 5.1** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la fraction de bainite formée de l'acier 16MND5 sous une contrainte Appliquée de 24MPa selon le modèle de Desalos.

Ce constat est bel et bien confirmé par l'allure de la courbe représentée dans la figure (5.2) et qui illustre l'évolution de la plasticité de transformation par rapport à la température. Quand à la figure (5.3), elle nous permet d'observer qu'à 20% de bainite formée, l'expérience prévoit 70% de la plasticité de transformation totale, alors que le modèle de Desalos prévoit seulement 40%, ce qui représente un grand écart.



**Figure 5.2 :** Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la température pour l’acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle de Desalos.

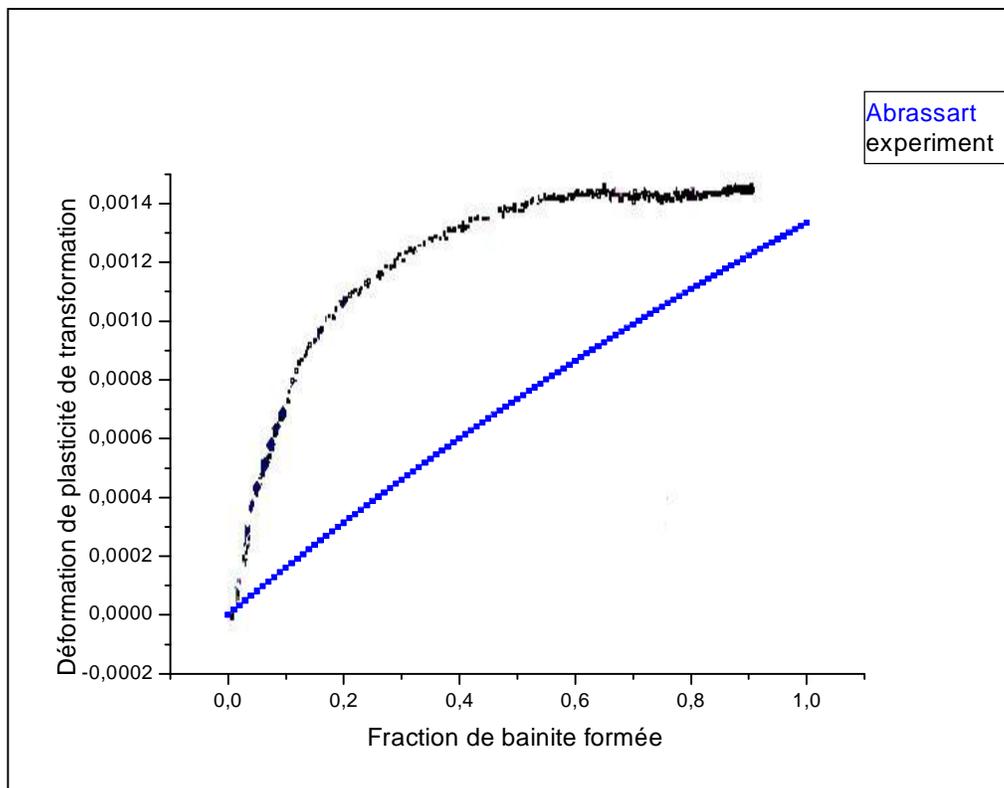


**Figure 5.3 :** Evolution du rapport entre la déformation de plasticité de transformation et la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la fraction de bainite formée pour l’acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle de Desalos.

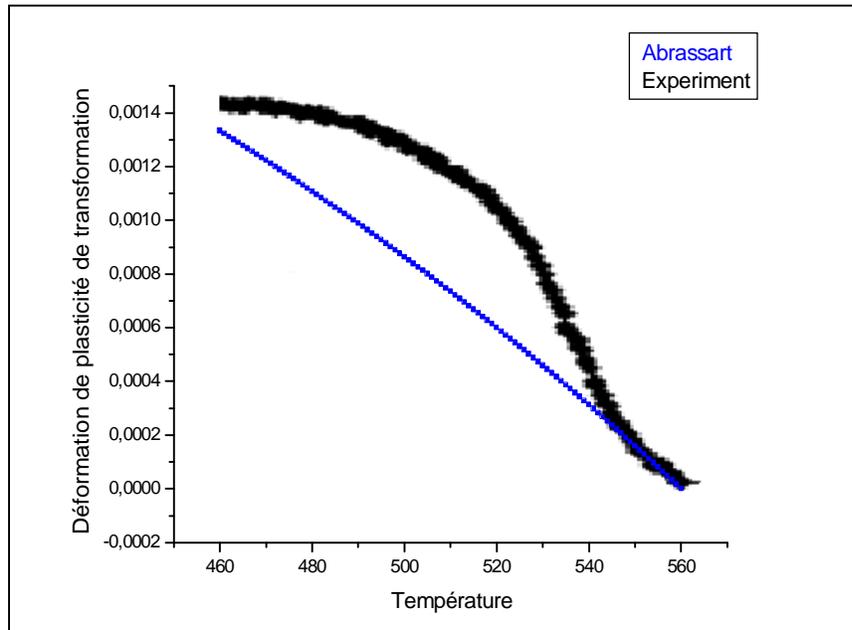
### 5.1.2. Modèle d'Abrassart

Par rapport au modèle d'Abrassart on peut débiter les mêmes constats pour les figures (5.4), (5.5) et (5.6), exception faite que pour ce dernier l'évolution de plasticité de transformation par rapport à la fraction de la nouvelle phase formée est plutôt linéaire cet état de fait ne simule pas la tendance expérimentale, c'est due à la non prise en considération de l'aspect incrémental de la formulation pour une bonne représentation de la cinétique de transformation. On doit noter aussi que pour les 20% de la bainite formée, le modèle d'Abrassart prévoit 30% de la déformation de plasticité de transformation totale, ce qui représente presque les mêmes prédictions de Desalos.

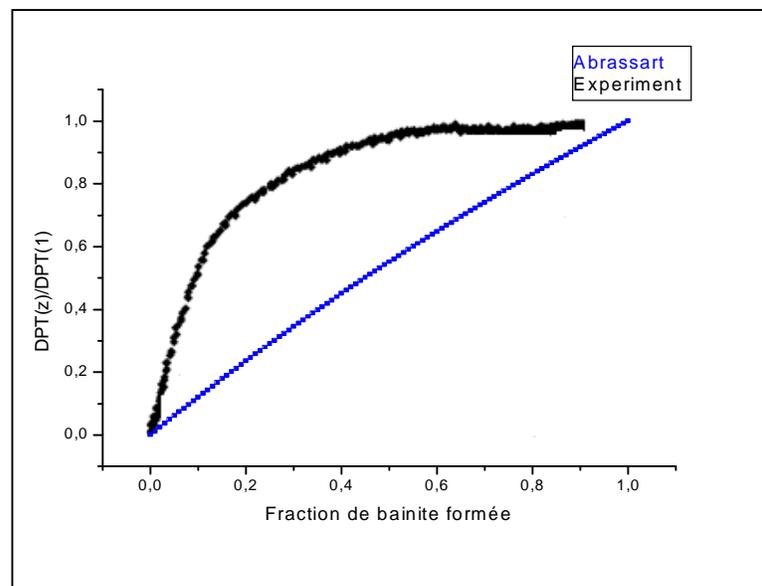
A noter aussi que le modèle d'Abrassart, durant la totalité de la transformation sous-estime l'évolution de la déformation de plasticité de transformation et présente une valeur finale de cette dernière qui s'approche de la valeur expérimentale.



**Figure 5.4** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la fraction de bainite formée de l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle d'Abrassart.



**Figure 5.5** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la température pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle d'Abrassart.



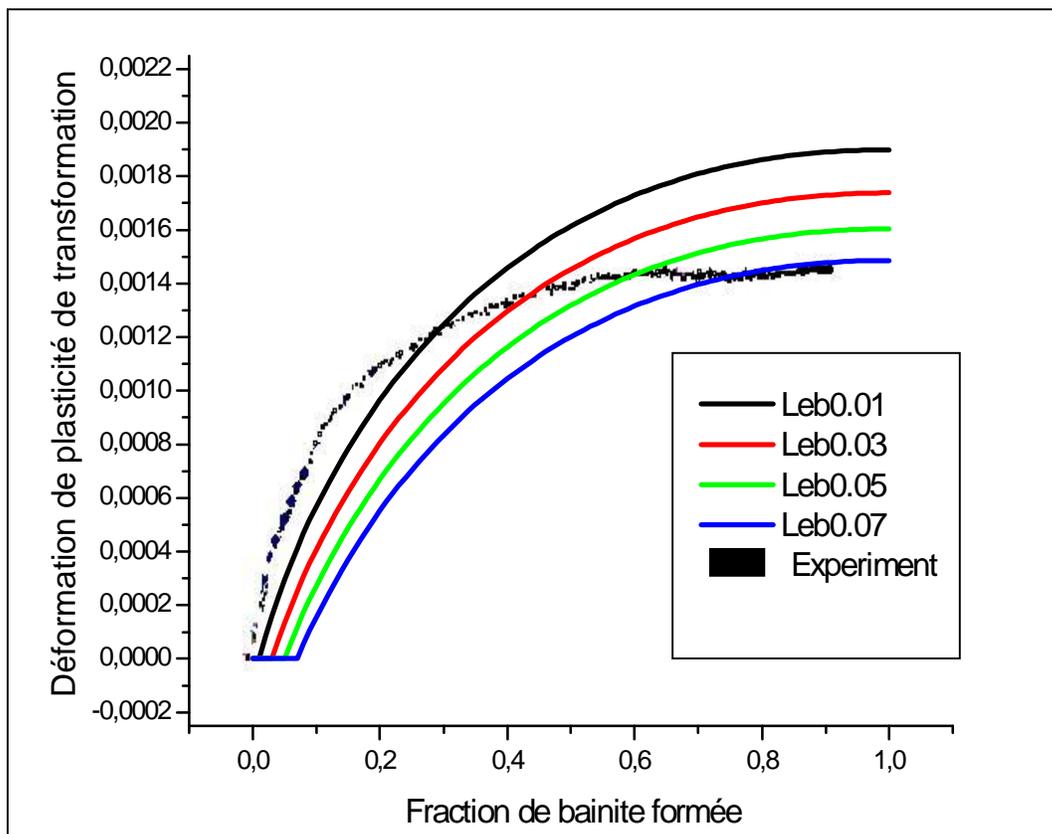
**Figure 5.6** : Evolution du rapport entre la déformation de plasticité de transformation et la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la fraction de bainite formée pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle de d'Abrassart.

Ces grands écarts dans l'estimation de plasticité de transformation pour les modèles suscités sont justifiés par la démarche adoptée pour la formulation de ce phénomène ainsi que l'échelle d'analyse utilisée par les auteurs.

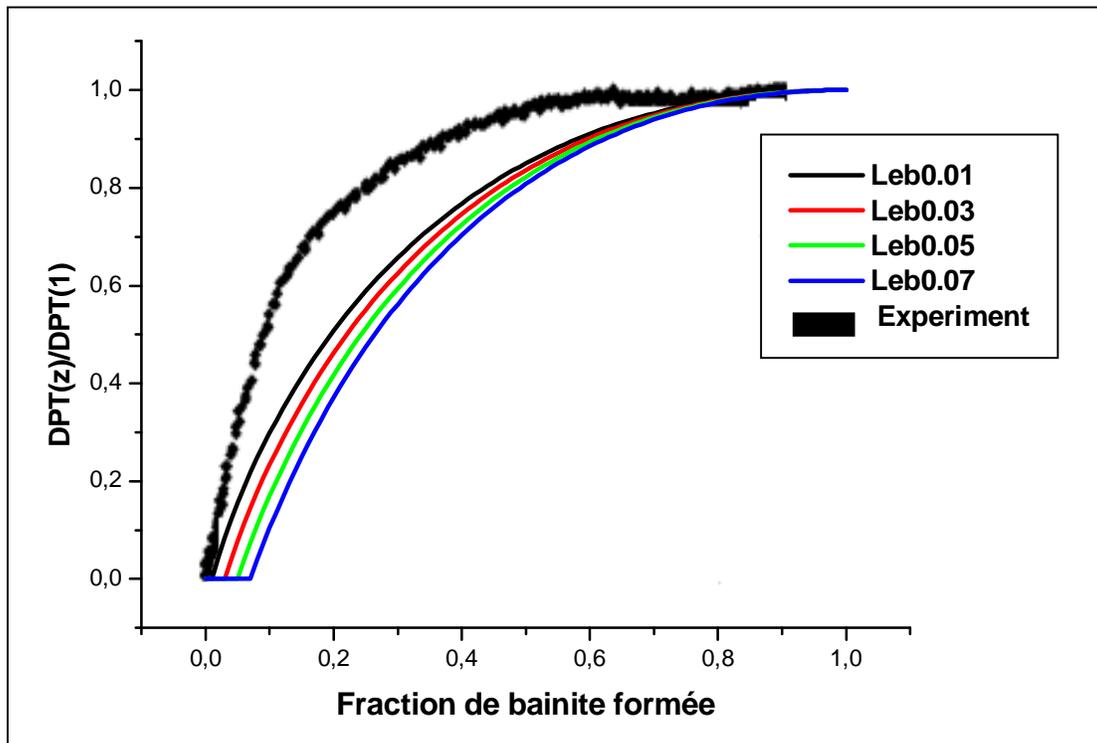
De point de vue Quantitatif, les prédictions de Desalos sont plus importantes que celles d'Abrassart, elles représentent presque le double de ces dernières. À noter que d'après les figures (5.1) et (5.2), le modèle de Desalos surestime largement la déformation de plasticité de transformation finale.

### 5.1.3. Modèle de Leblond et al

D'après la figure (5.7), on peut constater que pour différents seuils par rapport à la formulation de Leblond et al et d'un point de vue quantitatif, les courbes représentent bien la tendance expérimentale. Ceci est expliqué par le fait que l'analyse du problème est faite à



**Figure 5.7** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la fraction de bainite formée pour différents seuils selon le modèle de Leblond et al pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.



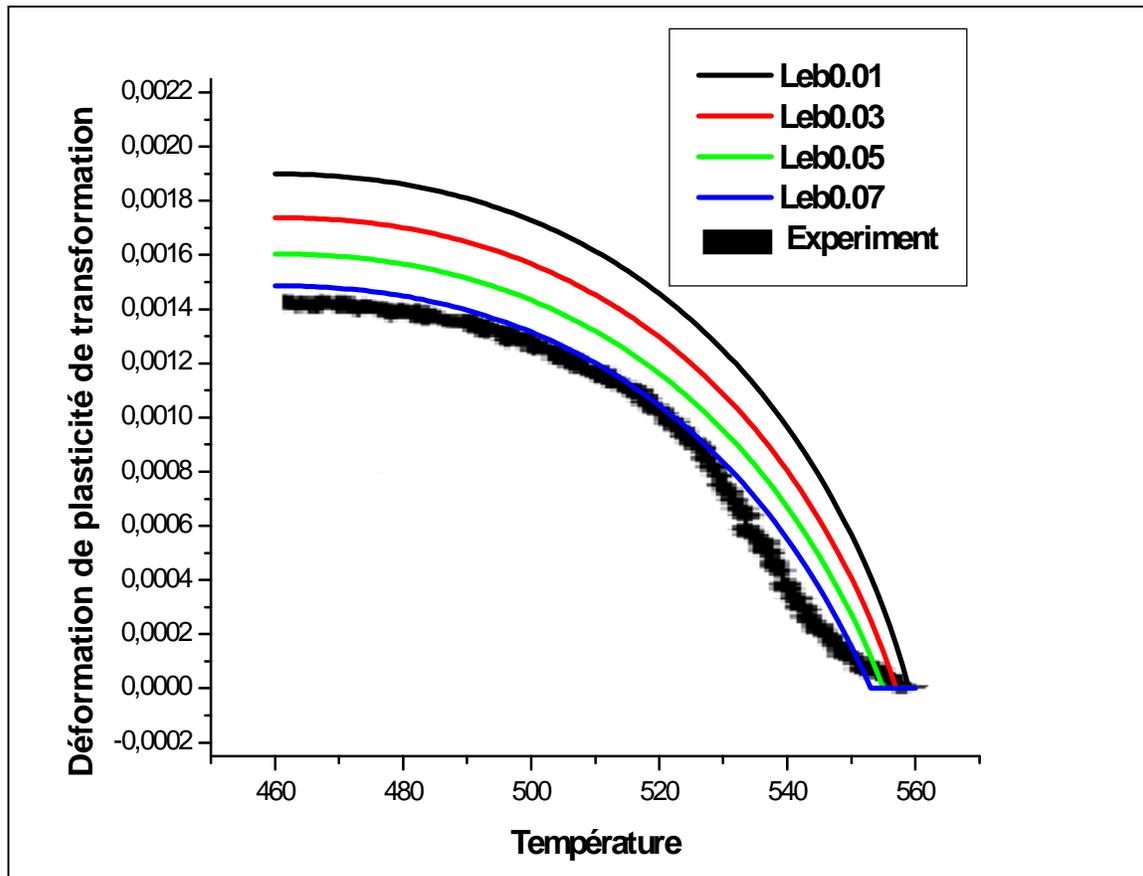
**Figure 5.8 :** Evolution du rapport entre la déformation de plasticité de transformation et la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la fraction de bainite formée pour différents seuils pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle de Leblond et al.

l'échelle micro-mécanique, ce qui est plus ou moins représentatif du comportement réel au sein du matériau, ainsi que la prise en compte des interactions entre les phases constitutives de la structure métallurgique du matériau en question.

Par ailleurs, le seuil arbitraire relatif à ce modèle a tendance à sous-estimer la déformation de plasticité de transformation au début de la transformation au fur et à mesure que ce seuil augmente et qu'à partir de la moitié de la transformation les prédictions de Leblond et al vont en s'approchant de la courbe expérimentale pour des seuils de plus en plus importants, le cas échéant entre 0.01 et 0.07, pour retrouver l'allure expérimentale en fin de transformation (i.e, l'estimation de la plasticité de transformation finale).

D'un point de vue quantitatif ce modèle reste insuffisant. A noter que la considération d'un seuil de 0.03 semble être satisfaisante.

La surestimation de la déformation de plasticité de transformation en fin de transformation pour ce modèle est due au fait que d'après Leblond et al, le tenseur déviateur



**Figure 5.9** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la température pour différents seuils selon le modèle de Leblond et al pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.

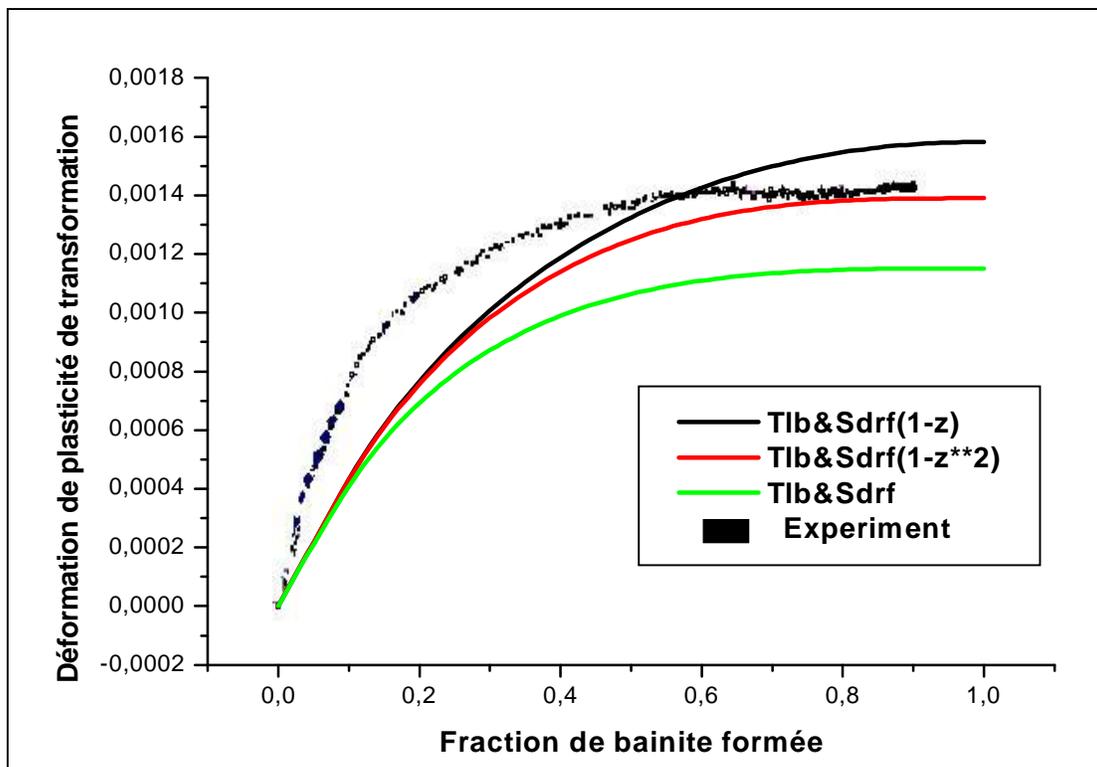
moyen des contraintes au niveau de la phase austénitique est supposé égal au tenseur déviateur moyen de la contrainte appliquée, tandis que ce dernier reste constant pendant toute la transformation. Il n'en demeure pas moins qu'au début de la transformation ce modèle sous-estime la déformation de plasticité de transformation, ce qui est expliquée par l'imposition du seuil qui est proposé pour palier à la singularité au début de la transformation (i.e,  $z = 0$ ).

Ces derniers constats sont étayés par la figure (5.8), par ailleurs et d'après la même figure et pour les 20% de bainite formée le modèle de Leblond et al prévoit 50% de la déformation de plasticité de transformation totale, ce pourcentage se situe entre d'une part les prévisions de Desalos et celles de d'Abrassart et d'autre part les résultats expérimentaux, ce

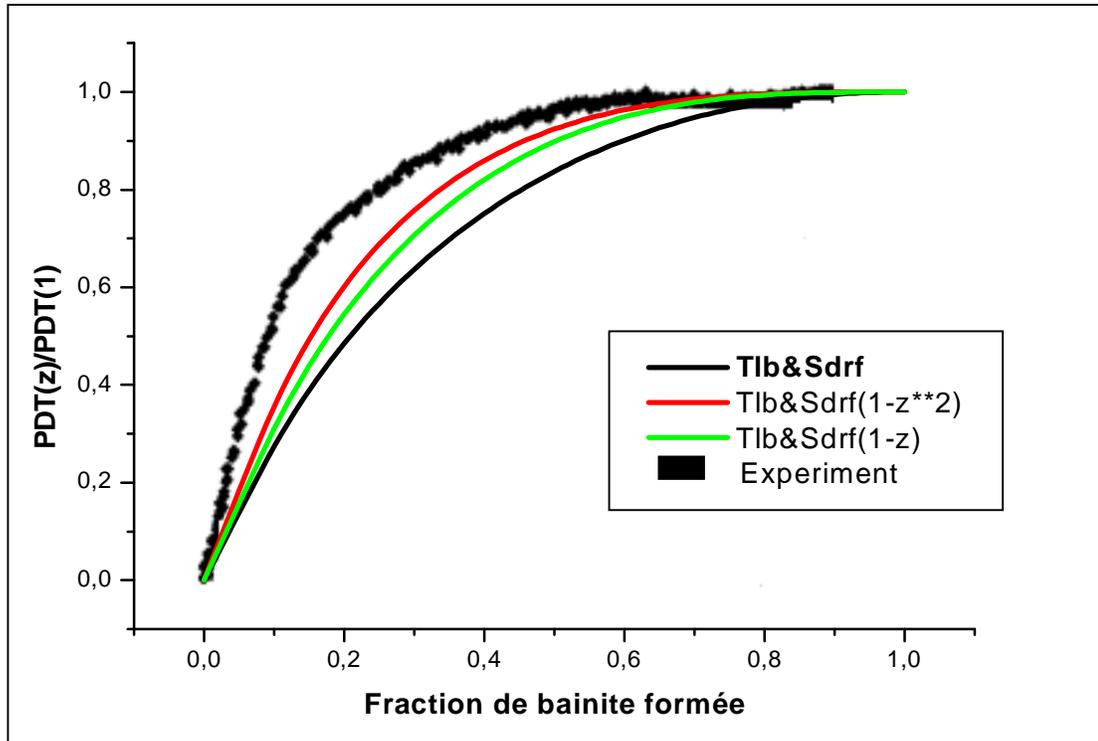
qui veut dire que les prévisions de Leblond et al sont plus valides que celles des modèles sus-citées. Toutefois, il est à noter que et d'après la figure (5.7), la courbe représentative de la cinétique de plasticité de transformation ne sature pas au cours de la transformation, alors que la courbe expérimentale sature à 50% de l'avancement de la transformation.

#### 5.1.4. Modèle de Taleb et Sidoroff

D'après la figure (5.10), la représentation de la déformation de plasticité de transformation par rapport à la fraction de bainite formée selon le modèle de Taleb et Sidoroff pour différents expressions du déviateur de contrainte en l'occurrence  $S$ ,  $S(1-z)$  et  $S(1-z^2)$ , a la même allure que celle de la courbe expérimentale. En effet, ce modèle propose une représentation du phénomène dès le début de la transformation, ce qui n'est pas



**Figure 5.10** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la fraction de bainite formée pour différents expressions de déviateur de contrainte selon le modèle de Taleb et Sidoroff pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.

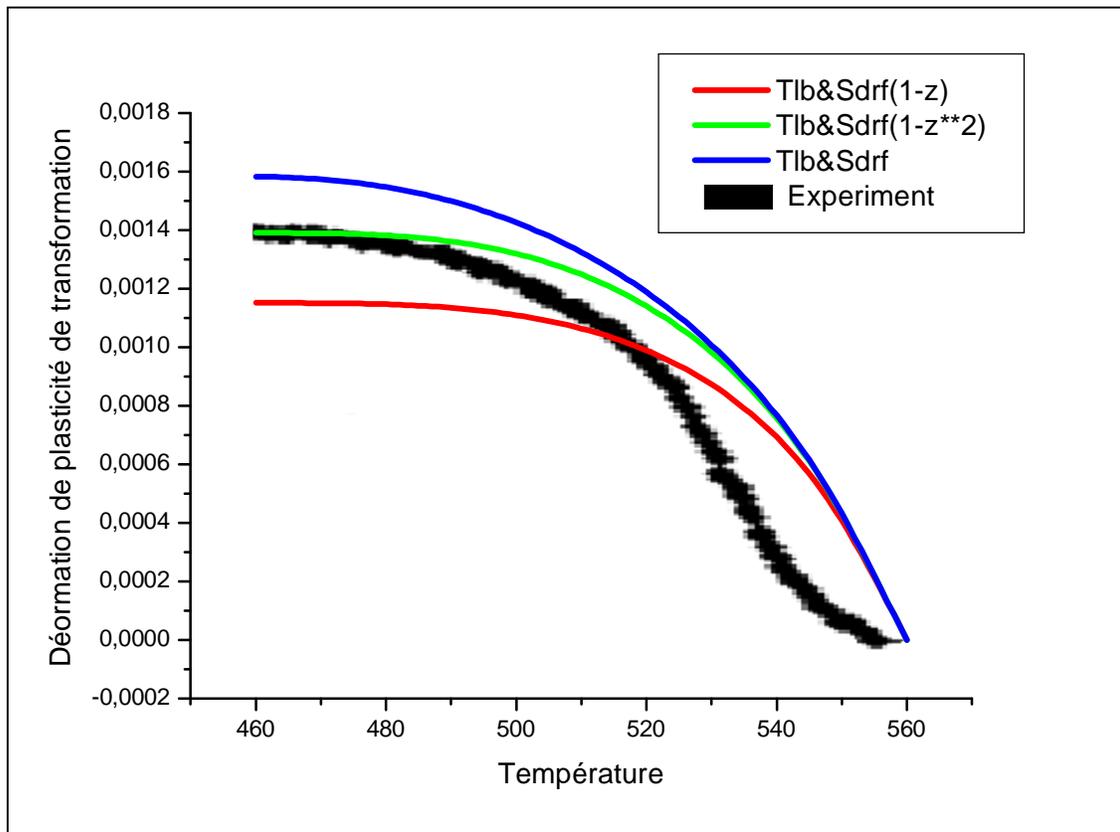


**Figure 5.11** : Evolution du rapport entre la déformation de plasticité de transformation et la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la fraction de bainite formée pour différents expressions du déviateur de contrainte pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle de Taleb et Sidoroff.

le cas pour le modèle de Leblond et al, ces derniers ne le considèrent qu'à partir d'une valeur arbitraire.

Par ailleurs, et d'après la même figure on peut constater que la courbe qui correspond à l'expression du déviateur de contrainte  $[S(1-z^2)]$  est la plus proche des valeurs expérimentales à la fin de la transformation, alors que pour les deux autres expressions (i.e,  $S$  et  $S(1-z)$ ), elles s'en éloignent largement. C'est du au fait que pour le cas des prédictions de Taleb et Sidoroff majorées du produit  $S(1-z^2)$ , le fait de supposer que le déviateur moyen de la contrainte appliquée au niveau de la phase austénitique est fonction de l'avancement de la transformation simule bien le comportement réel, car la valeur de ce tenseur déviateur va en s'annulant au fur et à mesure que la transformation avance, par contre pour le modèle de Leblond et al, les auteurs supposent que la tenseur moyen des contraintes dans la phase

austénitique est égal au tenseur déviateur de la contrainte appliquée, ce dernier est supposé constant durant toute la transformation, ce qui est explicatif de la surestimation de la déformation de la plasticité de transformation en fin de transformation pour ce modèle.



**Figure 5.12** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction la température pour différents expressions de déviateur de contrainte selon le modèle de Taleb et Sidoroff pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.

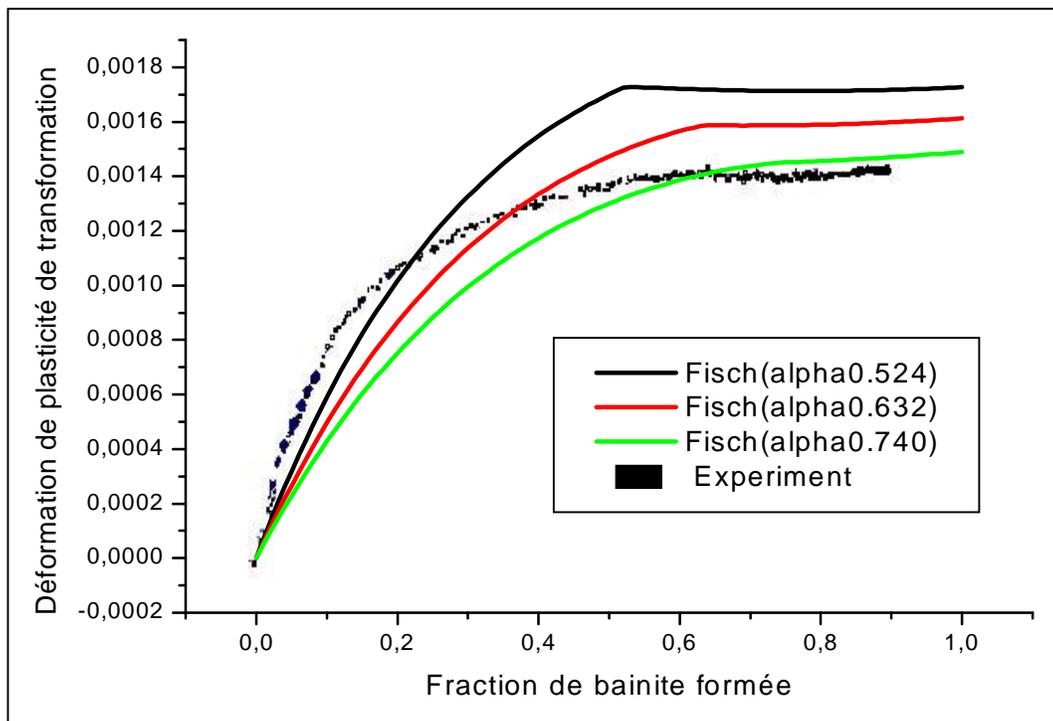
### 5.1.5. Modèle de Fischer

D'après la figure (5.13), qui représente l'évolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction du taux de la nouvelle phase formée pour des valeurs du facteur de remplissage des grains ( $a = 0.524$ ,  $a = 0.632$  et  $a = 0.740$ ), on peut constater que la courbe qui correspond à la valeur médiane de  $a$  (i.e,  $a = 0.632$ ) est la plus représentative des valeurs expérimentales. En effet, et d'après les figures (5.13) et (5.14) on a :

- Pour la valeur ( $a = 0.740$ ), nous avons au début de la transformation une cinétique modérée ce qui s'éloigne de l'allure expérimentale, avec 80% de la déformation de

plasticité de transformation totale atteinte après seulement 42%, tandis que les résultats expérimentaux prévoient ce même taux après seulement 20% de l'avancement de la transformation.

- Pour la valeur ( $a = 0.632$ ), nous avons au début de la transformation une cinétique un peu plus rapide, avec 80% de la déformation de plasticité de transformation totale atteinte après seulement 38% de l'avancement de la transformation.

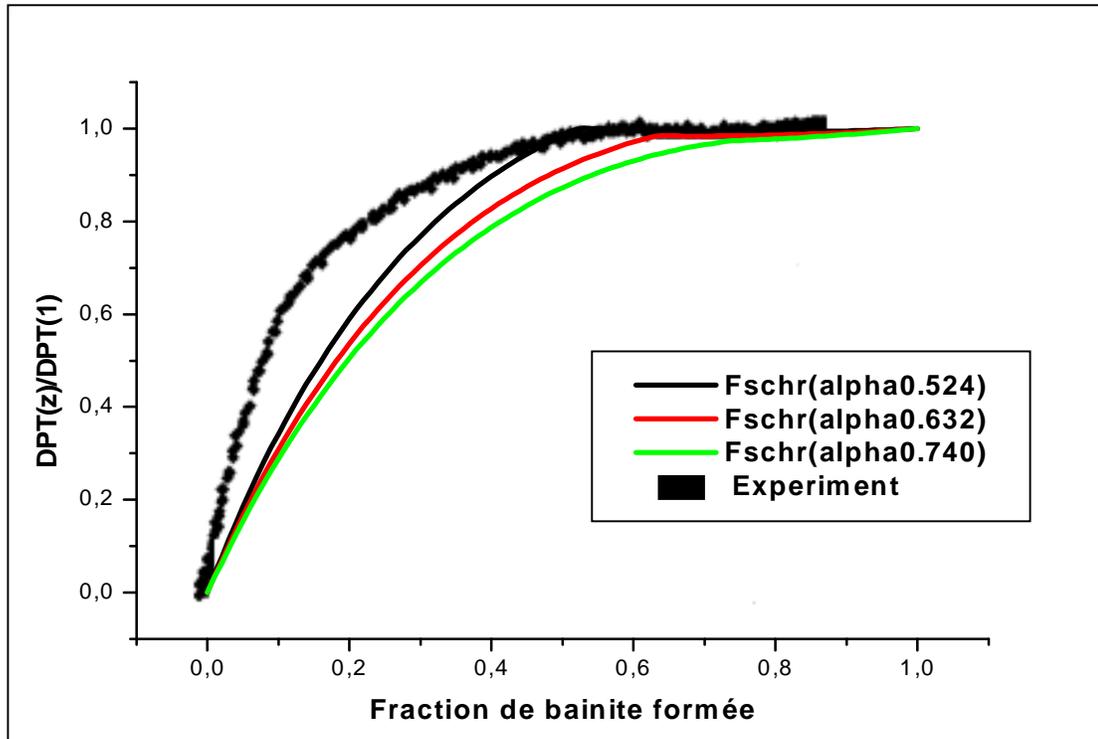


**Figure 5.13** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la fraction de bainite formée pour différentes valeurs du facteur de remplissage des gains selon le modèle de Fischer pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.

- Pour la valeur ( $a = 0.524$ ), nous avons au début de la transformation une cinétique encore plus rapide, ce qui représente mieux la cinétique de plasticité de transformation expérimentale, avec 80% de la déformation de plasticité de transformation totale atteinte après seulement 30% de l'avancement de la transformation.

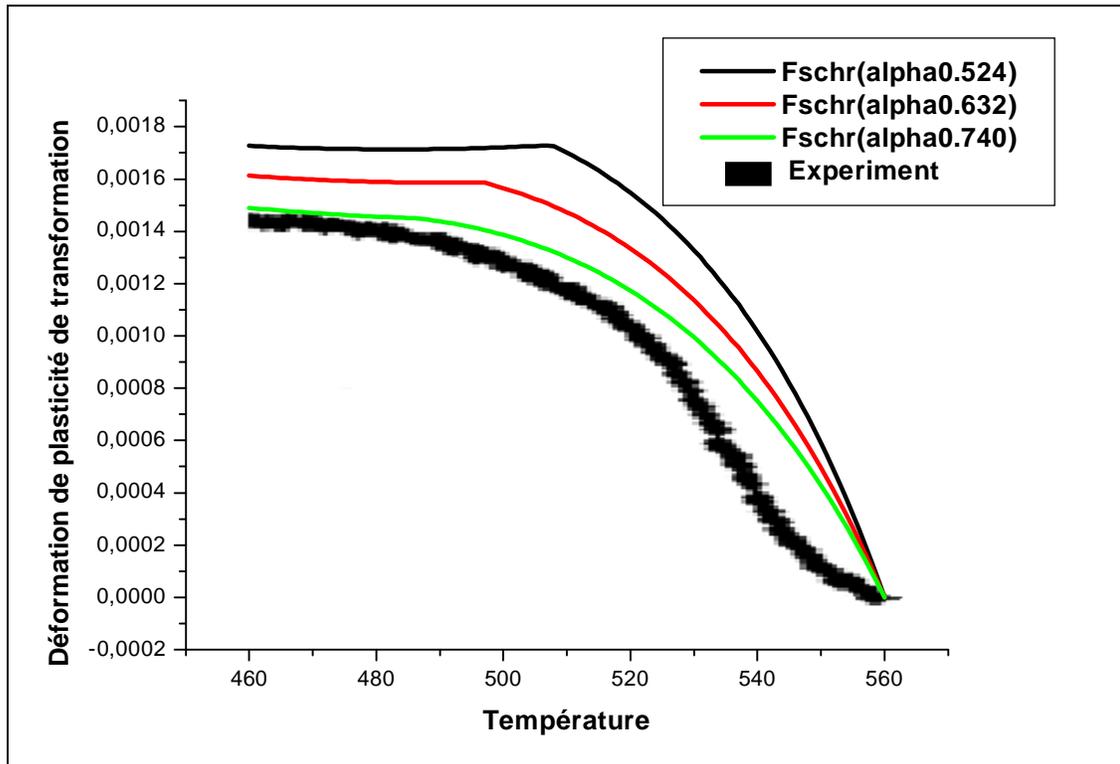
A la fin de la transformation et d'après les figures (5.13) et (5.15), la courbe qui correspond à la valeur ( $a = 0.740$ ) représente mieux les résultats expérimentaux pour l'estimation de la

déformation de plasticité de transformation en fin de transformation, alors que pour la valeur ( $a = 0.632$ ), on peut constater une légère surestimation tandis que pour ( $a = 0.524$ ), le modèle de Fischer surestime trop la déformation plasticité de transformation finale. A noter que dans les trois cas le modèle de Fischer sousestime la déformation de plasticité de transformation au début de la transformation.



**Figure 5.14 :** Evolution du rapport entre la déformation de plasticité de transformation et la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la fraction de bainite formée pour différentes valeurs du facteur de remplissage des grains pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa selon le modèle de Fischer.

Par ailleurs, on peut observer visuellement et d'après la figure (5.13), que les courbes qui correspondent aux deux valeurs ( $a = 0.632$  et  $a = 0.524$ ) présentent des extremums pour des valeurs de taux de phase nouvellement formée égales ces mêmes valeurs du facteur de remplissage des grains et qu'à partir de ces valeurs les courbes saturent à presque ce niveau. C'est du au fait que Fischer propose une modélisation inverse dès que la transformation atteint cette fraction en supposant que la plasticité se produit seulement dans la phase parente.



**Figure 5.15** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la température pour différentes valeurs du facteur de remplissage des gains selon le modèle de Fischer pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.

### 5.1.6. Modèle de Greenwood et Johnson

D'après l'expression (3.3) :

$$e^{pt} = \frac{5}{6s_y^1} \frac{\Delta V}{V} s$$

Qui est l'expression de la déformation de plasticité de transformation finale selon le modèle de Greenwood et Johnson, les résultats de la simulation donnent :

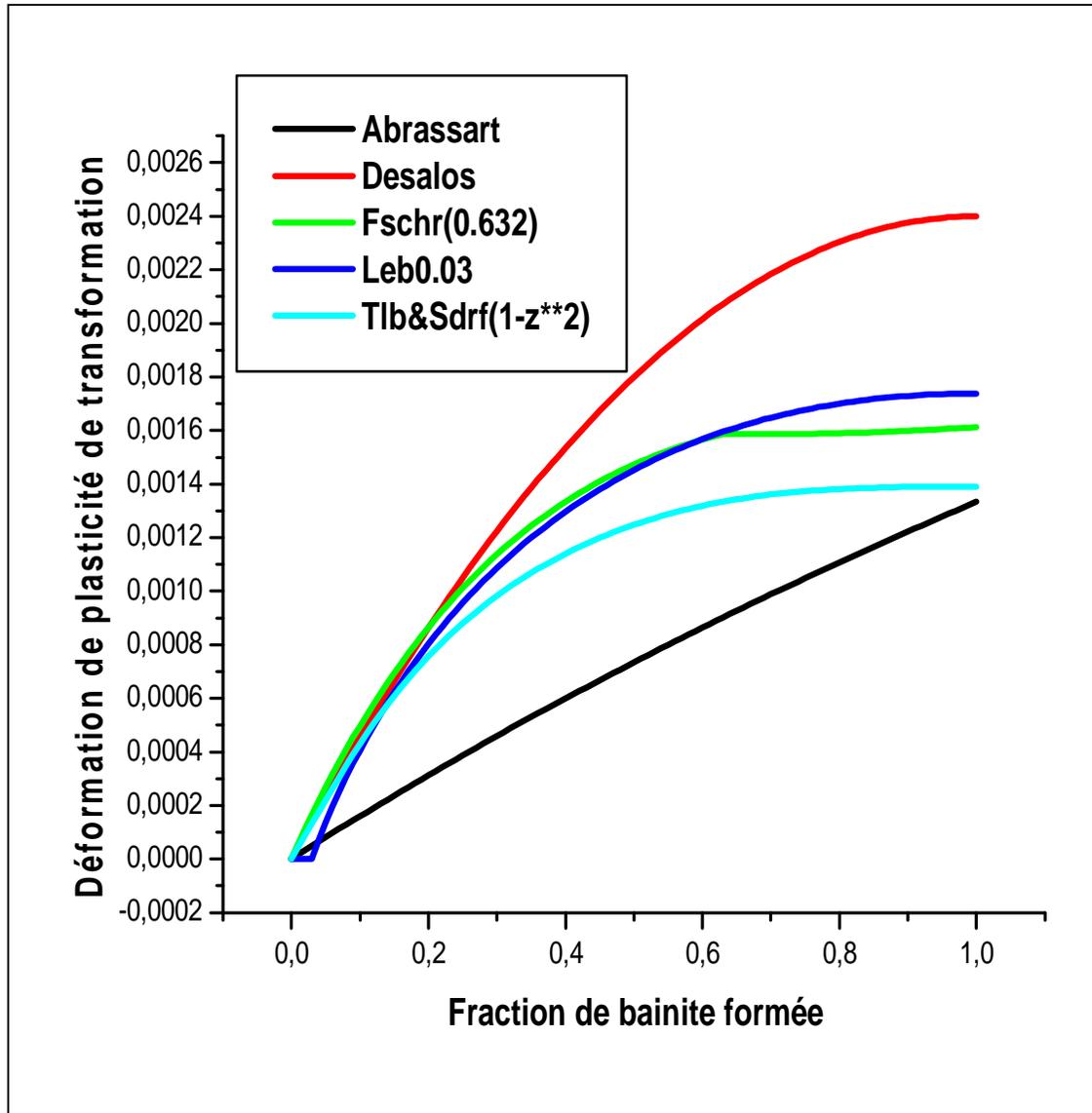
$$\mathbf{DPTF} = 0.0024$$

Cette valeur de la déformation de plasticité de transformation finale est égale à celle du modèle de Desalos. Donc, bien qu'il donne seulement l'expression de la déformation de plasticité de transformation finale ce modèle surestime de loin la plasticité de transformation ce qui représente 70% de la valeur expérimentale.

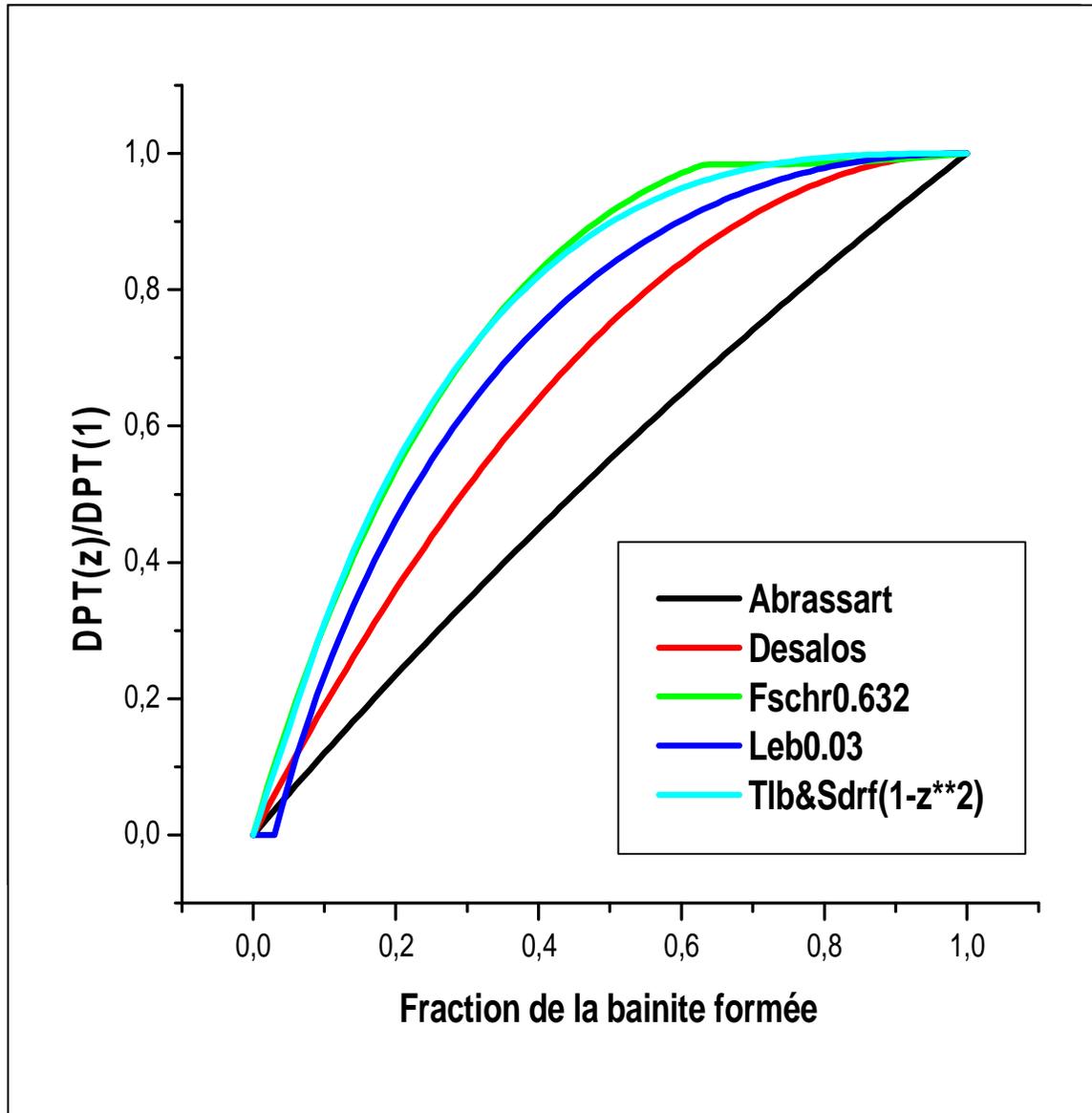
## 5.2. Confrontation des modèles de plasticité de transformation

### 5.2.1. Cinétique de plasticité de transformation

D'après les figures (5.16), (5.17) et (5.18), on peut constater que tous les modèles présentent presque la même cinétique de déformation de plasticité de transformation au début de la transformation, exception faite pour le modèle d'Abrassart qui propose une évolution linéaire, ceci est autant vrai avant les 20% de l'avancement de la transformation.



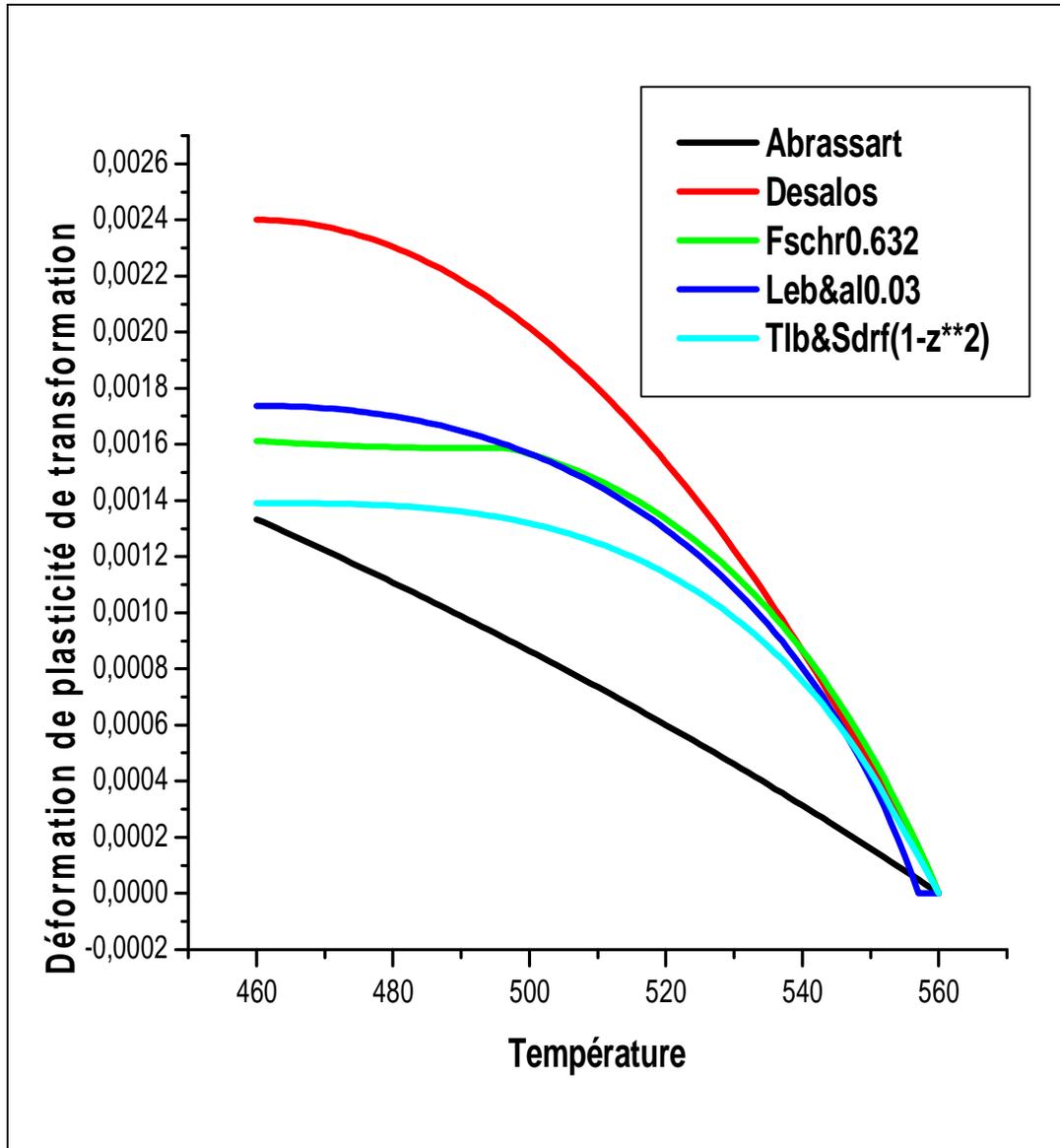
**Figure 5.16** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la fraction de bainite formée pour différents modèles pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.



**Figure 5.17** : Evolution du rapport entre la déformation de plasticité de transformation et la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la fraction de bainite formée pour différents modèles pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.

Fischer surestime moins la déformation de plasticité de transformation par rapport à celui de Leblond et al.

Le modèle de Taleb et Sidoroff majoré de la fonction  $(1-z^2)$ , s'accorde en fin de transformation avec celui d'Abrassart.



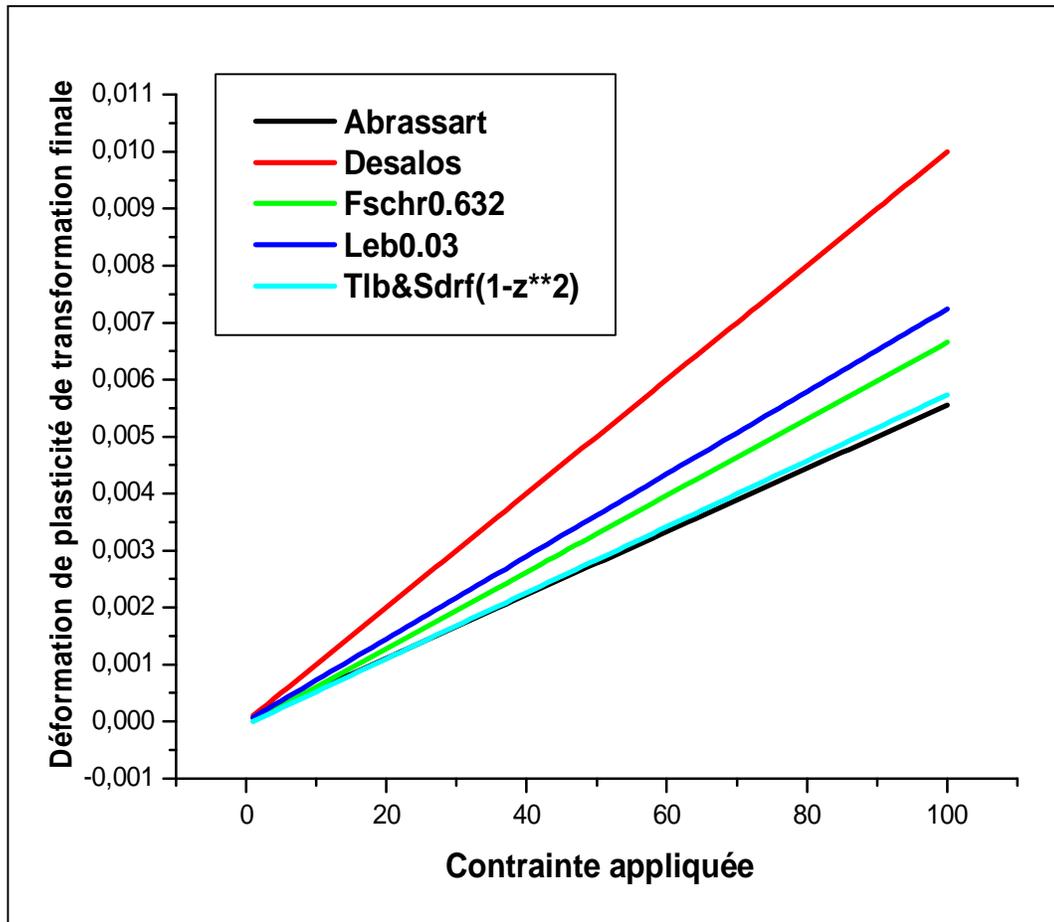
**Figure 5.18** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation en fonction de la température pour différents modèles pour l'acier 16MND5 sous une contrainte appliquée de 24MPa.

Quand au modèle de Desalos, il prévoit la plus grande valeur de la déformation de plasticité de transformation.

### 5.2.2. Plasticité de transformation finale par rapport à la contrainte appliquée

D'après la figure (5.19), on constate que pour tous les modèles proposent une évolution linéaire de la déformation de plasticité de transformation finale en fonction de la contrainte appliquée, même pour des valeurs supérieures à la moitié de la limite d'élasticité de

la phase la plus molle à la température de début de transformation, en l'occurrence 110 MPa,



**Figure 5.19** : Evolution de la déformation de plasticité de transformation finale en fonction du niveau de contrainte appliquée selon différents modèles pour l'acier 16MND5

ce qui ne s'accorde pas avec les constats expérimentaux, ces derniers qui montrent que l'évolution de la plasticité de transformation par rapport au niveau du chargement appliqué est plutôt linéaire tant que la valeur de la contrainte induite par ce dernier, ne dépasse pas la moitié de la limite d'élasticité de la phase la plus molle, en l'occurrence l'austénite à la dite température. Ce qui rend les modèles étudiés insuffisants quand à l'estimation de la plasticité de transformation pour des niveaux de contrainte appliquée relativement élevés, d'où la nécessité d'introduire une fonction qui exprime la non-linéarité comme pour le modèle de Leblond et al, (cf. 3.41).

D'après la même figure, on peut observer une concordance entre le modèle de Taleb et Sidoroff et le modèle d'Abrassart, et à un niveau moins entre le modèle de Fischer et le modèle de Leblond et al. Quand au modèle de Desalos, il s'en écarte largement.

### 5.2.3. Coefficient de plasticité de transformation (k)

Le coefficient de plasticité de transformation étant le rapport entre la norme de la déformation de plasticité de transformation finale et la norme de la contrainte appliquée et d'après les résultats de la simulation on peut construire le tableau (5.1) :

Modèle	Desalos	Abrassart	Greenwood & Johnson	Fischer $a = 0.632$	Taleb & Sidoroff $(1 - z^2)$	Leblond et al <b>0.03</b>	Experiment
$k (\times 10^{-4})$ $MPa^{-1}$	1.00	0.55	1.00	0.67	0.58	0.72	0.70

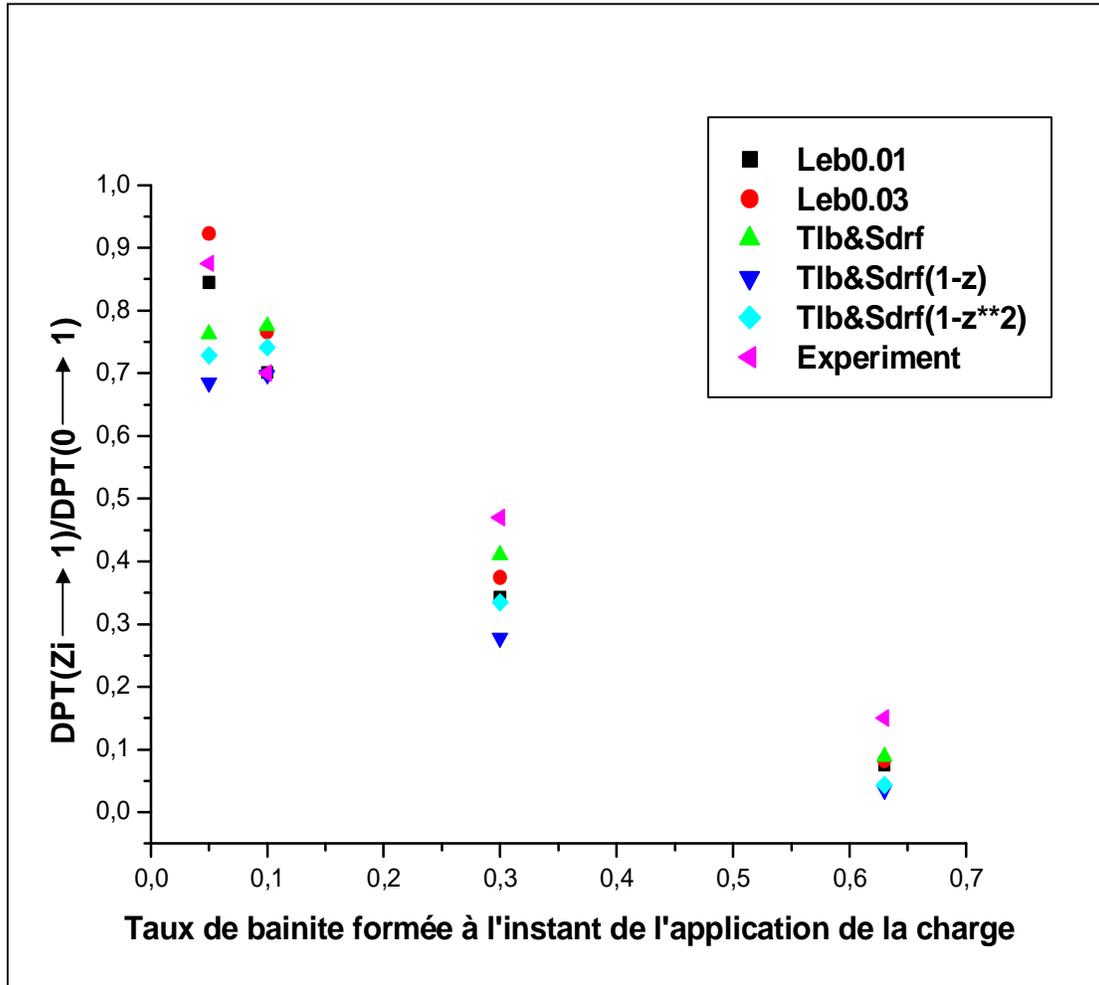
**Tableau 5.1** : Coefficient de plasticité de transformation

On peut constater que les valeurs qui correspondent aux modèles de Desalos et Greenwood et Johnson sont loin de la valeur expérimentale du coefficient (k) et que le modèle de Leblond et al donne une bonne estimation de ce facteur, alors que le modèle de Taleb et Sidoroff le souestime et d'un degrés moins le modèle de Fischer.

### 5.2.4. Cas où la contrainte est appliquée pendant une partie de la transformation

D'après la figure (5.20), on peut constater que la valeur du rapport  $(DPT(Z_i : 1))/(DPT(0 : 1))$  va en diminuant au fur et à mesure que le taux de bainite formé à l'application de la charge augmente, et que pour un taux égal à 0.05 le modèle de Leblond et al semble être le plus proche des prévisions expérimentales avec des valeurs plus ou moins dispersées des deux modèles à cause de la singularité au début de la transformation observée pour le modèle de Leblond et al. Pour un taux de 0.1, les prévisions numériques et expérimentales sont très proches, pour des taux plus importants le modèle de Taleb et Sidoroff est le plus proche des valeurs expérimentales. Ceci dit, cette évolution peut être justifiée par le fait que la cinétique de plasticité de transformation au début de la

transformation est plus rapide, et que la grande partie de la plasticité est consommée à ce stade, d'où la diminution du rapport  $(DPT(Z_i : 1))/(DPT(0 : 1))$  d'autant plus que l'application de la charge est en retard par rapport au commencement de la transformation.



**Figure 5.20 :** Comparaison du rapport  $(DPT(Z_i \rightarrow 1)/DPT(0 \rightarrow 1))$  par rapport au taux de bainite formée à l'instant de l'application de la charge de 48 Mpa pour différents modèles de plasticité de transformation pour l'acier 16MND5.

# SOMMAIRE

DEDICACES .....	I
REMERCIEMENTS .....	II
RESUME .....	III
ABSTRACT .....	IV
NOTATIONS .....	V
SOMMAIRE .....	VII
INTRODUCTION GENERALE .....	1

## CHAPITRE 1

### ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1 Introduction .....	3
1.2 Travaux effectués .....	3

## CHAPITRE 2

### DESCRIPTION ET ANALYSE DES PHENOMENES AFIN DE MIEUX SITUER LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

2.1 Notion de transformation de phase à l'état solide.....	12
2.1.1 Introduction.....	12
2.1.1.1 Changement de structure cristalline.....	13
2.1.1.2 Déplacement des atomes de soluté.....	14
2.1.2 Austénisation.....	14
2.1.2.1 Définition.....	14
2.1.2.2 Facteurs influençant l'austénisation.....	15
2.1.2.3 Modélisation de l'austénisation.....	16
2.1.2.3.1 Température de transformations.....	16
2.1.2.3.2 Taille des grains austénitiques.....	16
2.1.2.3.3 Cinétique de transformation.....	17
2.1.3 Transformations de phases .....	18
2.1.3.1 Transformations avec diffusion.....	19
2.1.3.1.1 Transformation ferritique.....	19
2.1.3.1.2 Transformation perlitique.....	20
2.1.3.1.3 Transformation bainitique .....	20
2.1.3.2 Transformation martensitique (Sans diffusion).....	20
2.2 Caractérisation expérimentale des transformations de phases.....	20
2.2.1 Méthodes directes.....	21
2.2.1.1 Diffraction des rayons X ou électrons.....	21
2.2.1.2 Observation micrographique.....	21
2.2.1.3 Mesure de dureté.....	21
2.2.2 Méthodes indirectes.....	22
2.2.2.1 Dilatométrie.....	22
2.2.2.2 Analyse magnétique.....	23
2.2.2.3 Analyse thermique.....	23
2.2.2.4 Méthode de résistivité.....	23
2.3 Les principales conséquences des transformations structurales.....	24
2.3.1 Conséquences thermiques .....	24

2.3.2	Conséquences mécaniques.....	24
2.3.2.1	Déformation métallurgique.....	25
2.3.2.2	Restauration d'écrouissage.....	25
2.3.2.3	Caractéristiques mécaniques en fonction de la composition métallurgique.....	25
2.3.2.4	Comportement multiphasé.....	25
2.3.2.5	Déformation de plasticité de transformation .....	25
2.4	Plasticité de transformation.....	25
2.4.1	Définition.....	26
2.4.2	Propriétés associées à la plasticité de transformation.....	26
2.4.3	Mécanismes responsables de la plasticité transformation.....	27
2.4.3.1	Mécanisme de Magee.....	27
2.4.3.2	Mécanisme de Greenwood et Johnson.....	27
2.4.4	Contribution de chacun des deux mécanismes.....	28
2.4.5	Essai de plasticité de transformation.....	29

## CHAPITRE 3

### MODELISATION DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

3.1	Introduction.....	30
3.2	Structure générales des modèles de plasticité de transformation.....	30
3.3	Modélisation phénoménologique.....	31
3.3.1	Modèle de Greenwood et Johnson.....	31
3.3.2	Modèle d'Abrassart.....	32
3.3.3	Modèle de Desalos, Leblond et Giusti.....	33
3.4	Modélisation micromécanique.....	34
3.4.1	Modèle de Leblond et al.....	34
3.4.1.1	Introduction .....	34
3.4.1.2	Hypothèses.....	36
3.4.1.3	Modèle micromécanique.....	38
3.4.1.4	Formulation du modèle de Leblond et al.....	40
3.4.2	Modèle de Taleb et Sidoroff.....	41
3.4.2.1	Introduction.....	41
3.4.2.2	Mise en équation du problème.....	43
3.4.2.3	La solution élastique.....	45
3.4.2.4	La solution élasto-plastique.....	47
3.4.2.5	La solution plastique.....	48
3.4.2.6	Evaluation de la plasticité de transformation.....	49
3.4.2.6.1	Le cas plastique.....	50
3.4.2.6.2	Le cas élasto-plastique.....	51
3.4.3	Modèle de Fischer.....	52

## CHAPITRE 4

### CARACTERISATION EXPERIMENTALE ET SIMULATION

4.1	Caractérisation expérimentale.....	57
4.1.1	Eprouvette.....	57
4.1.2	Essais de caractérisation.....	58
4.1.3	Identification expérimentale .....	60
4.1.3.1	les vitesses de chauffage et de refroidissement $\bar{T}_{ch}$ et $T_{rf}$ .....	60
4.1.3.2	les coefficients de dilatation des phases ferritiques et austénitique $a_2$ et $a_1$ .....	61
4.1.3.3	Evolution des proportions de phases.....	62
4.1.3.4	Températures de début et de fin de transformation austénitique et ferritique.....	62

4.1.3.5	Déformation de plasticité de transformation ( $e^{pt}(z)$ , $e^{pt}(T)$ ).....	63
4.1.3.6	l'évolution de $I_2(z)$ .....	65
4.1.3.7	le coefficient de plasticité de transformation (k).....	65
4.2	Simulation de la plasticité de transformation.....	66
4.2.1	Introduction.....	66
4.2.2	Paramètres de la simulation.....	66

## CHAPITRE 5

### RESULTATS ET DISCUSSION

5.1	Cinétique de plasticité de transformation.....	68
5.1.1	Modèle de Desalos.....	68
5.1.2	Modèle d'abrassart .....	70
5.1.3	Modèle de Leblond et al .....	72
5.1.4	Modèle de Taleb et Sidoroff.....	75
5.1.5	Modèle Fischer .....	77
5.1.6	Modèle de Greenwood et Johnson .....	80
5.2	Confrontation des modèles de plasticité de transformation .....	81
5.2.1	Cinétique de plasticité de transformation.....	81
5.2.2	Plasticité de transformation par rapport à la contrainte appliquée.....	83
5.2.3	Coefficient de plasticité de transformation (k).....	85
5.2.4	Cas où la charge est appliquée pendant une partie de la transformation.....	85

CONCLUSION .....	87
------------------	----

ANNEXES .....	89
---------------	----

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES .....	93
-----------------------------------	----