

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
People's Democratic Republic of Algeria

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي  
Ministry of Higher Education and Scientific

جامعة سعد دحلب البليدة  
University SAAD DAHLAB of BLIDA

كلية التكنولوجيا  
Faculty of Technology  
Department of Mécanique



# Mémoire finale

Realiser Par :

**Chedik Faycel**

&

**Erroukrma Oussama**

# Simulation du comportement mécanique en traction d'un acier inoxydable austénitique

Encadrer par :

**Mme Ramdoum Sara**

Academic Year 2023-2024

# Remerciements

Nous adressons nos plus profonds et sincères remerciements à DIEU tout puissant pour la volonté, la santé et la patience qu'Il nous a accordées tout au long de ce travail. Sans Sa bénédiction, rien de tout cela n'aurait été possible.

Nous tenons à exprimer notre gratitude chaleureuse à Mme Ramdoum Sara, qui a accepté de diriger ce travail. Ses conseils scientifiques précieux et ses orientations ont été indispensables à la réalisation de ce mémoire.

Nous remercions également les membres du jury pour le grand honneur qu'ils nous font en acceptant de juger ce travail. Leur implication et leur expertise enrichissent significativement notre démarche.

Nos remerciements vont à l'ensemble des enseignants qui ont contribué à notre formation, ainsi qu'à tout le personnel administratif qui a participé au bon déroulement de ce travail. Leur soutien et leur dévouement ont été essentiels à notre réussite.

Enfin, nous remercions sincèrement nos parents, nos amis, nos collègues de la promotion 2024, ainsi que tous ceux qui, par leurs encouragements ou leur amitié, ont soutenu ce projet. Leur présence et leur soutien ont été une source inestimable de motivation et de force.

À tous, nous exprimons notre gratitude la plus profonde.

---

## Résumé

La simulation du comportement mécanique en traction d'un acier inoxydable était l'objectif de cette étude. Nous avons opté pour l'acier TRIP entièrement austénitique du type 304L pour notre étude. Afin de réaliser notre étude avec succès, nous avons divisé le travail en une section de recherche bibliographique, spécialement consacrée aux aciers inoxydables et l'effet trip, et une section numérique. On réalise les simulations du problème en utilisant le logiciel ABAQUS 6.14.

---

## Abstract

The simulation of the mechanical behavior in traction of stainless steel was the objective of this study. We opted for fully austenitic TRIP steel type 304L for our study. In order to carry out our study successfully, we divided the work into a bibliographic research section, specially devoted to stainless steels and the trip effect, and a numerical section. We carry out simulations of the problem using the ABAQUS 6.14 software.

---

## ملخص

إن محاكاة السلوك الميكانيكي في الجر للفولاذ المقاوم للصدأ كان الهدف من هذه الدراسة. لقد اخترنا نوع الفولاذ TRIP الأوستنيتي بالكامل L304 لدراستنا. ومن أجل تنفيذ دراستنا بنجاح، قمنا بتقسيم العمل إلى قسم بحثي ببليوغرافي، مخصص خصيصاً للفولاذ المقاوم للصدأ وتأثير Trip، وقسم رقمي. نقوم بإجراء محاكاة للمشكلة باستخدام برنامج ABAQUS 6.14.

---

# Tables des Matiers

Introduction Générale.....	7
<b>Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables et leur comportement.....</b>	<b>8</b>
<b>I-1 Introduction.....</b>	<b>8</b>
<b>I-2 Historique et définition des aciers inoxydables.....</b>	<b>8</b>
<b>I-3 Classification des aciers inoxydables.....</b>	<b>9</b>
<b>I-3-1 Acier inoxydable ferritique.....</b>	<b>9</b>
<b>I-3-2 Aciers inoxydables austénitiques.....</b>	<b>10</b>
<b>I-3-3 Acier inoxydable martensitique.....</b>	<b>10</b>
<b>I-3-4 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex).....</b>	<b>11</b>
<b>I-4 Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables.....</b>	<b>11</b>
<b>I-5 Comportement des aciers inoxydables.....</b>	<b>13</b>
<b>I-5-1 Comportement élastique.....</b>	<b>13</b>
<b>I-5-2 Comportement Plastique.....</b>	<b>16</b>
<b>I-6 Modélisation du comportement mécanique des aciers inoxydables.....</b>	<b>18</b>
<b>I-7 Les aciers TRIP.....</b>	<b>21</b>
<b>I-7-1 Composition des aciers TRIP.....</b>	<b>21</b>
<b>I-7-2 obtention des aciers TRIP.....</b>	<b>22</b>
<b>I-7-3 Comportement mécanique des aciers à effet TRIP.....</b>	<b>23</b>
<b>I-8 Modélisation des aciers à effet TRIP.....</b>	<b>26</b>
<b>I-8-1 Modèles de la cinétique de transformation.....</b>	<b>26</b>
<b>I-8-2 Modèles de la plasticité de transformation.....</b>	<b>29</b>
<b>I-9 Conclusion.....</b>	<b>32</b>
<b>Chapitre II : Simulation et vérification des résultats.....</b>	<b>33</b>
<b>II-1 Introduction :.....</b>	<b>33</b>
<b>II-2 Présentation du métal de l'étude :.....</b>	<b>33</b>
<b>II-2-1 Caractéristiques théoriques de l'acier 304L.....</b>	<b>34</b>
<b>II-2-2 Caractérisation de l'acier 304L.....</b>	<b>34</b>
<b>II-2-3 Caractérisation mécanique.....</b>	<b>37</b>
<b>II-3 Simulation avec abaqus.....</b>	<b>39</b>
<b>II-3-1 Présentation du logiciel.....</b>	<b>39</b>
<b>II-3-2 Simulation :.....</b>	<b>43</b>
<b>II-3-3 Les étapes de simulation :.....</b>	<b>43</b>
<b>II-4 Résultats de traction.....</b>	<b>49</b>
<b>II-4-1 Cas d'un acier (propriétés elastoplastique).....</b>	<b>49</b>
<b>II-4-2 Comparaison simulation acier comportement élastique/elastoplastique.....</b>	<b>52</b>

<b>II-5 Conclusion</b> .....	53
<b>Conclusion Général</b> .....	54
<b>Références et Bibliographie</b> .....	55

## Liste des figures

Figure 1 I. : diagramme d'équilibre fer-C .....	22
Figure 2 I. : Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multiphases à effet TRIP [17] .....	23
Figure 3 I. : Courbe $\sigma$ vs $\epsilon$ d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation [20]. .....	23
Figure 4 I. : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304 :(a) courbe $\sigma - \epsilon$ et (b) cinétique de la transformation martensitique [21] .....	24
Figure 5 I. : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de 10-3S-1 : (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation [22]. .....	24
Figure 6 I. : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). Courbes $\sigma - \epsilon$ et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à -100 $\mu$ m .....	25
Figure 7 I. Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). .....	25
Figure 8 I : Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). .....	26
Figure 9- II Microstructure de l'acier 304L .....	35
Figure 10 II Spectre de diffraction de l'acier 304L .....	36
Figure 11 II Éprouvette de traction .....	37
Figure 12 II : Courbe de traction conventionnelle de l'éprouvette à 25°C .....	38
Figure 13 II Interface de code d'ABAQUS .....	39
Figure 14 II : Différents types d'éléments disponibles dans la bibliothèque d'Abaqus .....	40
Figure 15 II Modèle tridimensionnelle étudier « A » .....	44
Figure 16 II: Introduction de l'élasticité et de la plasticité dans abaqus. ....	45
Figure 17 II positionnement de l'éprouvette dans un repère « A » .....	46
Figure 18 II conditions aux limites « A » .....	46
Figure 19 Les différentes charges de traction appliquées .....	47
Figure 20 II les deux différentes taille de maillage .....	48
les résultats des maillage ( A et B) se presenter dans la figure (22 II) : .....	49
Figure 21 II maillage 3D .....	49
Figure 23 résultats de traction 90N .....	50
Figure 24 résultats de traction 70N .....	50
Figure 25 résultats de traction 50N .....	51
Figure 26 contrainte radiale en fonction de la distance .....	52
Figure 27 Le graphique comparatif des contraintes (VM, en MPa) en fonction de la distance (en mm) .....	53

# Liste des tableaux

Tableau 1 I.1 classification des aciers inoxydable ferritique.....	
Tableau 2 I.3 : désignation des aciers inoxydables austénitiques Fe-Cr-Ni(Mo) suivant la norme EN 10088-1 (la teneur en chrome étant comprise entre 16 et 26%).....	10
Tableau 3 I.2 : classification des aciers inoxydables martensitiques .....	11
Tableau 4 - Composition chimique de la nuance entièrement austénitique AISI 304L.....	33
Tableau 5 les unités dans ABAQUS .....	41

## Introduction Générale

L'acier est un matériau fondamental dans de nombreux secteurs industriels en raison de ses propriétés mécaniques et de sa durabilité. Parmi les diverses catégories d'acier, les aciers inoxydables se distinguent par leur résistance à la corrosion et leurs multiples applications, allant de l'industrie chimique à l'architecture, en passant par les équipements domestiques. Un sous-groupe particulièrement intéressant d'aciers inoxydables est celui des aciers à effet TRIP (Transformation Induced Plasticity), qui offrent un excellent compromis entre ductilité et résistance mécanique.

Ce mémoire s'articule autour de deux chapitres principaux. Le premier chapitre est consacré à une présentation générale des aciers inoxydables et des aciers à effet TRIP. Nous y aborderons leur origine, leur évolution, ainsi que leurs caractéristiques distinctives. Une attention particulière sera portée à leur classification et à leurs domaines d'application variés. Cette section fournira une base théorique essentielle pour comprendre les propriétés et les avantages de ces matériaux dans différentes applications industrielles.

Dans le deuxième chapitre, nous passerons à une simulation plus spécifique. Nous effectuerons une simulation de l'opération de traction sur l'acier inoxydable 304L, un matériau largement utilisé en raison de sa combinaison de résistance à la corrosion et de bonnes propriétés mécaniques. Avant de procéder à la simulation, une présentation détaillée de l'acier 304L sera fournie, incluant sa composition, ses propriétés et ses applications courantes. Les résultats numériques obtenus seront ensuite validés pour vérifier leur conformité avec les données expérimentales disponibles.

En combinant une étude théorique et une analyse pratique, ce mémoire vise à offrir une compréhension approfondie des aciers inoxydables et des aciers à effet TRIP, tout en démontrant les capacités de simulation numérique dans l'évaluation des performances matérielles.

# Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables et leur comportement

---

## I-1 Introduction

Ce chapitre nous donnera des connaissances générales sur les aciers inoxydables, d'abord, et sur les aciers à effet TRIP ensuite. Une brève introduction qui abordera leur origine et leur évolution, leur définition, leur classification, leurs caractéristiques et leurs différents domaines d'application.

## I-2 Historique et définition des aciers inoxydables

Ils ont été découverts par l'allemand Hans Goldschmidt dans les années 1890, qui a réussi à développer les premiers aciers en chrome et à faible carbone. De 1904 à 1909, de nombreux scientifiques, notamment le Français Léon Guillet, étudièrent et développèrent de nombreux alliages Fe-Cr-Ni. En 1911, Philip Monnartz, un chercheur allemand, souligna l'impact de la teneur en chrome des alliages sur leur résistance à la corrosion.

Les aciers inoxydables sont composés d'alliages Fer-Chrome ou Fer-Chrome-Nickel, avec une teneur en carbone comprise entre 0,02% et 1%, et un pourcentage de chrome supérieur à 12%. Dans certains cas, il est possible d'ajouter des éléments d'alliages interstitiels tels que le carbone, l'azote ou des métalliques tels que le Nickel, le Molybdène et le Titane... afin d'améliorer leur résistance à la corrosion et leurs propriétés mécaniques. [1]

Il n'existe aucun métal inoxydable, mais en ce qui concerne les aciers inoxydables, il s'agit d'aciers difficilement oxydables, c'est-à-dire peu sensibles à la corrosion. En ajoutant du Chrome au Fer, on crée un film de passivation invisible et protecteur en surface, qui découle de l'oxydation naturelle de la surface, ce qui rend le métal passif. [2]

Les bénéfices des aciers inoxydables sont incontestables. Les matériaux ont été introduits dans de nombreux secteurs industriels (tels que les bâtiments, les industries chimiques, l'agro-alimentaire, les transports, etc.) et ont connu un développement souvent spectaculaire, en particulier à partir des années 40, en raison de leur capacité à résoudre des problèmes techniques.

## I-3 Classification des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables forment une variété d'alliages métalliques qui, en fonction de leur concentration en chrome et des traitements thermiques qu'ils subissent, offrent une variété de caractéristiques. [3]

Quatre catégories d'aciers inoxydables existent (avec des structures cristallographiques différentes), dont l'utilisation varie en fonction des caractéristiques recherchées. Ils sont obtenus à partir de différentes régions.

- L'obtention des aciers ferritiques se fait par refroidissement.
- Les aciers austénitiques sont fabriqués par trempe à partir d'une composition présente dans la boucle  $\alpha$ , la phase austénitique résultante étant thermodynamiquement métastable.
- L'obtention des aciers martensitiques est similaire à celle des aciers austénitiques. Cependant, la différence réside dans le fait que l'austénite obtenue est extrêmement instable en raison de la présence de carbone et se transforme en martensite.
- Les aciers austéno-ferritiques sont obtenus à partir d'une composition située dans la limite de la boucle  $\alpha$ .

### I-3-1 Acier inoxydable ferritique

Habituellement, les aciers inoxydables ferritiques se distinguent par leur structure qui demeure ferritique à toutes les températures, c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation  $\alpha$ - $\gamma$ .

- Les propriétés mécaniques de ces aciers
  - . La limite d'élasticité  $R_{p0.2} = 300\text{MPa}$
  - . Résistance à la rupture par traction assez faible  $R_m = 500\text{MPa}$

Afin d'améliorer la résistance mécanique, il est préférable d'ajouter du Nickel plutôt que du Carbone lorsque les précipitations de Carbone sont à éviter. Le Nickel contenant des composés CFC favorise la création d'une solution solide austénitique CFC ( $\gamma$ ) aux dépens de la structure CC ( $\alpha$ ). Les aciers inoxydables ferritiques sont classés en trois groupes selon leur teneur en Chrome. (Tableau I.1) [3]

Groupe	Teneur en Chrome (% en masse)	Teneur en Carbone (% en masse)	Autre éléments Dont stabilisant
1	10.5 à 13	$\leq 0.080$	Stabilisant : Ti
2	16 à 18	$\leq 0.080$	Stabilisant : Ti Nb Zr V Résistance à la corrosion : Mo
3	> 20	$\leq 0.020$	Stabilisant : Ti Nb Résistance à la corrosion : Mo

Tableau I.1.1 classification des aciers inoxydables ferritiques [3]

### I-3-2 Aciers inoxydables austénitiques

Bien que les aciers inoxydables ferritiques aient fait des avancées indéniables en termes de ductilité et de résistance, les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent encore 80 % du marché mondial. Cela s'explique par leur structure cristallographique cubique à faces centrées, qui leur confère une ductilité et une ténacité remarquables depuis les températures cryogéniques jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius. En plus de ces caractéristiques intrinsèques, il est nécessaire d'ajouter une soudabilité opératoire et métallurgique exceptionnelle, ce qui facilite la mise en place.

À température ambiante, ces aciers offrent un excellent équilibre entre leur résistance mécanique et leur capacité à s'allonger. Tableau I.2 [3]

Les propriétés mécaniques de ces aciers sont :

- Limite d'élasticité est comprise entre 350 et 400 MPa
- Résistance à la rupture dépasse 800 MPa
- Allongement à rupture (A%) peut atteindre 50%.

Groupe	Teneur en Chrome (% en masse)	Teneur en Carbone (% en masse)	Autre éléments Dont stabilisant
1	10.5 à 13	$\leq 0.080$	Stabilisant : Ti
2	16 à 18	$\leq 0.080$	Stabilisant : Ti Nb Zr V Résistance à la corrosion : Mo
3	> 20	$\leq 0.020$	Stabilisant : Ti Nb Résistance à la corrosion : Mo

Tableau 2 I.2 : désignation des aciers inoxydables austénitiques Fe-Cr-Ni(Mo) suivant la norme EN 10088-1 (la teneur en chrome étant comprise entre 16 et 26%) [3]

### I-3-3 Acier inoxydable martensitique

Après la trempe, la formation d'une structure entièrement martensitique donne à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté extrêmement élevées. Comme pour tous les aciers qui ne sont pas ou peu alliés, le carbone occupe une place primordiale. Selon la norme EN 10020, la quantité maximale de carbone autorisée pour les aciers inoxydables est de 1,2 %. Ils contiennent entre 11,5 et 18 % de chrome, jusqu'à 6 % de nickel et jusqu'à 1,5 % de molybdène. On utilise toujours ces aciers dans leur état trempé et revenu. Ils possèdent de très bonnes performances mécaniques comme :

- Limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  qui dépasse 1000 MPa ;
- Résistance à la rupture  $R_m$  supérieure à 1200 MPa ;
- Allongement à rupture dépasse rarement 10%.

En fonction de leur structure chimique, ils sont répartis en quatre catégories Tableau 3 . [3]

Groupe	Carbone (% en masse )	Chrome (% en masse)	Nickel (% en masse)	Molybdène (% en masse)
1	≤0,15	11,5 a 13,5	≤ 1,0	≤0,60
2	0,15 a 0,50	12,0 a 14,5	≤ 1,0	≤0,80
3	0,60 a 1,20	14,0 a 18,0	≤ 1,0	≤0,80
4	≤0,22	12,0 a 18,0	1,5 a 6,0	≤1,50

Tableau 4 I.2 : classification des aciers inoxydables martensitiques [3]

### I-3-4 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex)

La structure biphasée des aciers austéno-ferritiques explique les caractéristiques des aciers austéno-ferritiques. Les aciers austénitiques et ferritiques sont obtenus par trempe en utilisant une structure mixte austénite-ferrite, ce qui leur confère une combinaison favorable des propriétés mécaniques et de corrosion.

Les couleurs dominantes sont composées de 22 à 25% de chrome et de 4 à 7% de nickel.

On utilise ces aciers dans des environnements assez agressifs : les industries chimiques, pétrolière et maritime. [4]

## I-4 Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables

Les additifs ajoutés à l'acier ou à un alliage métallique à base de fer (Fe + C) ont un impact spécifique sur les caractéristiques générales, ou un impact commun lorsque plusieurs additifs sont présents dans la composition chimique finale. Les composantes

Il existe deux catégories d'alliages : ceux qui permettent de maintenir le fer ( $\alpha$ ) et ceux qui stabilisent le fer ( $\gamma$ ).

Les données ci-dessous illustrent brièvement l'impact que peuvent avoir quelques composants d'alliage et leur fonction lorsqu'ils sont associés à un acier. [5].

Eléments alphagènes :

### Le chrome

Élément essentiel de tous les aciers inoxydables qui garantit la résistance à la corrosion (à l'exception des environnements sulfuriques) et à l'oxydation à chaud.

### **Le silicium**

Il s'agit d'un composant alphasé, ce qui accroît la résistance à la corrosion et améliore les caractéristiques d'utilisation à haute température, mais réduit la résistance à la fissuration lors du soudage.

### **Le molybdène**

Il s'agit d'un composé alphasé qui améliore la qualité du film passif, notamment dans les milieux chlorurés et acides, à l'exception des solutions nitriques distillées. Le molybdène améliore la capacité des aciers au chrome à résister au fluage. Il réduit la vulnérabilité financière. Il augmente considérablement la capacité à résister à la corrosion entre les cristaux et par piqûre [6].

### **Le vanadium**

L'élément qui forme le fer ( $\alpha$ ). En contenant du Nickel, cela renforce la résistance mécanique [7].

### **Le titane**

Formateur de ferrite ( $\alpha$ ). Dans les aciers ferritiques et austénitiques, il se combine avec le carbone pour former le carbure de titane et avec l'azote pour former un nitrure de titane, dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion intercrystalline.

### **Le niobium**

Il s'agit d'un composé alphasé qui s'associe également au carbone dans les aciers afin de prévenir la corrosion entre les granules.

### **Eléments gammagènes :**

#### **Le nickel**

Son rôle gammagène permet de stabiliser l'austénite à température ambiante et à des températures très basses. De cette façon, il encourage la mise en place par déformation plastique, il renforce la résistance à la corrosion, il affine le grain et améliore la ductilité [7].

#### **Le manganèse**

Malgré sa catégorisation en tant qu'élément gammagène, il devient alphasé à des concentrations supérieures à 7 %, ce qui rend la transformation de l'austénite en martensite difficile dans les aciers CR-NI et lors des sollicitations mécaniques à basse température, ce qui renforce la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (comme celles observées lors des opérations de soudage).

### **Le carbone**

L'austénite, un élément très gammagène, joue un rôle essentiel dans la stabilisation de l'acier en améliorant ses caractéristiques mécaniques (dureté, charge à la rupture, fluage...) lors de déformations à froid. En revanche, cela peut entraîner la création de carbures de chrome Cr<sub>23</sub> C<sub>6</sub> entre les granules, ce qui réduit la résistance à la corrosion entre les granules de chrome [7].

### **L'azote**

Le puissant élément gammagène joue également un rôle dans la stabilisation de l'austénite. En combinaison avec une faible concentration de carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées tout en augmentant la résistance à la corrosion entre les granules [8].

### **Le soufre**

En utilisant des teneurs d'environ 0,2%, il améliore considérablement la durabilité (tournage, fraisage, perçage, etc.). Cependant, cela compromet la résistance à la corrosion par piqûres [9].

### **Le cuivre**

Dans certaines situations, il est ajouté aux aciers austénitiques afin d'améliorer leur résistance à la corrosion et d'améliorer leur capacité à frapper à froid.

## **I-5 Comportement des aciers inoxydables**

Les aciers inoxydables, comme tous les matériaux métalliques, présentent un comportement élastoplastique. Une caractéristique d'un matériau élastoplastique est un seuil d'écoulement au-dessous duquel le comportement est exclusivement élastique. Une fois cette limite atteinte, la déformation n'est plus réversible.

### **I-5-1 Comportement élastique**

#### **Généralité sur la loi de Hook**

La réversibilité est la principale caractéristique de la déformation élastique. Après avoir retiré la charge qui a entraîné une déformation élastique, le matériau retrouve sa forme originelle.

Dans les matériaux cristallins, la déformation élastique est habituellement inférieure à 1,2%.

La loi de Hook est la relation fondamentale pour aborder l'élasticité, qui établit une corrélation linéaire entre la charge et la déformation élastique. [10]

Dans le cas unidimensionnel la loi de Hook s'écrit :

$$\varepsilon = \frac{1}{E} \sigma$$

I-1

Où E est le module de Young.

### Loi de Hook :

Lorsque les propriétés d'un matériau isotrope sont identiques dans toutes les directions, une tension axiale le long de la direction x entraîne une déformation  $\varepsilon_x = (1/E) \sigma_x$ .

En outre, cette charge axiale sur x entraîne également une déformation transverse  $\varepsilon_y = \varepsilon_z = \nu \varepsilon_x$ , où  $\nu$  est le coefficient de Poisson.

En général, ce coefficient se situe entre 0,2 et 0,3. Il est impératif qu'il ne dépasse pas 0,5, sinon une charge compressive provoquerait une augmentation de la masse du matériau. [10]

Ainsi la loi de Hook isotrope généralisée s'écrit :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{1}{E} (\sigma_{xx} - \nu \sigma_{yy} - \nu \sigma_{zz}) \quad \text{I-2}$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{1}{E} (\sigma_{yy} - \nu \sigma_{xx} - \nu \sigma_{zz}) \quad \text{I-3}$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{1}{E} (\sigma_{zz} - \nu \sigma_{xx} - \nu \sigma_{yy}) \quad \text{I-4}$$

Et pour les composantes de cisaillement

$$\varepsilon_{yz} = \frac{1}{2G} \sigma_{yz} \quad \text{I-5}$$

$$\varepsilon_{xz} = \frac{1}{2G} \sigma_{xz} \quad \text{I-6}$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{1}{2G} \sigma_{xy} \quad \text{I-7}$$

Où  $G$  est le module de cisaillement.

La relation entre  $G$ ,  $E$  et  $\nu$  peut être prouvée :

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \text{I-8}$$

### Dilatation thermique:

#### Généralités :

En cas de variation de température, les dimensions d'un matériau isotrope varient en proportion de la variation de température  $\Delta T$  :

$$\frac{\Delta L}{L} = \alpha \Delta T \quad \text{I-9}$$

Où  $\alpha$  est le coefficient de dilatation thermique linéaire.

Cette valeur positive de ce coefficient  $\alpha$  est dépendante de la température.

Ainsi, la loi d'allongement mentionnée précédemment n'est qu'une approximation et la linéarité n'est plus valable lorsqu'on prend en compte des grandes disparités de température.

Des « anomalies » sont observées dans la valeur du coefficient de dilatation  $\alpha$  dans certains matériaux. La situation la plus répandue est celle de l'eau qui a un comportement spécifique dans sa phase liquide entre 0 °C et 4 °C.

Effectivement, lorsque cette période de température augmente, l'eau se rétrécit, ce qui entraîne un coefficient de dilatation thermique négatif.

D'autres matériaux (tungstate de zirconium, germanite de cuivre et de fer, borate de strontium et de cuivre) présentent de telles anomalies, qui sont le résultat de divers phénomènes physiques liés à l'évolution. [11]

De cette manière, une force similaire entraîne une déformation accrue lorsque le matériau est exposé à une température plus élevée.

#### Loi de Hook isotrope généralisée

La loi qui définit le comportement élastique d'un matériau isotrope peut être généralisée pour prendre en compte les déformations causées par les variations de températures [10].

Ainsi la loi de Hook isotrope généralisée s'écrit :

$$\epsilon_{xx} = \frac{1}{E} (\sigma_{xx} - \nu \sigma_{yy} - \nu \sigma_{zz}) + \alpha \Delta T \quad \text{I-10}$$

$$\epsilon_{yy} = \frac{1}{E} (\sigma_{yy} - \nu \sigma_{xx} - \nu \sigma_{zz}) + \alpha \Delta T \quad \text{I-11}$$

$$\epsilon_{xx} = \frac{1}{E}(\sigma_{zz} - \nu\sigma_{xx} - \nu\sigma_{yy}) + \alpha\Delta T \quad \text{I-12}$$

## I-5-2 Comportement Plastique

### Généralités

Quand la contrainte d'un matériau dépasse une certaine valeur, appelée limite élastique ("yield point" en anglais), la déformation se poursuit selon un processus physique distinct propre au domaine "plastique".

Le domaine plastique n'est plus réversible d'un point de vue macroscopique, l'annulation de la contrainte n'entraîne qu'un retrait partiel du matériau, équivalent uniquement à la partie élastique de la déformation. [12]

Par contre la partie de déformation plastique reste en l'état.

La description macroscopique de la déformation plastique nécessite la connaissance de deux caractéristiques essentielles :

1. La limite de déformation plastique à partir de laquelle elle commence : limite élastique ou yield strength en anglais.
2. Le processus de modification de la contrainte afin de continuer la déformation : modèle d'écrouissage ou strain hardning en anglais.

D'un point de vue graphique, il s'agit de la configuration de la courbe dans la zone plastique [12].

### Limite élastique et critères de plasticité

La limite élastique est la valeur de la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer plastiquement dans le cadre d'un test de traction standard (quasi unidimensionnel).

L'éprouvette passe généralement d'un régime élastique à un régime plastique avec une légère inhomogénéité qui entraîne un « arrondi » entre la partie élastique et plastique de la courbe  $\sigma(\epsilon)$  [12].

Plus largement, les critères de plasticité (yield criteria) permettent de déterminer si, dans un état de contrainte tridimensionnel spécifique (défini par le tenseur des contraintes  $\sigma$ ), le matériau restera dans le domaine élastique ou commencera à se déformer.

La formulation mathématique générale d'un tel critère est mise en forme :

$$f(\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, T_{yz}, T_{zx}, T_{xy}) = C \quad \text{I-13}$$

Le critère peut être exprimé pour un matériau isotrope en fonction des principales contraintes :

$$f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) = C \quad \text{I-14}$$

Si l'on suppose que la plasticité est causée par un mouvement des plans cristallins et/ou un maillage, alors le critère sera principalement fondé sur les composantes de cisaillement ( $\sigma_i, j$ ) [12].

### Critère de Tresca ou critère du cisaillement maximal

L'élément le plus élémentaire, suggéré par Tresca, anticipe l'émergence d'une déformation plastique lorsque la contrainte de cisaillement maximale atteint un seuil.

$$T_{max} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = C \quad \text{I-15}$$

Un test uniaxial de traction ( $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ ) est un exemple spécifique qui permet de déterminer la limite de Tresca. Dans le cas uniaxial Le critère de Tresca est écrit :

$$T_{max} = \frac{\sigma_1}{2} = C \quad \text{I-16}$$

En prenant en compte la valeur de contrainte Y à partir de laquelle la déformation plastique débute, on obtient :

$$C = \frac{Y}{2} \quad \text{I-17}$$

De façon générale, le critère de Tresca se présente comme suit :

$$\sigma_1 - \sigma_3 = Y \quad \text{I-18}$$

### Critère de Von Mises

La valeur du deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes ( $J_2$ ) est comparée à une valeur de seuil C selon ce critère. [12]

La plasticité commence lorsque :

$$\sqrt{\frac{(\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 + (\sigma_1 - \sigma_2)^2}{2}} > C \quad \text{I-19}$$

Le critère de Von Mises est interprété physiquement par la relation entre  $J_2$  (le deuxième invariant du déviateur des contraintes) et l'énergie de distorsion stockée dans le matériau  $W_D$  :

$$W_D = J_2 \cdot \frac{1+\nu}{E} = \frac{J_2}{2G} \quad \text{I-20}$$

La plasticité commence donc selon le critère de Von Mises lorsque l'énergie de distorsion dépasse une certaine valeur [12].

Dans la représentation de Mohr, le critère de Von Mises signifie que le diamètre moyen des trois cercles de Mohr dépasse un seuil.

$$\sqrt{\frac{2}{3}} C \quad \text{I-21}$$

## I-6 Modélisation du comportement mécanique des aciers inoxydables

Des modèles de comportement mécanique pour ces aciers ont été suggérés par plusieurs auteurs. Ces modèles se distinguent par les hypothèses formulées concernant le comportement des différentes phases, la vitesse de transformation induite et la façon dont la déformation de transformation est prise en compte. Nous ne présenterons que quelques modèles dans cette thèse pour donner une idée de la variété des modèles employés.

### Modèle de Guimaraes et al

Une loi d'écoulement en traction uniaxiale est suggérée par Guimaraes et al [13], en fonction de divers paramètres de la microstructure :

$$\sigma = \sigma_0 + K \sigma \left[ \int_{\varepsilon_i}^{\varepsilon} \frac{S^{\alpha'-\gamma}}{1-f} d\varepsilon \right]^{\frac{1}{2}} \quad \text{I-22}$$

Où  $\sigma$  est la limite d'élasticité,  $S^{\alpha'-\gamma}$  est la surface des interfaces  $\alpha'$ - $\gamma$  dans le matériau

Par unité de volume,  $f$  la fraction volumique de martensite,  $\varepsilon_i$  la déformation plastique à laquelle se forme la première martensite et  $K'$  une constante dépendant de la microstructure (longueur des dislocations, nombres de sources de dislocations).

### Modèle de Najafi-Zadeh et al.

La loi de comportement d'une austénite instable  $\gamma$  avec transformation martensitique  $\alpha'$  est exprimée par Najafi-Zadeh et al [14], de la manière suivante :

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_\gamma(\varepsilon) + [\sigma_{\alpha'}(\varepsilon) - \sigma_\gamma(\varepsilon)] f(x) \quad \text{I-23}$$

Les lois d'écoulement des phases  $\gamma$  et  $\alpha'$  sont données par les relations :

$$\sigma_{\alpha'}(\varepsilon) = K_{\alpha'} \cdot \varepsilon''' \quad \text{I-24}$$

0

Le modèle de Guimaraes fournit la cinétique de transformation :

$$f = 1 - \exp(-k\varepsilon) \quad \text{I-25}$$

### Modèle de Narutani et al.

Une modélisation de l'écoulement inélastique d'un acier austénitique avec transformation martensitique a été développée par Narutani et al [15]. Le modèle considère la participation du durcissement à l'émergence de la martensite et à l'adoucissement dynamique. On peut lire la loi de comportement ainsi :

I-26

L'écrouissage d'un matériau biphasé est représenté par le premier terme  $\sigma$ , tandis que  $\sigma_\gamma$  et  $\sigma_{\alpha'}$  sont les contraintes d'écoulement de l'austénite et de la martensite, et  $\alpha f$  tient compte de l'orientation des plaquettes de martensite ( $\alpha=0.12$ ). Le terme  $\Delta\sigma$  est le dernier terme.

L'augmentation de la douceur dynamique due à la plasticité de transformation qui se manifeste :

$$\sigma = \sigma_s - \Delta\sigma_d = (1 - f)\sigma_\gamma(\varepsilon - \alpha f) + f\sigma_{\alpha'}(\varepsilon - \alpha f) - \Delta\sigma_d \quad \text{I-27}$$

Étant donné que  $\beta$  est un paramètre à repérer dans l'expérience. En fin de compte, le comportement est écrit :

$$\sigma = (1 - f)\sigma_\gamma(\varepsilon - \alpha f) + f\sigma_{\alpha'}(\varepsilon - \alpha f) \left\{ 1 - \beta \frac{d_f}{d_\varepsilon} \right\} \quad \text{I-28}$$

Une fois que les paramètres ont été identifiés, les auteurs remarquent que le modèle correspond parfaitement à l'expérience pour des tests de traction à différentes températures sur un acier entièrement austénitique.

### Modèle d'Iwamoto et Tsuta

Selon Miller et McDowell, le modèle d'écroissage d'Iwamoto et Tsuta [16] , tient compte d'une fonction de charge qui dépend du troisième invariant J du déviateur des contraintes.

$$F(J_2, J_3) = J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \bar{\sigma}^2 = 0 \quad \text{I-29}$$

$$J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij} \quad \text{I-30}$$

$$J_3 = \det |S_{ij}| \quad \text{I-31}$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}}} \quad \text{I-31}$$

$S_{ij}$  est le deviateur du tenseur des contraintes de Cauchy

$\bar{\sigma}$  la contrainte effective du matériau biphasé

Le développement de microstructures dans le matériau, comme la texture, est lié à k. L'équation d'évolution de k simplifiée est proposée par Miller et McDowell.

$$\dot{K} = C_k (1 - k) \dot{\varepsilon}^{pslip} \quad \text{I-32}$$

$C_k$  est une constante du matériau

$\dot{\varepsilon}^{pslip}$  est la vitesse de déformation plastique du glissement dans l'acier TRIP.

Selon Iwamoto et Tsuta, le taux de déformation inélastique est divisé en une partie de glissement plastique, une partie de transformation déviatorique et une partie de dilatation de transformation, comme suit :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} \quad \text{I-33}$$

$\dot{\varepsilon}^{pslip}$  est le tenseur de la vitesse de déformation plastique induite par le glissement. Sa forme est donnée par la loi de normalité "Eq. I.28"

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} = \dot{\varepsilon}^{pslip} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad \text{I-34}$$

Où

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{3S_{ij}}{2\bar{\sigma}} \quad \text{I-35}$$

$\dot{\varepsilon}^{pshape}$  et  $\dot{\varepsilon}^{pdilat}$  sont les tenseurs de la vitesse de la déformation plastique induite par la transformation, le premier décrit le changement de forme, le second décrit le changement de

volume. Les formes des deux sont données par “Eqs. I.30- I.31”.

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} = R f^m \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad \text{I-36}$$

$$R = R_0 + R_1 \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ya}} \right) \quad \text{I-37}$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta f^m \delta_{ij} \quad \text{I-38}$$

Où

R est un paramètre qui prend compte de la magnitude du changement de forme

R0 and R1 sont des constantes du matériau

$\sigma_{ya}$  est la limite d'écoulement de la phase austénitique ;

$\Delta v$  représente l'expansion volumique résultant de la transformation martensitique

$\delta_{ij}$  l'indice de Kronecker ou la matrice d'identité.

En considérant la déformation thermique, la loi de comportement est donnée par l'équation

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl} \left( \dot{\epsilon}_{kl} - \dot{\epsilon}_{kl}^{th} - \dot{\epsilon}_{kl}^{pslip} - \dot{\epsilon}_{kl}^{pshape} - \dot{\epsilon}_{kl}^{pdilat} \right) \quad \text{I-39}$$

## I-7 Les aciers TRIP

Les aciers appelés TRIP sont des aciers qui possèdent un comportement mécanique spécifique. Leur résistance et leur ductilité sont très élevées, ce qui les rend particulièrement intéressants pour la déformation plastique.

On distingue deux catégories d'aciers à effet TRIP, en fonction de leur microstructure :

- Aciers entièrement austénitiques à effet TRIP, qui sont très alliés (Fe-Ni, AISI 304, AISI 301).
- Aciers TRIP à plusieurs phases, qui sont peu alliés et seulement partiellement austénitiques.

### I-7-1 Composition des aciers TRIP

La classe des aciers à effet TRIP comprend les aciers hypoeuctoïdes ou faiblement alliés, avec un pourcentage de carbone inférieur à 0,85%. Le schéma simplifié du fer-carburant ci-dessous illustre le domaine d'activité des aciers à effet TRIP.

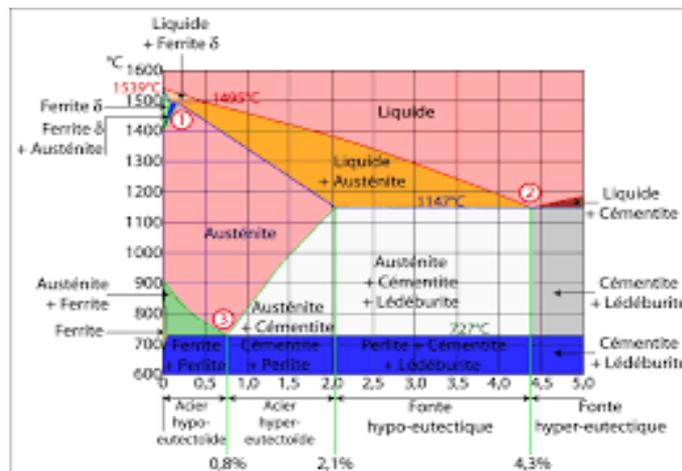


Figure 1 I. : diagramme d'équilibre fer-C

Pour obtenir l'effet TRIP, il faut ajouter dans l'alliage de silicium et/ou d'aluminium, ces éléments qui stabilisent la structure austénitique de l'acier lors du refroidissement. De cette manière, à température ambiante, l'acier obtenu conserve de l'austénite dans sa structure cristalline, ce qui est connu sous le nom d'austénite retenue, qui est à l'origine de l'effet TRIP. On peut donc obtenir les proportions habituelles des composants d'un acier à effet TRIP (en pourcentage de masse).

### I-7-2 obtention des acier TRIP

Pour obtenir un acier TRIP, il est nécessaire de procéder à une trempe. Selon l'expérience, une trempe est efficace lorsque l'acier contient plus de 0,35% de carbone. Il est donc nécessaire de procéder à une cémentation sur l'acier à tremper, avec une teneur en carbone comprise entre 0,1 et 0,4 %.

La trempe se déroule en 4 étapes :

- Dans un premier temps, il est essentiel de maintenir l'acier entre les températures inter critiques, où l'acier présente une structure austénitique et ferritique.
- La deuxième étape implique un refroidissement rapide jusqu'à la zone où la bainite se trouve.
- Un deuxième maintien est alors effectué dans la zone bainitique. Cela évite l'accumulation de martensite pure dans la structure en grande quantité.
- La dernière étape consiste à refroidir à nouveau l'acier jusqu'à la température ambiante, ce qui donne naissance à un acier contenant de l'austénite conservée.

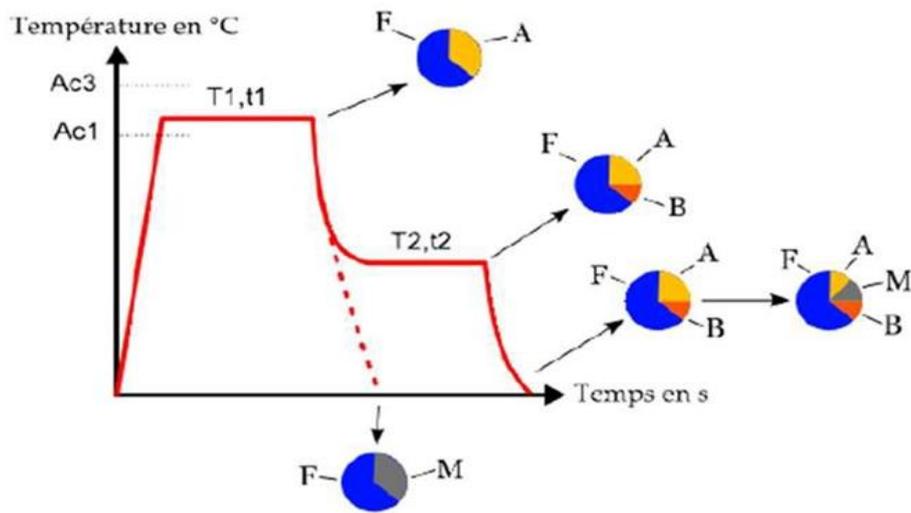


Figure 2 I. : Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multiphases à effet TRIP [17]

### I-7-3 Comportement mécanique des aciers à effet TRIP

De nombreuses recherches ont été menées sur le comportement mécanique des aciers à effet TRIP. Celles qui se concentrent spécifiquement sur le matériau de notre étude (acier entièrement austénitique AISI304) seront présentées ici. On peut mentionner parmi ces études celle d'Olson et Cohen [18], de Tomita et Iwamoto [16], de Byan et al [19]. et de Kubler . Dans leurs essais de traction uniaxiale sur un acier austénitique, Olson et Cohen constatent que la courbe de comportement pendant la transformation est inférieure à celle de l'austénite sans transformation.

Ce processus, connu sous le nom d'« adoucissement dynamique », est causé par l'apparition soudaine de martensite provoquée par les contraintes, ce qui entraîne une déformation et une transformation du matériau, adoucissant ainsi le matériau.

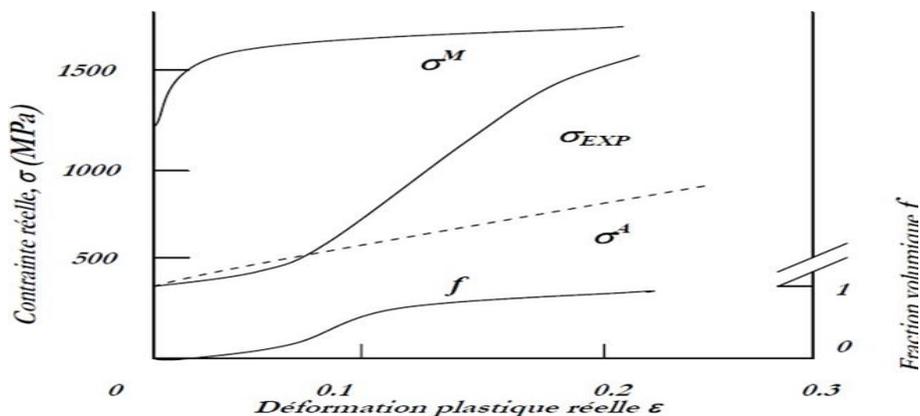


Figure 3 I. : Courbe  $\sigma$  vs  $\epsilon$  d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation [20].

Le comportement en traction et en compression ainsi que l'évolution du taux de martensite formée à différentes températures, entre 77K et 353K, ont été étudiés par Tomita et Iwamoto [16]. Les courbes

spécifiques obtenues à des températures basses et moyennes indiquent qu'il y a un taux d'écroissage maximal, qui est lié à la transformation martensitique.

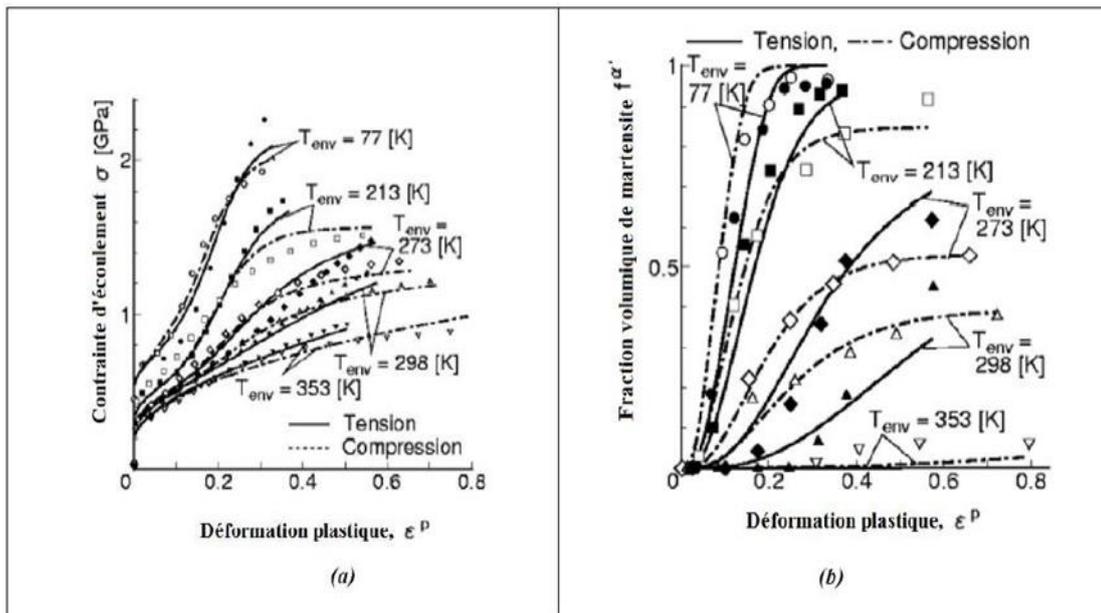


Figure 4 I. : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304 : (a) courbe  $\sigma - \epsilon$  et (b) cinétique de la transformation martensitique [21]

Byun et al [19] ont mené une étude sur les comportements en traction à différentes températures d'un acier 304 à l'état recuit. Ces auteurs parviennent à confirmer plusieurs des résultats de Tomita et Iwamoto, tels que le passage par un maximum de ductilité pour une température intermédiaire, grâce à leurs résultats expérimentaux. À basse température, le taux d'écroissage atteint un maximum très élevé : ce maximum est lié à un maximum du taux de transformation martensitique.

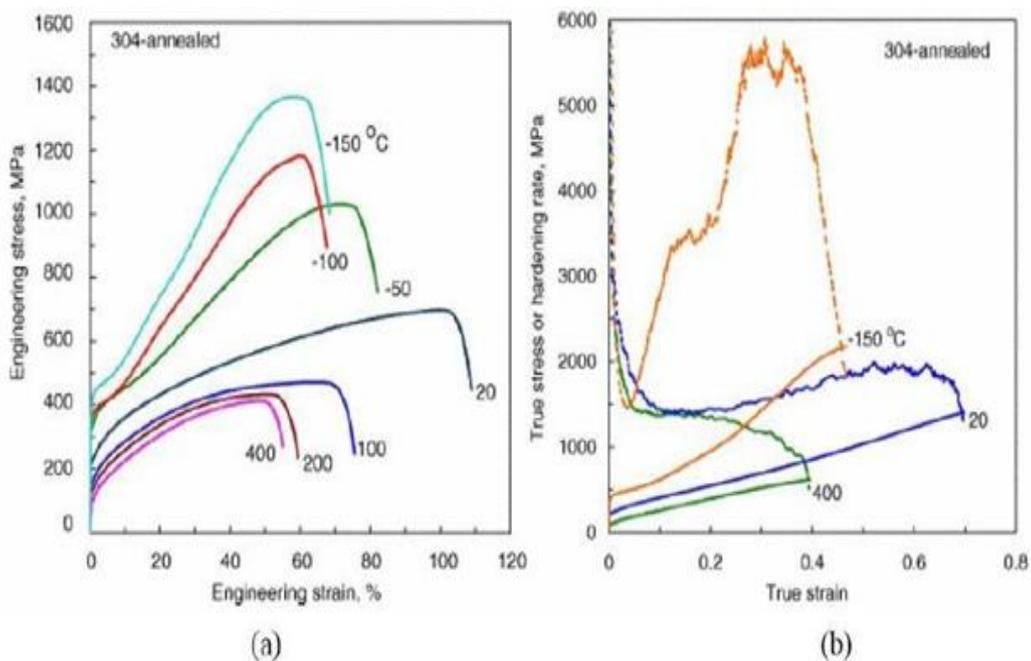


Figure 5 I. : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de 10-3S-1 : (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation [22]

Kubler étudie le comportement de l'acier AISI304 en traction uniaxiale à différentes températures. La représentation des résultats obtenus est la. Selon Kubler, plus la température est faible, plus la transformation est aisée, ce qui se manifeste par une rigidification de la courbe de comportement  $\sigma$ - $\epsilon$ . Un test de phase est effectué en utilisant la diffraction des rayons X après avoir été déchargé à différentes pré-déformations à une température de  $-60^{\circ}\text{C}$ . Il est observé qu'il y a un gradient de transformation entre la surface et  $100\mu\text{m}$  de profondeur.

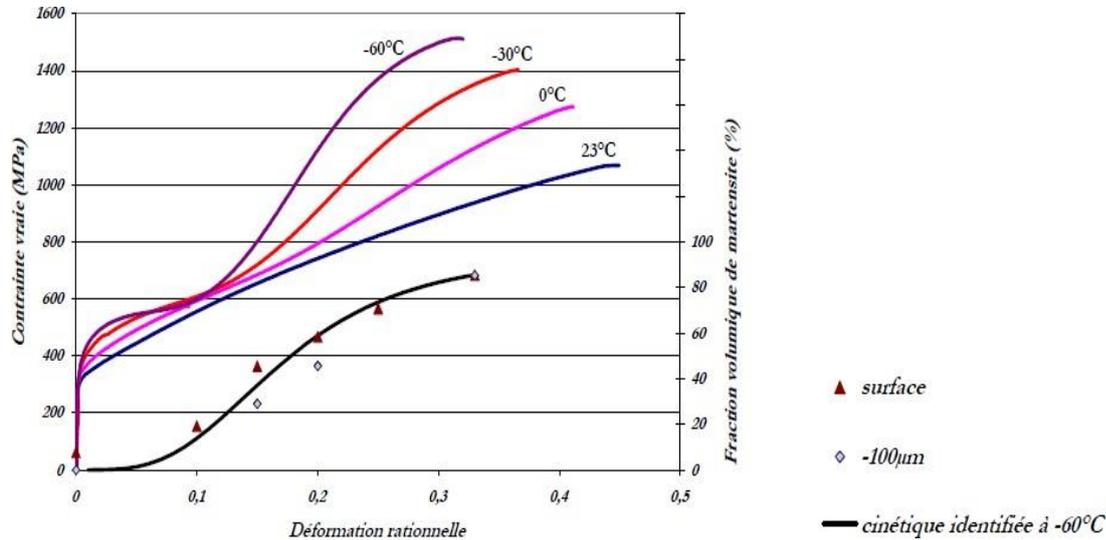


Figure 6.1. : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures ( $-60^{\circ}\text{C}$ ,  $-30^{\circ}\text{C}$ ,  $0^{\circ}\text{C}$  et  $23^{\circ}\text{C}$ ). Courbes  $\sigma$ - $\epsilon$  et cinétique de transformation à  $-60^{\circ}\text{C}$  mesurée par DRX en surface et à  $100\mu\text{m}$

Le coefficient d'érouissage instantané évolue  $n = \frac{d\epsilon}{dE} \times \frac{E}{\sigma}$  de la figure I.10. La pente d'érouissage augmente en raison de la transformation martensitique causée par la déformation.

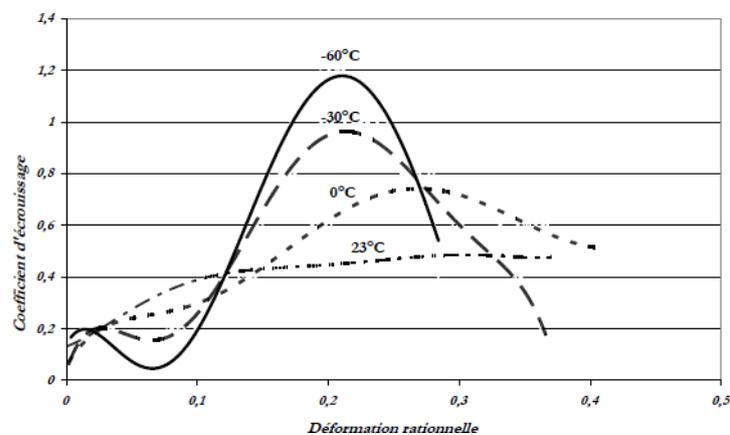


Figure 7.1. Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures ( $-60^{\circ}\text{C}$ ,  $-30^{\circ}\text{C}$ ,  $0^{\circ}\text{C}$  et  $23^{\circ}\text{C}$ ).

L'évolution du coefficient d'érouissage instantané  $n = \frac{d\Sigma}{dE} * \frac{E}{\Sigma}$  de la figure I.11

L'augmentation de la pente d'érouissage due à la transformation martensitique induite lors de la déformation.

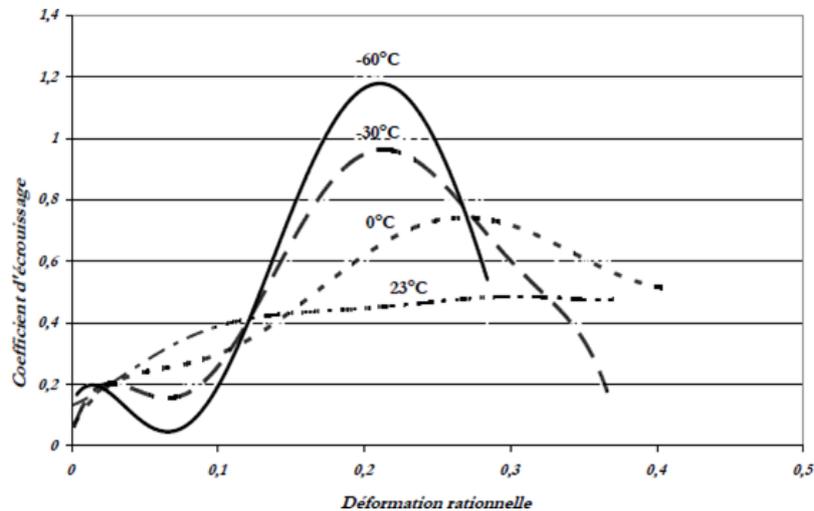


Figure 8 I : Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C).

## I-8 Modélisation des aciers à effet TRIP

L'objectif de cette section est de présenter les divers modèles employés pour les aciers à effet TRIP. Trois aspects du comportement de ces aciers sont abordés dans les modèles proposés dans la littérature, à savoir la cinétique de transformation martensitique, la plasticité de transformation et le comportement mécanique.

### I-8-1 Modèles de la cinétique de transformation

Il existe de nombreux modèles qui permettent de décrire la cinétique de la transformation martensitique. Dans ces modèles, on représente l'évolution de la fraction volumique de martensite « f » ou « fm » en fonction des variations de température et du chargement appliqué. Dans les premiers modèles proposés, seul l'effet de la température était pris en compte, puis l'effet de la contrainte en traction a été intégré dans ces modèles.

Parmi les plus anciens, on peut citer celui d'Olson et Cohen. [18]

En se basant sur des observations métallurgiques de germination des aiguilles de martensite  $\alpha'$  à l'intersection des bandes de cisaillement dans l'austénite, ces auteurs proposent un modèle qui

détermine comment la fraction volumique de martensite  $\alpha'$  évolue en fonction de l'évolution des bandes de cisaillement. D'après ces écrivains, il existe une corrélation entre le taux de fraction volumique des bandes de cisaillement  $f_{sb}$  et le taux de déformation plastique. :

$$F_m = (1-f_m) * (\bar{v}_a * Na) \quad \text{I-40}$$

Où  $\bar{v}_a'$  est le volume moyen d'une latte de martensite.

Afin d'obtenir la quantité d'intersections des bandes de cisaillement NI par unité de volume, on calcule la probabilité P qu'une intersection de bandes de cisaillement constitue un germe de martensite  $\alpha'$ , tel que :

$$N_{\alpha'} = N^I \cdot P \quad \text{I-41}$$

Les bandes de cisaillement  $N^I$  par unité de volume sont liées au nombre de bandes de cisaillement  $N^{sb}$  par une loi de puissance du type.

$$N^I = C \cdot (N^{sb})^n \quad \text{I-42}$$

Où Il s'agit d'une variable géométrique et l'exposant représente une répartition aléatoire des orientations des bandes de cisaillement.

La loi d'évolution de la martensite  $\alpha'$  est obtenue en reportant les expressions (I.1), (I.3) et (I.4) dans la relation (I.2) et en les intégrant :

$$\dot{f}^m = 1 - \exp \left\{ -\beta \left[ 1 - \exp(-a \cdot \varepsilon^p) \right]^n \right\} \quad \text{I-43}$$

$$\beta = C \cdot P \frac{\bar{v}_a}{(\bar{v}^{sb})^n} \quad \text{I-44}$$

De nombreux auteurs ont repris le modèle d'Olson et Cohen [18] pour développer leur propre modèle. La première évolution du modèle d'Olson et Cohen est celle proposé par Stringfellow et al. qui donne la variation de la fraction de martensite sous la forme suivante :

$$f^m = (1 - f^m) \left[ A_f \bar{\varepsilon}_a + \beta f \Sigma \right] \quad \text{I-45}$$

$\Sigma = \frac{-P}{\sigma_{eq}}$  est le taux de triaxialité des contraintes.

P est la pression hydrostatique.

$\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente de Von Mises.

$\varepsilon^p$  est la déformation plastique.

$\beta_f$  est une fonction de  $\Sigma$  et de  $f^{sb}$ .

$$A_f = apn\eta(f^{sb})^{n-1}(1 - f^{sb}) \quad \text{I-45}$$

p est la probabilité de formation des bandes de glissement .

n est une constante exprimant l'orientation des bandes de cisaillement.

$\eta$  est une constante.

La mise en œuvre numérique de ce modèle a révélé que plus la triaxialité des contraintes est élevée, plus la transformation est facile. Le modèle d'Olson et Cohen, étendu par Stringfellow et al., a été repris et développé à nouveau par Tomita et Iwamoto [16], qui ont modifié le paramètre  $\alpha$  pour qu'il devienne une fonction équivalente de la température et de la vitesse de déformation de glissement dans l'austénite  $\dot{\epsilon}^{slip}$

$$a = a_1 T^{1+} + a_2 T + a_3 \left| \frac{a^{pslip}}{s_{ref}} \right|^M \quad \text{I-47}$$

$\epsilon_{ref}$  est une vitesse de déformation de référence M est l'exposant qui représente la sensibilité à la vitesse de déformation, tandis que T reste la température.

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$  sont les paramètres dépendant de l'énergie de faute d'empilement.

Iwamoto et ses collègues ont à nouveau modifié l'expression du paramètre  $\alpha$ .

À travers ce paramètre, ces auteurs ont inclus l'impact de l'état des contraintes sur la vitesse de la transformation de martensite.

$$a = a_1 T^2 + A_2 T + a_3 - a_4 \Sigma \left[ \frac{a^{pslip}}{\dot{\epsilon}_\gamma} \right]^M \quad \text{I-48}$$

$\alpha_4$  est un nouveau paramètre du matériau

$\Sigma$  est de nouveau le taux de triaxialité des contraintes

J. Serri [23] a employé ce modèle pour expliquer comment la fraction de martensite évolue dans un modèle phénoménologique utilisé pour simuler des essais d'emboutissage et de CLF.

Sierra et al ont réduit la complexité engendrée par la distribution de probabilité en simplifiant la cinétique d'évolution de la fraction de martensite. En résumé, la variation du taux de croissance de la fraction volumique de martensite,  $\dot{f}^m$ , est également influencée par la déformation plastique de l'austénite...

$$\dot{f}^m = A(1 - f^m)\dot{\epsilon}^{slip} \quad \text{I-49}$$

$$A = a\eta(f^{sb})^{n-1}(1 - f^{sb}) \quad \text{I-50}$$

$$\eta = \eta_1 + \eta_2 \Sigma \quad \text{I-51}$$

$\eta$  régit le taux de formation de martensite et dépend de la triaxialité, et  $\eta_1$  et  $\eta_2$  sont des constantes. Le terme  $\eta$  remplace la fonction de distribution de probabilité,  $B$ , et correspond à la force motrice de la formation martensitique,  $g$ , définie dans l'équation d'origine de la cinétique de transformation.

## I-8-2 Modèles de la plasticité de transformation

Cette partie présente quelques modèles de plasticité de transformation accompagnant la transformation martensitique induite par déformation, établis à partir d'essais de refroidissement sous contrainte constante et dépendants du niveau de contrainte et de la fraction volumique de martensite, appliqués initialement à des chargements uniaxiaux et généralisés par la suite à des chargements multiaxiaux. Un modèle phénoménologique a été développé par Greenwood et Johnson à partir de la croissance d'une sphère dans un milieu rigide parfaitement plastique. Dans ce modèle, il est nécessaire que les contraintes appliquées soient faibles par rapport à la limite d'élasticité de la phase molle, et il ne peut prévoir que la plasticité de transformation dans la direction de la contrainte appliquée.

$$\varepsilon^{pt} = K \frac{\sigma}{\sigma^e} \phi(f) \frac{\Delta V}{V}$$

I-52

Où

$\varepsilon^{pt}$  est la déformation plastique de transformation dans la direction de chargement

$\frac{\Delta V}{V}$  est la variation relative de volume,  $\sigma$  est la contrainte appliquée

$\sigma^e$  est la limite élastique de la matrice

$f$  est la fraction de volume de martensite.  $K$  est une constante  $\phi(f)$  une fonction de  $f$ .

Pour une transformation totale, les auteurs trouvent  $K = \frac{5}{6} \phi(f) = 1$  soit :

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6} \frac{\sigma}{\sigma^e} \frac{\Delta V}{V}$$

I-53

Il est possible d'appliquer cette expression à de petites contraintes, en plus d'être applicable à des chargements uniaxiaux et constants.

Le modèle de Greenwood-Johnson a été généralisé par Abrassart [24] à toutes les valeurs de  $f$ , ce qui donne :  $K = 1$  et  $\varphi(f) = 3f - 2f^{3/2}$ . Selon l'auteur, les valeurs obtenues sont de 4.

Les résultats obtenus avec ce modèle sont inférieurs à ceux observés expérimentalement. Et en ce qui concerne une transformation totale, son expression offre une prévision trois fois inférieure à celle de Greenwood Johnson.

Selon Mitter [25], la plasticité de transformation est déterminée par la limite d'élasticité de la phase mère (austenite)  $\sigma_e$  et de la phase fille (martensite)  $\sigma_e, \gamma$ .

De plus, deux coefficients supplémentaires  $\alpha$  et  $\beta$  varient en fonction de l'ordre de la transformation.

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6} \sigma \frac{\Delta V}{V} \left( \frac{\alpha}{\sigma_a} + \frac{\beta}{\sigma_\gamma} \right) \quad \text{I-54}$$

Les modèles mentionnés précédemment ne sont cependant applicables qu'aux contraintes appliquées constantes et uniaxiales, c'est pourquoi d'autres auteurs tels que Franitza [26] ont suggéré des expressions qui relient le tenseur de plasticité de transformation à la partie déviatorique du tenseur des contraintes.

$$\varepsilon^{pt} = \frac{1}{3} \delta \beta \frac{S_{ij}}{\sigma_e} \left( 1 - \frac{\delta}{\delta_{total}} \right) \quad \text{I-55}$$

où  $\beta$  est une constante déterminée expérimentalement,  $\delta$  la variation de volume et  $\delta_{total}$  la variation de volume totale après transformation complète.

De la même manière, Prantil et al [27] ont suggéré une méthode pour représenter la partie déviatorique de la plasticité de transformation, avec les paramètres identifiés sur des courbes de

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pt} = \frac{Am}{B} \left( \frac{f}{B} \right)^{m-1} \exp \left[ - \left( \frac{f}{B} \right)^m \right] \dot{f} \cdot S_{ij}$$

dilatométrie.

I-56

La formulation généralisée du taux de déformation de transformation macroscopique pour des chargements multiaxiaux a été proposée par Leblond et Giusti [28], et cette expression incrémentale a été utilisée par de nombreux auteurs pour les simulations numériques :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pt} = \frac{3}{2} k \varphi(f) \dot{f} \cdot S_{ij} \quad \text{I-57}$$

où  $K$  est une constante,  $S$  le déviateur des contraintes macroscopique et  $\varphi$  une fonction de la fraction  $f$  de phase formée.

Leblond et al [28] ont développé un modèle mathématique incrémental basé sur l'expansion d'une sphère à l'intérieur d'une matrice plastique. Dans ce modèle seul l'effet de Greenwood-Johnson est pris en compte (effet Magee négligé). Une évolution de la plasticité de transformation lors d'un refroidissement à contrainte constante est analysé pour différents comportements élastoplastiques des phases : plasticité parfaite, écrouissage isotrope et cinématique. Le modèle n'est valable que pour des contraintes appliquées inférieures à la limite d'élasticité du mélange 1+2. Au-delà, Leblond mentionne qu'il n'est plus nécessaire de faire la distinction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation

Taleb et Sidoroff [29] ont modifié le modèle de Leblond et ses collègues en proposant une nouvelle expression qui prédisait la plasticité de transformation à des fractions volumiques faibles (<3%). Selon eux, l'austénite ne se plastifie entièrement qu'à partir d'une fraction volumique de martensite critique.

Zhang [30] a comparé les modèles proposés par Abrassart, Leblond, Greenwood-Jonhson avec les résultats expérimentaux obtenus sur un acier au nickel entièrement austénitique, soumis à un essai de refroidissement sous 200 MPa. Selon lui, les modèles testés, basés uniquement sur l'orientation de l'écoulement plastique (effet Greenwood-Jonhson), sous-estiment la plasticité de transformation. Il est donc nécessaire de prendre en compte l'effet Magee et l'effet Greenwood-Jonhson dans le travail de modélisation.

Videau et al [31].de leur côté ont proposé une expression du taux de plasticité de transformation macroscopique dans le cas d'un matériau multiphasé. Ce modèle tient compte de l'écrouissage cinématique  $X^{pt}$  associé à la plasticité de transformation. Dans le cas d'un matériau biphasé Austénite + Martensite, le taux de plasticité de transformation est donné par :

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = k_{AM}(1 - f)\dot{f} \cdot (S - X^{pt}) \quad \text{I-58}$$

$K_{AM}$  caractérise la plasticité induite par la transformation et  $f$  est la fraction de martensite formée.

La plasticité de transformation d'une microstructure biphasée a été étudiée par Diani et ses collègues en utilisant une modélisation micromécanique du comportement de chaque phase. Les écrivains mettent en évidence l'augmentation de la déformation de transformation dans le cas uniaxial. En utilisant une méthode d'approximation autocohérente et en supposant un matériau isotrope incompressible, tel que :

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = \frac{5\mu_M}{3\mu_e + 2\mu_M} \dot{f} \cdot \bar{\varepsilon}^B \quad \text{I-59}$$

$\varepsilon$  Est une déformation de transformation  $\mu_e$  et  $\mu_M$  sont respectivement les modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite.

Azzouz et [32] al ont examiné l'impact de l'écroissage cinématique sur le taux de plasticité de transformation macroscopique en prenant en compte un tenseur de second ordre qui représente cet écroissage dans leur modèle. Ils ont proposé une fonction de charge liée au mécanisme de plasticité de transformation.

$$f^{pt} = (1 - \alpha) J_2^2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \alpha I_1^2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \beta I_1 - R^{pt} \quad \text{I-60}$$

Où  $X^{pt}$  est la contrainte interne induite par la plasticité de transformation (écroissage cinématique), est la contrainte seuil pour l'activation de la plasticité de transformation.  $I_1$  et  $J_2$  sont les deux invariants du tenseur  $\sigma - X^{pt}$

Les auteurs définissent un critère pour la plasticité de transformation :

- Si  $f^{pt} = 0$  la contrainte appliquée est suffisante pour produire un écoulement macroscopique additionnel dû à la plasticité de transformation
- si  $f^{pt} < 0$  il n'y a pas d'écoulement plastique induit par la transformation de phase.

Dans ce cas, Le taux de plasticité de transformation macroscopique est donné sous la forme :

$$\dot{E}^{pt} = k(1 - Z) \dot{\langle f^{pt} \rangle} \left[ \frac{3S}{2J} \right] \quad \text{I-61}$$

## I-9 Conclusion

Cette revue de la littérature nous a donné une meilleure compréhension de ce qu'est un acier inoxydable et un acier à effet TRIP, de leur histoire, de leurs applications, de leurs familles et des modèles utilisés pour représenter leur comportement mécanique.

# Chapitre II : Simulation et validation des résultats

---

## II-1 Introduction :

Au cours de ce deuxième chapitre, nous allons réaliser une simulation de l'opération de traction de l'acier 304L et valider les résultats numériques obtenus. Ce pendant, avant de commencer la simulation, nous allons d'abord présenter le matériau utilisé, à savoir l'acier 304L.

## II-2 Présentation du métal de l'étude :

Le matériau employé dans cette étude est un acier inoxydable à effet TRIP, entièrement austénitique, AISI 304, (L) : acier à faible teneur en carbone, Une poutre sous forme de tôle de 3 mm d'épaisseur, dont la composition chimique et le pourcentage de chaque élément sont présentés dans le tableau ci-dessous.

Désignation	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	N
Eléments %	≤ 0.03	18 - 20	8 - 12	1.00	2.00	0.045	0.015	0.1

Tableau 5 - Composition chimique de la nuance entièrement austénitique AISI 304L

L'acier 304L est employé dans divers secteurs comme :

- Industrie chimique et pétrochimique
- Industrie des processus : réservoirs sous pression, échangeurs de chaleur, systèmes de canalisations, brides, raccords, valves et pompes
- Industrie alimentaire
- Industrie médicale
- Industrie minière
- Raffinage de pétrole
- Industrie nucléaire
- Industrie des déchets et papetière
- Industrie pharmaceutique

## II-2-1 Caractéristiques théoriques de l'acier 304L

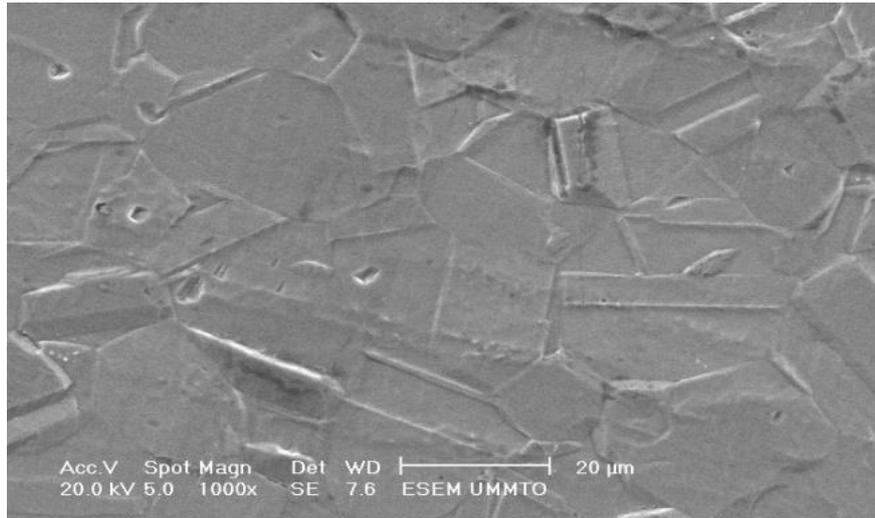
- **Mécaniques :**
  - Dureté-brinell : 160-190.
  - Elongation à la rupture : 60 (%).
  - Module d'élasticité : 190-210 (GPa).
  - Résistance à la traction : 460-1100 (MPa).
  - Résistance aux chocs-IZOD : 20-136 (J m<sup>-1</sup>).
- **Physiques :**
  - Densité : 7.93 (g/cm<sup>3</sup>).
  - Point de fusion : 1400-1455 (C°).
- **Thermiques :**
  - Coefficient d'expansion thermique à 20-100 C° : 18.0 (10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup>).
  - Conductivité thermique à 23 C° : 16.3 (W m<sup>-1</sup> K<sup>-1</sup>).
- **Electrique :**
  - Résistivité électrique : 70-72 (μOhm.cm).

## II-2-2 Caractérisation de l'acier 304L

**Caractérisation microstructurale :**

**Analyses micrographiques :**

Les grains austénitiques de l'acier 304L ont une taille d'environ 20μm figure II.1.



*Figure 9- II Microstructure de l'acier 304L*

### **Analyses par la diffraction des rayons X :**

Madame Sidhoum a réalisé l'analyse à l'université de Bejaia. Afin d'accomplir cela, on a employé un diffractomètre de type Philips Panalytical. Ce dispositif est équipé d'un tube de cuivre à anticathode qui génère un rayonnement X de longueur d'onde de  $1.540598\text{\AA}$ . Les paramètres d'analyse sont injectés dans le logiciel X'pert High Score, qui est géré par ordinateur. Ces paramètres ont été utilisés lors de cette expérience :

- La zone de balayage varie de 0 à 120 degrés.
- L'angle de balayage est de  $0,02^\circ$ .
- L'exposition par pas dure 10 secondes.

On effectue le dépouillement du spectre et l'analyse des résultats en utilisant le logiciel Eva.

### **Résultat d'analyse**

Afin d'accomplir cela, on a employé un diffractomètre de type Philips Panalytical. Ce dispositif est équipé d'un tube de cuivre à anticathode qui génère un rayonnement X de longueur d'onde de  $1.540598\text{\AA}$ . Les paramètres d'analyse sont injectés dans le logiciel X'pert High Score, qui est géré par ordinateur. Ces paramètres ont été utilisés lors de cette expérience :

- L'intervalle de balayage est de 0 à 120 degrés,
- Le pas de balayage est de  $0,02^\circ$ ,
- Le temps d'exposition par pas est de 10 secondes.

L'analyse des résultats et le dépouillement du spectre sont réalisés en utilisant le logiciel Eva.

### Résultat d'analyse

L'examen par diffraction des rayons X (DRX) de l'acier TRIP 304L a mis en évidence des pics qui symbolisent l'austénite, comme illustré dans la figure II.2. Il ressort de ce résultat que l'acier 304L est entièrement austénitique.

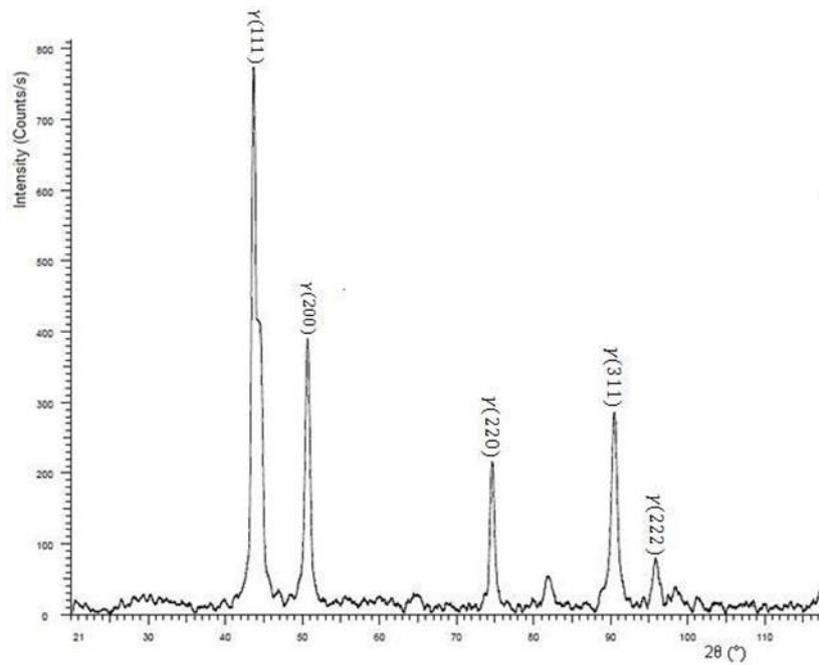


Figure 10 II Spectre de diffraction de l'acier 304L

## II-2-3 Caractérisation mécanique

Selon un test de traction réalisé sur une éprouvette standard (Figure II.3) à température ambiante (25°C) à l'aide d'une machine de traction IBERTEST.

Les spécificités de la machine incluent :

- Charge d'essais : 200KN
- Vitesse d'essai : 10 à 500 mm/min
- Alimentation électrique T=220V, F=50Hz

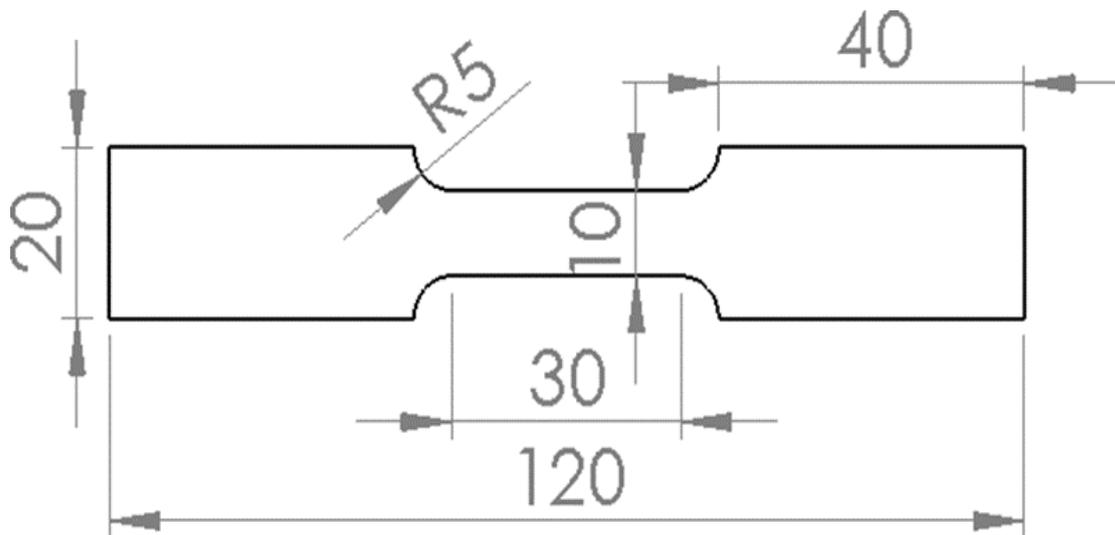


Figure 11 II Éprouvette de traction

On a les résultats suivants :

Au cours de l'essai, nous avons constaté que la déformation se déroule en trois étapes distinctes : D'abord, l'éprouvette s'allonge de manière limitée, puis progressivement, on observe une diminution de la section sur la partie calibrée de l'éprouvette jusqu'à ce que la striction puis la rupture de l'éprouvette apparait. On obtient le résultat grâce à une chaîne d'acquisition connectée à un ordinateur qui stocke ses informations. Les figures II.4. Présentent la courbe obtenue lors de ces essais.

On peut observer plusieurs parties distinctes sur cette courbe : d'abord, nous avons une partie quasi-linéaire correspondant à la partie élastique, puis nous avons le domaine plastique avec un écrouissage, puis nous avons une striction et enfin la rupture. Selon l'aspect de la courbe, il est évident que cet acier présente un comportement élasto-plastique qui peut être écroui. La courbe présente aussi un équilibre remarquable entre les propriétés de résistance et de déformation plastique.

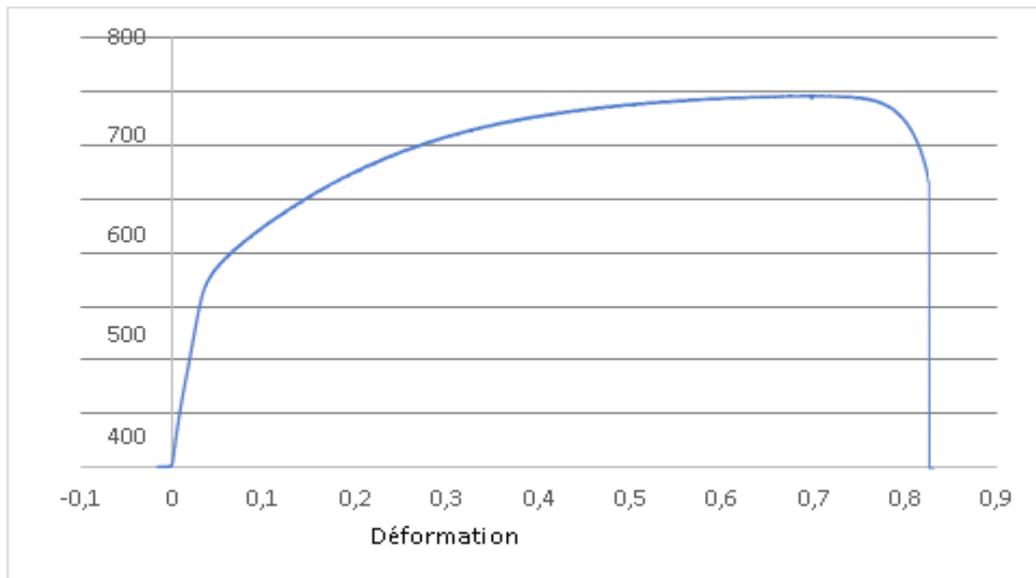


Figure 12 II : Courbe de traction conventionnelle de l'éprouvette à 25°C

## Utilisations de l'acier 304L

L'acier 304L est utilisé dans de nombreux domaines tels que :

- ✓ Industrie des processus : réservoirs sous pression, échangeurs de chaleur, systèmes decanalisation, brides, raccords, valves et pompes
- ✓ Industrie alimentaire
- ✓ Industrie médicale
- ✓ Industrie minière
- ✓ Raffinage de pétrole
- ✓ Industrie pharmaceutique
- ✓ Industrie nucléaire

## II-3 Simulation avec abaqus

### II-3-1 Présentation du logiciel

#### A- Définition

ABAQUS est un logiciel de suite pour l'analyse par éléments finis et l'ingénierie assistée par ordinateur, introduit en 1978.

ABAQUS propose les solutions les plus performantes pour résoudre des problèmes linéaires, non linéaires, explicites et dynamiques.

Le logiciel offre un environnement unique pour l'analyse par éléments finis, offrant une multitude de possibilités pour les opérations impliquant plusieurs fournisseurs et produits.

La gamme Abaqus comprend cinq logiciels de base : Abaqus/CAE (Environnement complet Abaqus), Abaqus/Standard, Abaqus/Explicit, Abaqus/CFD (Dynamics fluides computationnelles), Abaqus/Electromagnetic.

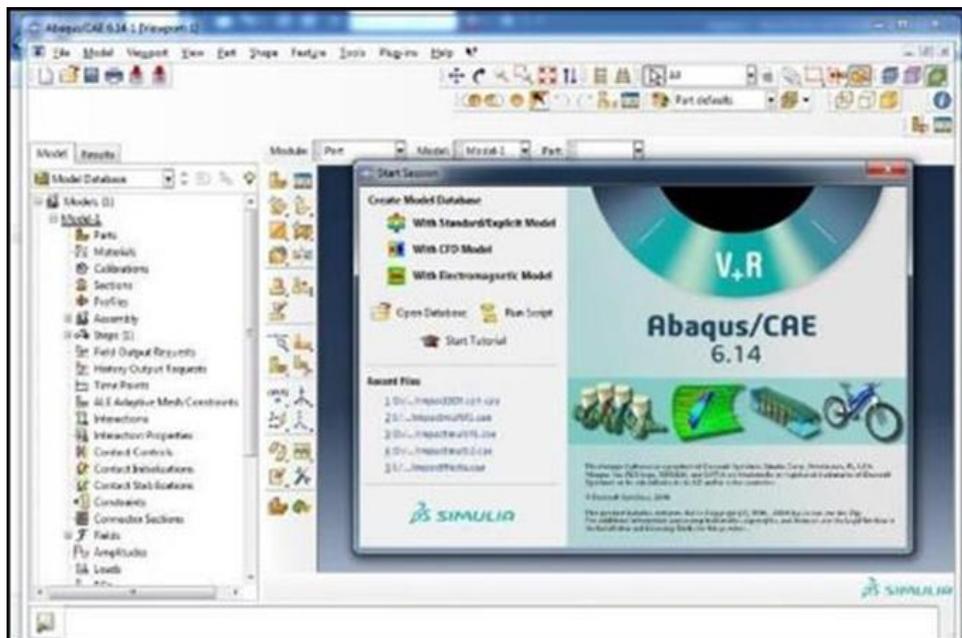


Figure 13 II Interface de code d'ABAQUS

#### B- Les éléments utilisés par ABAQUS :

On distingue différentes grandes classes d'éléments :

- Les éléments unidimensionnels (1D) : barre ; poutre, rectiligne ou courbe
- Les éléments bidimensionnels (2D) : élasticité plane (contrainte ou

déformation plane), plaques en flexion, coques courbes de forme triangulaire ou rectangulaire.

- Les éléments tridimensionnels (3D) : de forme tétraédrique, hexaédrique...etc.
- Les éléments axisymétriques : (pour les pièces présentant une symétrie de révolution au niveau de la géométrie et du chargement).
- Les autres éléments : ressorts, amortisseurs, rigides.

### C- Présentation des différents types d'éléments Abaqus :

Le code de calcul ABAQUS propose une variété d'éléments qui se distinguent par leurs caractéristiques d'interpolation, de symétrie et physiques. Par exemple, le code propose des éléments à 3D dimensions, des éléments linéaires (1D) à 2D dimensions et des connecteurs.

Le choix entre ces différentes dimensionnalités dépend de la connaissance du problème à simuler.

Cela aide à prendre en considération les variations de géométrie, les charges, les conditions aux limites et les caractéristiques des matériaux.

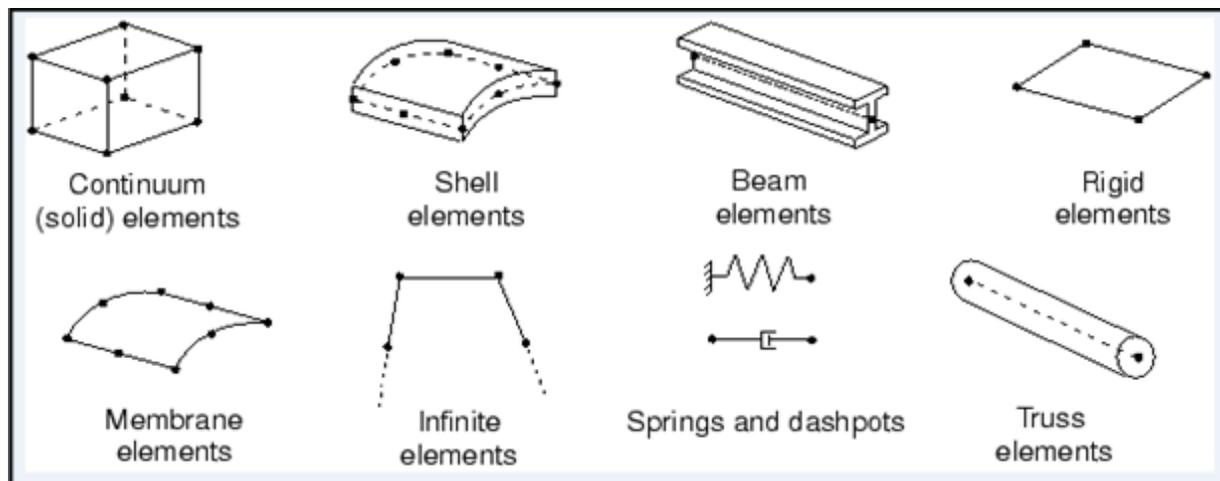


Figure 14 II : Différents types d'éléments disponibles dans la bibliothèque d'Abaqus

## D - Systèmes d'unités dans le logiciel ABAQUS

Avant d'entamer la définition d'un modèle, il est nécessaire de sélectionner le système d'unités que vous utiliserez. ABAQUS ne dispose pas d'un système d'unités intégré.

Il est essentiel de spécifier toutes les données d'entrée dans des unités cohérentes dans les résultats, en respectant le système d'unités et en se basant sur le SI (mm).

Quantité	SI	SI (mm)	US Unit (ft)	US Unit (inch)
Longueur	m	mm	ft	in
Force	N	N	lbf	lbf
Masse	kg	tonne (10 <sup>3</sup> kg)	slug	lbf s <sup>2</sup> / in
Temps	s	s	s	s
Contrainte	Pa (N / m <sup>2</sup> )	MPa (N / mm <sup>2</sup> )	lbf / ft <sup>2</sup>	Psi (lbf / in <sup>2</sup> )
Energie	J	mJ (10 <sup>-3</sup> J)	ft lbf	in lbf
Masse volumique	kg/m <sup>3</sup>	tonne / mm <sup>3</sup>	slug / ft <sup>3</sup>	lbf s <sup>2</sup> / in <sup>4</sup>

Tableau 6 les unités dans ABAQUS

### Modules du logiciel ABAQUS/CAE :

ABAQUS/CAE est subdivisé en modules, qui sont des unités fonctionnelles. Chaque module renferme les ressources spécifiques à une partie de la tâche de modélisation :

#### Module Part :

La fonction Part offre la possibilité de générer tous les éléments géométriques requis pour résoudre notre problème, que ce soit en les dessinant dans ABAQUS®/CAE ou en les important d'un logiciel de dessin externe.

### **Module Property :**

Le module property offre la possibilité de définir toutes les caractéristiques d'un objet géométrique ou d'une partie de ces objets, comme son nom l'indique.

### **Module Assembly :**

Ce module offre la possibilité de combiner divers objets géométriques en assemblage.

### **Module Step :**

Ce module offre la possibilité de spécifier toutes les étapes et les demandes pour le posttraitement, c'est-à-dire le moment à partir duquel une force est appliquée et jusqu'à quel moment. Il est également possible de créer des forces ou des conditions limites qui s'activent à des moments spécifiques.

### **Module Interaction :**

Ce module permet de définir l'ensemble des interactions entre les différentes parties et régions du modèle, qu'elles soient mécaniques, thermiques ou autre.

Il est important de noter qu'ABAQUS ne prend pas en considération certaines interactions clairement définies, car la proximité géométrique n'est pas adéquate.

### **Module Load :**

Le module Load offre la possibilité de définir tous les chargements, les limites et les champs.

Il est important de noter que les charges et les limites sont influencées par les étapes, par exemple une force est appliquée au premier étape mais inactive au second étape.

### **Module mesh:**

Le module Mesh contient tous les outils nécessaires pour générer un maillage élément fini sur un assemblage

Il existe 3 techniques de maillage dans ABAQUS:

- Le maillage Structured est une méthode qui utilise un maillage prédéfini de pièces de topologie spécifique (par exemple, un cube, une sphère...).
- Le maillage Swept offre la possibilité de contourner un côté ou une surface, puis de

reproduire ce maillage le long d'un chemin, c'est-à-dire de balayer (sweep) le modèle avec un maillage de base.

- Le maillage Free offre la plus grande souplesse, car il permet de personnaliser le modèle selon nos préférences.

### **Module Job :**

Après avoir terminé l'ensemble des tâches de définition du modèle, il est nécessaire d'utiliser le module Job pour analyser ce modèle.

ABAQUS® va alors réaliser tous les calculs nécessaires se tentirer des résultats.

### **Module Visualisation :**

Ce module offre la possibilité d'observer le modèle et les résultats, ainsi que les courbes de charges et les déformations...

## **II-3-2 Simulation :**

### **Simulation du comportement mécanique de l'acier 304L en traction :**

Dans ABAQUS 6.14, le problème de traction uniaxiale est résolu en utilisant un solide linéaire à éléments d'intégration réduits, connu sous le nom de C3D8R dans la terminologie Abaqus. Le problème a été simulé en appliquant les conditions de limites appropriées, d'encastrement et de déplacement, au modèle se déplaçant dans la direction Y.

## **II-3-3 Les étapes de simulation :**

### **II-3-3-1 Eprouvette saine :**

#### **a- Création de l'objet**

Le modèle numérique créé dans cette étude est une structure en acier (inox 304L) en trois dimensions (Figure II.15), avec les dimensions suivantes :

Largeur ( $h = 20$  mm)

Longueur ( $l = 120$  mm)

Epaisseur ( $e = 3$  mm)

Afin de concevoir notre éprouvette, nous avons opté pour un matériau extrudé déformable.

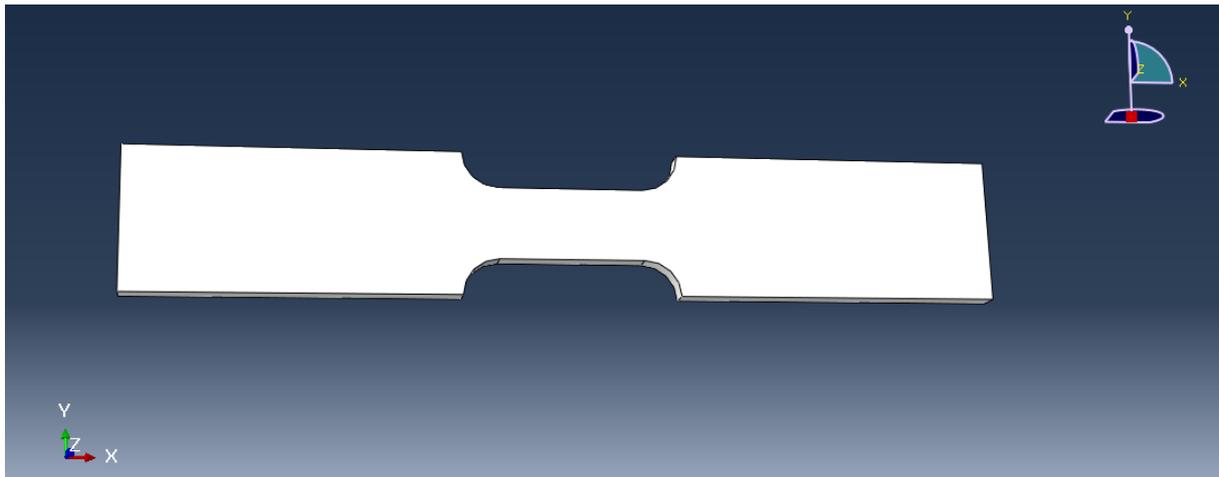


Figure 15 II Modèle tridimensionnelle étudier « A ».

## b. Définition des propriétés

Une fois que nous avons créé notre éprouvette, nous avons défini le matériau utilisé, car Abaqus ne dispose pas d'une base de données pour les matériaux. Ainsi, nous avons agi de la manière suivante :

### 1. Double cliques sur **Materials**, pour ouvrir **Edit Material**.

Étant donné que notre matériau (acier 304L) présente un comportement élastoplastique avec un écrouissage non linéaire (élasticité et plasticité non linéaire), nous avons effectué les étapes suivantes dans le module property.

- En ce qui concerne l'élasticité, nous avons ajouté le module de Young ainsi que le coefficient de poisson de l'acier 304L, comme indiqué dans la (Figure II.16).
- Dans le domaine de la plasticité, nous avons inclus les contraintes plastiques réelles et les déformations plastiques réelles calculées à partir des résultats de la courbe de traction conventionnelle obtenue expérimentalement, comme illustré dans la (Figure II.16).

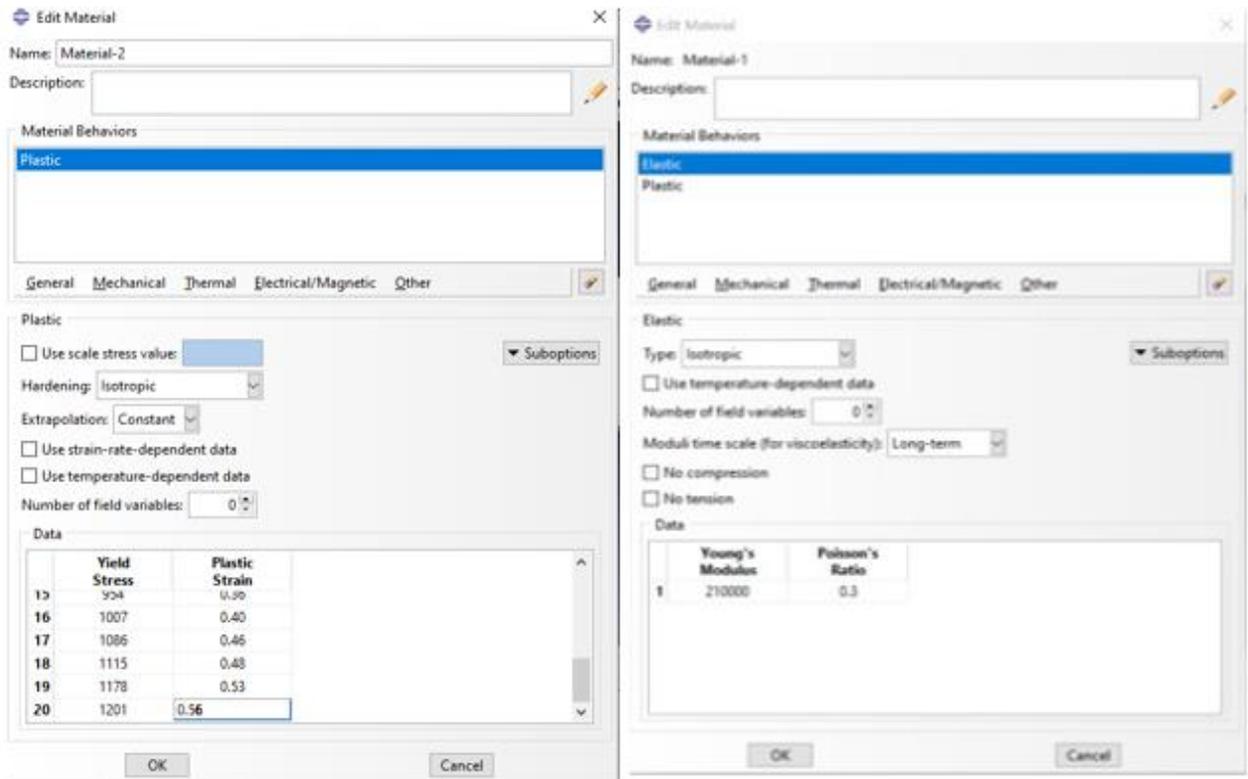


Figure 16 II: Introduction de l'élasticité et de la plasticité dans abaqus.

Afin de calculer les contraintes vraies et les déformations vraies que nous avons ajoutées pour reproduire la plasticité sur abaqus, nous avons employé les formules suivantes :

$$\sigma_V = \sigma_N (1 + \epsilon_N)$$

$$\epsilon_V = (1 + \epsilon_N)$$

$\sigma_V$  : Contrainte vraie

$\sigma_N$  : Contrainte nominale ou conventionnelle

$\epsilon_V$  : Déformation vraie

$\epsilon_N$  : Déformation nominale ou conventionnelle

### c. Assembler le Modèle :

Une fois que le matériau est obtenu, il est placé dans un repère (voir figure II.17). Nous avons employé le module d'assemblage pour cela.

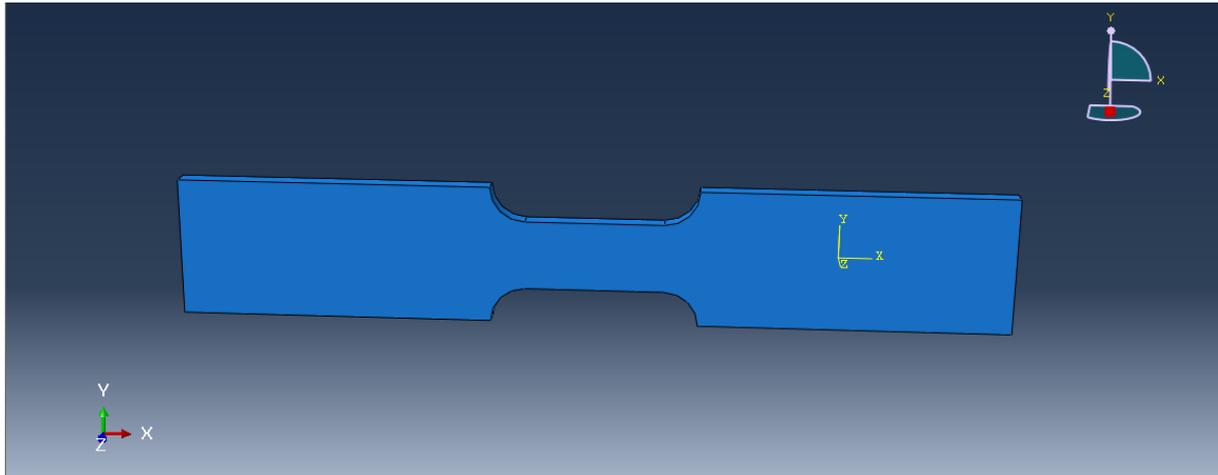


Figure 17 II positionnement de l'éprouvette dans un repère « A »

#### d. Définir les pas d'analyse

Il est essentiel de déterminer les différentes étapes d'analyse du modèle avant d'appliquer les conditions aux limites et aux chargements du modèle. Nous souhaitons ici deux étapes d'analyse.

- . Un pas initial, où seront appliquées les conditions limites
- . Un pas général, dans lequel seront modifiées les conditions limites.

#### e. Création des conditions aux limites

Les conditions aux limites imposées sur l'éprouvette de traction sont illustrées dans la figure II.18. Une extrémité de l'éprouvette est insérée, tandis que l'autre extrémité est déplacée.

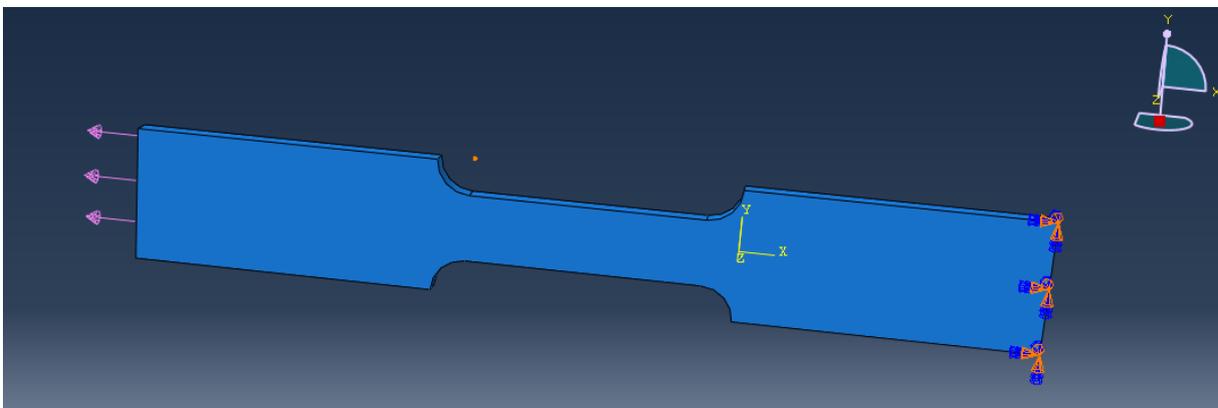


Figure 18 II conditions aux limites « A »

Dans le cadre de cette étude, nous avons choisi d'appliquer trois forces de traction différentes, à savoir 50MPa, 70MPa et 90MPa, afin d'analyser et de comparer les effets de chaque force sur la structure étudiée. Cette approche nous permet d'observer les variations de déformation et de contraintes en fonction de l'intensité des forces appliquées, offrant ainsi une compréhension plus approfondie du comportement mécanique de la structure sous différentes conditions de charge (voir figure 19).

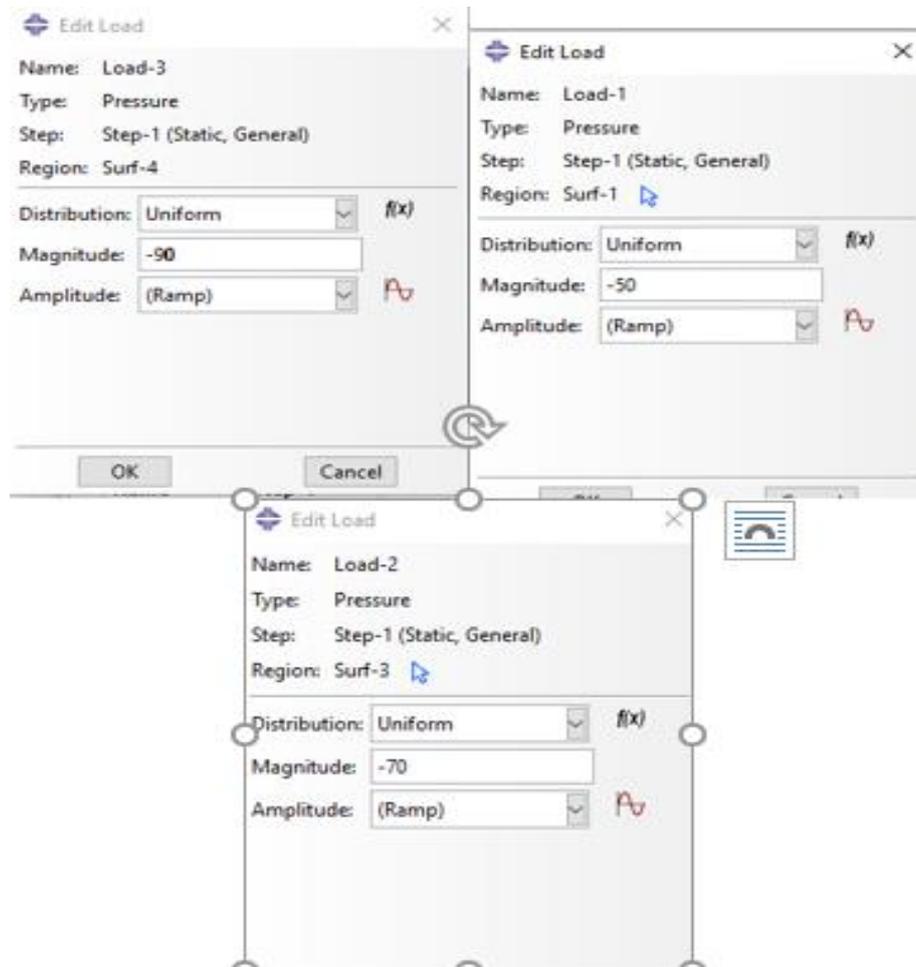


Figure 19 Les différentes charges de traction appliquées

#### f. Maillage de modèle

Dans un premier temps, afin d'étudier l'impact du maillage, nous allons modifier le paramètre de la taille des éléments, qui est appelé Approximate global size (anciennement connu sous le nom de taille maillage). Plus ce maillage est resserré plus la solution que l'on obtient sera plus précise.

Dans notre cas on a pris deux tailles de maillage

Le premier cas : Approximate global size A : 3

Le deuxième cas : Approximat global size B : 2.5

Les différentes valeurs de Approximate global size qu'on va utiliser sont (Figure II.11 a et b)

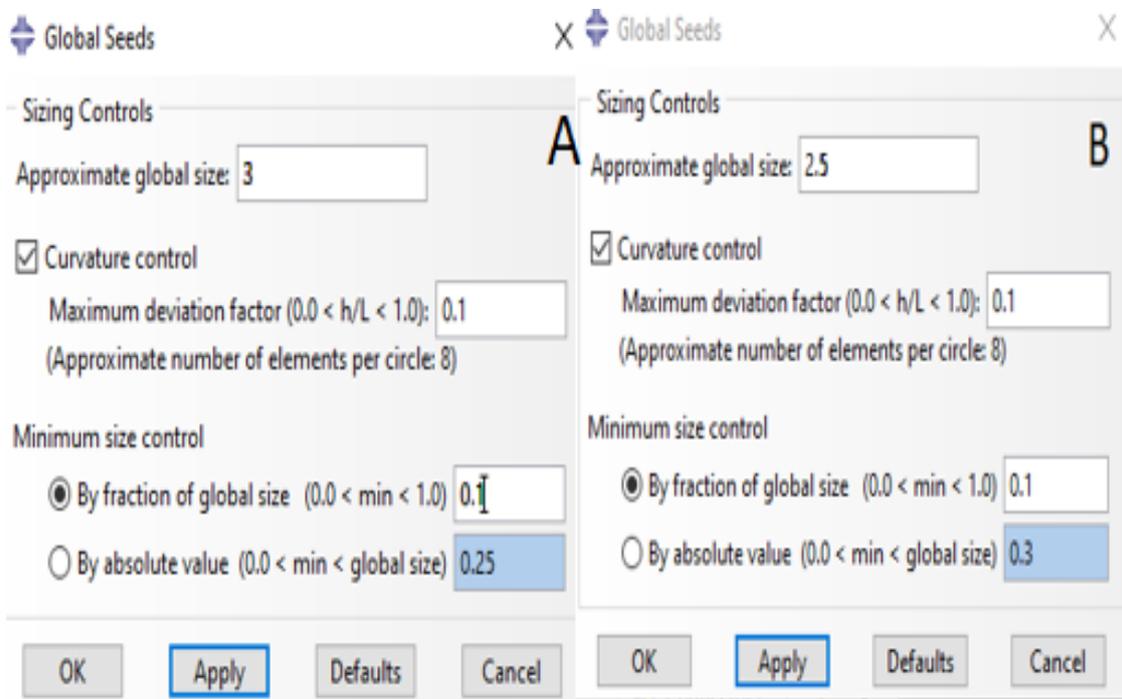


Figure 20 II les deux différentes taille de maillage

les résultats des maillage ( A et B) se presenter dans la figure (22 II) :

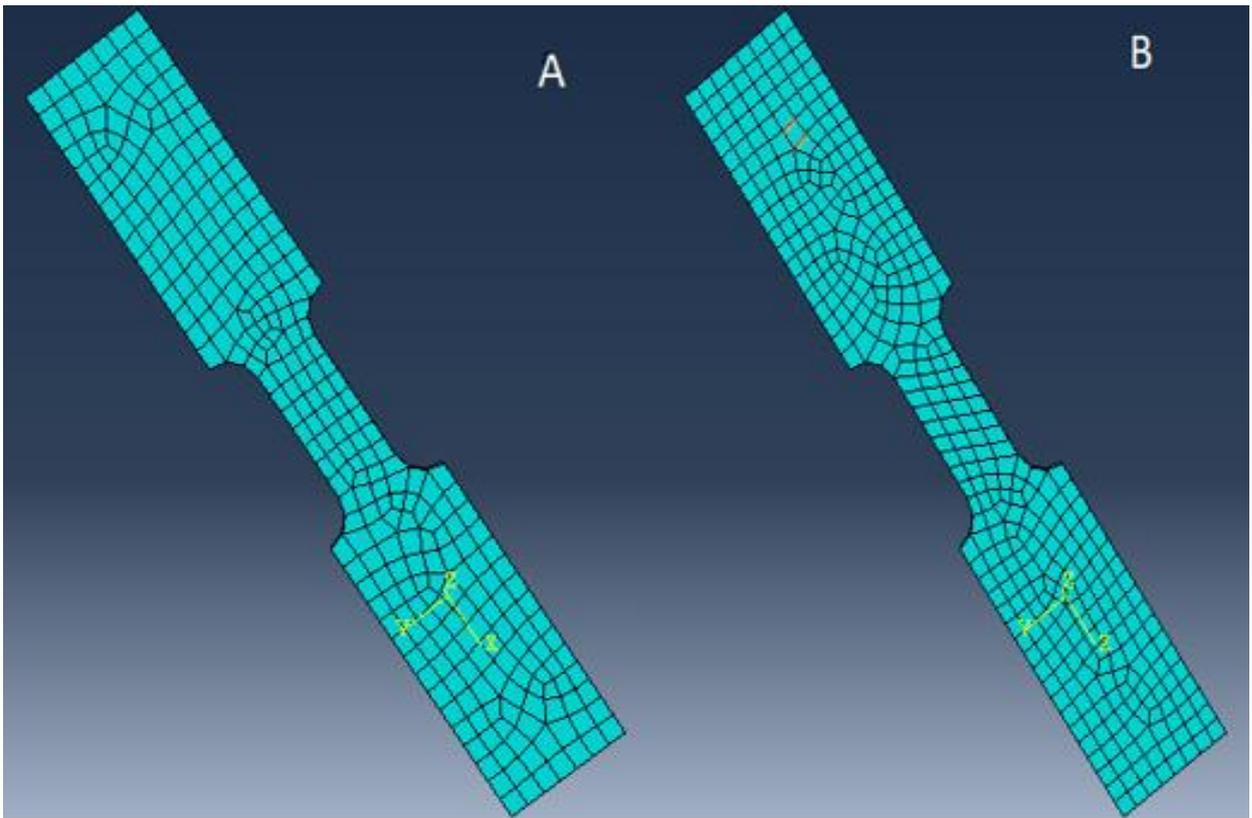


Figure 21 II maillage 3D

A :299 éléments

B :386 éléments

## II-4 Résultats de traction

### II-4-1 Cas d'un acier (propriétés elastoplastique)

- Pour une force de traction de 90MPa (sur l'axe X)

Échelle des Contraintes :

- Les valeurs de contrainte varient de  $+7.759e+00$  à  $+1.064e+02$  en MPa
- Les zones rouges, représentant les contraintes les plus élevées, sont concentrées au centre de l'éprouvette, indiquant une forte déformation et une possible entrée dans le domaine plastique.
- La contrainte maximale est  $+1.064e+02$ , indiquant des valeurs élevées typiques d'une charge importante.

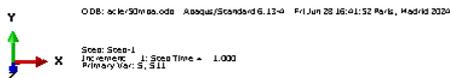
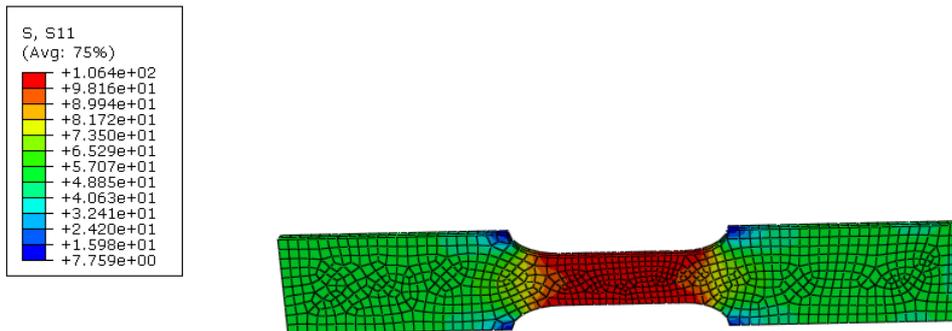


Figure 23 résultats de traction 90N

- Pour une force de traction de 90MPa (sur l'axe Y)

**Échelle des Contraintes :**

- Les valeurs de contrainte varient de  $-9.937e+00$  à  $+1.510e+01$  en MPa.
- Les zones de contrainte sont moins élevées que celles de la première figure, et les valeurs maximales atteignent  $+1.510e+01$ .

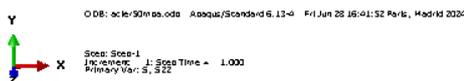
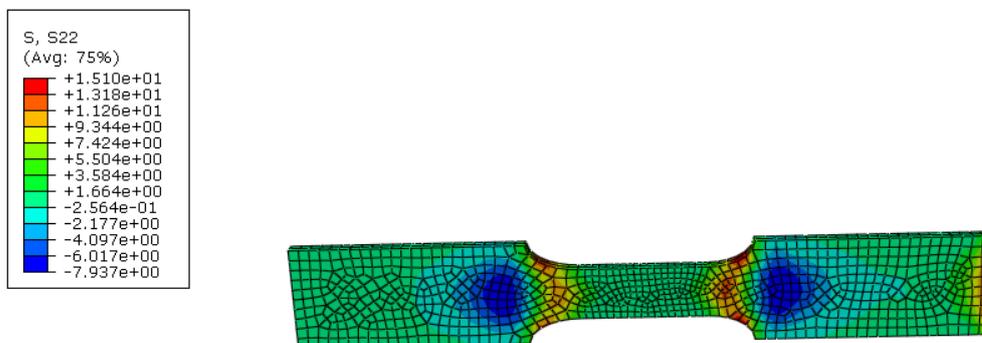


Figure 24 résultats de traction 70N

- **Pour une fore de traction de 90MPa (sur l'axe Z)**

- Généralité : La majorité de l'éprouvette est verte, indiquant des contraintes faibles et uniformes dans la direction Z.
- Extrémités : Zones bleues et rouges aux extrémités, suggérant de légères variations de contrainte dues aux conditions aux limites.

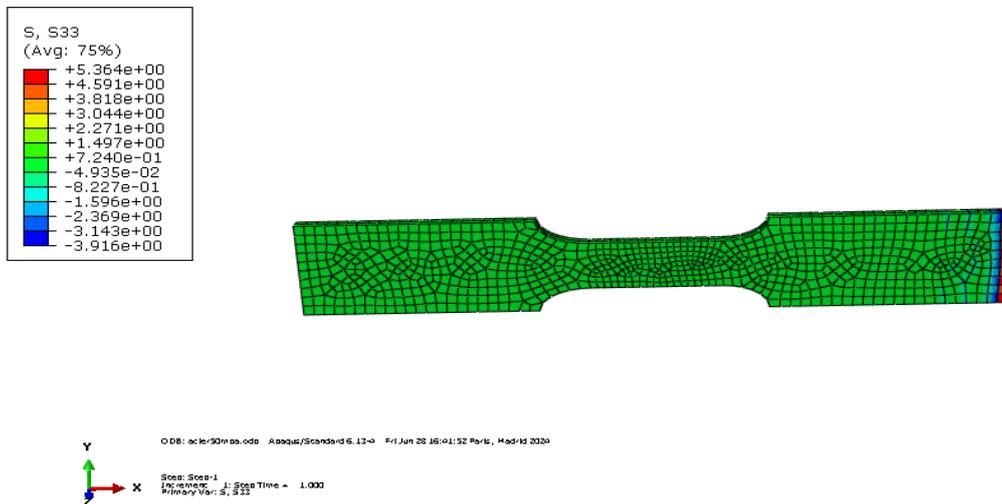


Figure 25 résultats de traction 50N

En conclusion, les simulations montrent que l'acier inoxydable 304L peut supporter des tractions sans entrer dans la région plastique sur les axes X, Y et Z. À une charge de 90 N, il est possible que le matériau commence à se plastifier, nécessitant une évaluation plus détaillée pour confirmer l'étendue des déformations permanentes et des contraintes induites sur ces axes. Les résultats obtenus fournissent des informations précieuses pour déterminer les limites de performance de l'acier 304L sous différentes charges de traction.

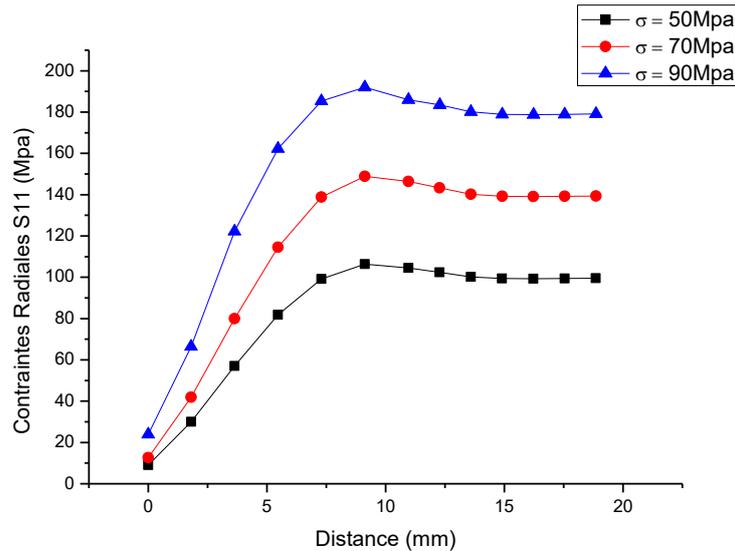


Figure 26 contrainte radiale en fonction de la distance

Le graphique présente l'évolution des contraintes radiales S11 en fonction de la distance pour l'acier 304L sous trois contraintes appliquées ( $\sigma$  : 50 MPa, 70 MPa, et 90 MPa). On observe que pour chaque valeur de  $\sigma$ , les contraintes radiales augmentent initialement avec la distance, atteignant un plateau à différentes valeurs en fonction de la contrainte appliquée. À 50 MPa, les contraintes se stabilisent autour de 80 MPa à 4 mm. Pour 70 MPa, elles atteignent environ 140 MPa à 6 mm, tandis qu'à 90 MPa, elles atteignent environ 170 MPa à 7 mm avant de se stabiliser en dessous de 200 MPa. Ce comportement indique que des contraintes appliquées plus élevées retardent la stabilisation des contraintes radiales et augmentent les valeurs maximales atteintes, reflétant le comportement élastoplastique de l'acier 304L. Ce matériau redistribue les contraintes internes sous des charges élevées, ce qui est crucial pour éviter la défaillance prématurée dans des applications industrielles soumises à des charges mécaniques importantes.

## II-4-2 Comparaison simulation acier comportement élastique/elastoplastique

Le comportement élastique de l'acier 304L montre une augmentation rapide et non linéaire des contraintes, indiquant une incapacité à absorber efficacement les charges thermiques, ce qui peut entraîner des niveaux de contrainte extrêmement élevés et des risques accrus de défaillance structurelle. En revanche, le comportement élastoplastique révèle une augmentation plus contrôlée et stabilisée des contraintes. La capacité du matériau à se déformer plastiquement permet une redistribution des contraintes internes, évitant ainsi les pics de contrainte extrêmes.

Cette redistribution est essentielle pour absorber et dissiper les chocs thermiques, augmentant ainsi la résilience de l'acier 304L.

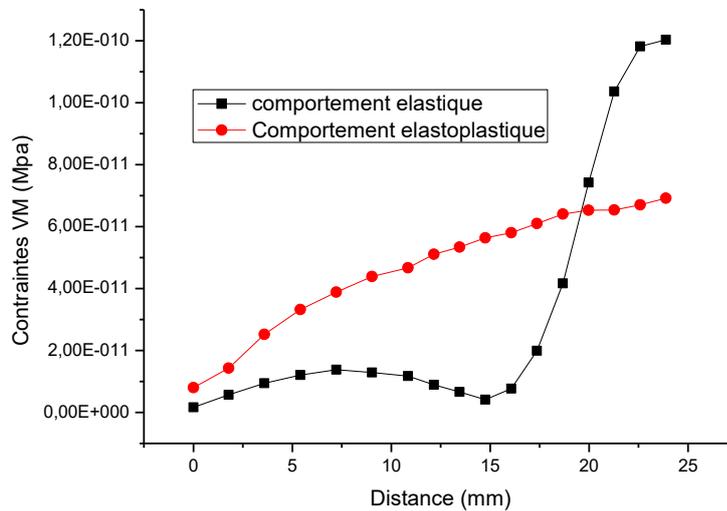


Figure 27 Le graphique comparatif des contraintes (VM, en MPa) en fonction de la distance (en mm)

## II-5 Conclusion

Ce chapitre a porté sur la simulation de traction de l'acier 304L, précédée d'une présentation détaillée de ses caractéristiques. L'acier 304L, un matériau inoxydable austénitique, se distingue par ses propriétés élastoplastiques et ses nombreuses applications industrielles.

Les simulations montrent que l'acier inoxydable 304L peut supporter des tractions sans entrer dans la région plastique sur les axes X, Y et Z. À 90 N, il peut commencer à se plastifier, nécessitant une évaluation plus détaillée. Les résultats aident à déterminer les limites de performance sous différentes charges.

# Conclusion Générale

L'objectif principal de ce mémoire était de modéliser et de simuler le comportement mécanique en traction d'un acier inoxydable austénitique, avec un focus particulier sur l'acier 304L. À travers une revue exhaustive de la littérature, nous avons pu approfondir notre compréhension des aciers inoxydables et des aciers à effet TRIP, en explorant leur évolution historique, leurs diverses applications, leurs différentes familles, ainsi que les modèles mécaniques utilisés pour prédire leur comportement sous contrainte.

La deuxième partie de ce travail a été consacrée à la simulation de la traction de l'acier 304L, un matériau largement utilisé en raison de ses propriétés élastoplastiques. À l'aide du logiciel ABAQUS, nous avons réalisé des simulations qui ont révélé que l'acier 304L peut supporter des charges de traction allant jusqu'à 70N sans entrer dans la région plastique. À une charge de 90N, une transition vers la plastification commence à être observée. Ces résultats démontrent la robustesse et la flexibilité de l'acier 304L, qui allie résistance mécanique et capacité de déformation, rendant ce matériau particulièrement apte à répondre aux exigences de nombreuses applications industrielles.

En conclusion, cette étude apporte une contribution significative à la compréhension du comportement mécanique des aciers inoxydables austénitiques, en particulier l'acier 304L, sous des conditions de traction. Les résultats obtenus confirment les théories existantes et fournissent une base solide pour des recherches futures dans ce domaine. Les approches méthodologiques utilisées, notamment les simulations par éléments finis, offrent un cadre efficace pour l'analyse et l'optimisation des matériaux dans des contextes industriels complexes. Cette recherche ouvre la voie à des études plus approfondies visant à améliorer les performances des matériaux et à développer de nouvelles applications industrielles des aciers inoxydables austénitiques.

# Références et Bibliographie

---

- [1]: (J. BARALIS G. MAEDER : précis métallurgie, édition Nathan, Paris 1997, p.102).
- [2] : (Castro, R. Historique des aciers inoxydables, les aciers inoxydables. 1990. Les éditions de physique).
- [3] : Pierre-Jean CUNAT, « Aciers inoxydables : Critères de choix et structure », Technique de l'ingénieur ; M4540
- [4] : Dudognon Julien : Etude des modifications structurelles induites par implantation Ionique dans les aciers austénitiques, thèse de doctorat de l'université d'Orléans, décembre 2006.
- [5] : VARIOT et GERBEAUX. Les aciers inoxydables mise en oeuvre et soudage publication de la soudure autogène, Paris 82.
- [6]: M. K. AHN, Know & H.M. Lee: quantitative comparison of the influences of tungsten and molybdenum on the passivity of Fe-29Cr ferritic stainless steels, Elsevier (1998).
- [7] : Jean VARIOT : chaudronnerie en acier inoxydable, Technique de l'Ingénieur A869.
- [8] : LI Hua-bing, JIANG Zhou-hua, ZHANG Zu-mi, Xu Bao-Yu, Liu Fu-Bin : properties of nickel free high nitrogen austenitic stainless steels, materials symposium (2007).
- [9]: WUDI & LI Zhuang: A new ph-free machinable austenitic stainless steel, journal of iron and steel research, International (2010).
- [10]: [https://www.simulationmatériaux.com/ComportementMecanique/comportement\\_mecanique\\_Comp ortement\\_Elastique.php](https://www.simulationmatériaux.com/ComportementMecanique/comportement_mecanique_Comp ortement_Elastique.php)
- [11]: [https://www.simulationmatériaux.com/ComportementMecanique/comportement\\_mecanique\\_Dilatation\\_Thermique.php](https://www.simulationmatériaux.com/ComportementMecanique/comportement_mecanique_Dilatation_Thermique.php)
- [12]: [https://www.simulationmatériaux.com/ComportementMecanique/comportement\\_mecanique\\_Comp ortement\\_Plastique.php](https://www.simulationmatériaux.com/ComportementMecanique/comportement_mecanique_Comp ortement_Plastique.php)
- [13]: Guimaraes, J.R.C., De Oliveira, F.F., Work Hardening and Martensitic Transformation In Fe-27%Ni-0.23%C At 263k. Scripta Metall. A, 13, Pp537-542, (1979).
- [14] : Najafi-Zadeh, A., Harmelin, M., Chappuis, G., Lehr, F., Rapport De Recherche 160, Ensta, (1982).
- [15] : Narutani, T., Olson, G.B., Cohen, M., Proc. Icomat, (1982)

- [16]: Iwamoto T, Tsuta T Computational Simulation of the Dependence Of The Austenite Grain Size On the Deformation Behavior Of Trip Steels. *Int.J.Plast.* 16, P.791-804, (2000).
- [17] : Pierre-Jean Cunat, « Aciers inoxydables, critères de choix et structures », traité « Matériaux métalliques », Techniques de l'ingénieur, mars 2000, M4540.
- [18] Narutani, T., Olson, G.B., Cohen, M., *Proc. Icomat*, (1982).
- [19] Byan, T.S., Hashimoto, N., Farrell. K., Temperature Dependence of Strain Hardening and Plastic Instability Behaviours In Austenitic Stainless Steels, *Acta Materialia*, 52, P.3889- 3899, (2004).
- [20] David, G., *Les Aciers Inoxydables : Proprieties, Mise En Oeuvre, Employ, Norms, Technique Et Documentation*, Lavoisier.
- [21] Lebedev, A.A., Kosarchuk, V.V., Influence of Phase Transformations On the Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels. *International Journal of Plasticity*, 16, 749-767, (2000).
- [22] Olson, G.B., Cohen M Kinetics of Strain-Induced Martensitic Transformation, *Metall Trans 6a* :791–805, (1975).
- [23] Serri, J., Martiny, M., Ferron, G., Finite Element Analysis of the Effects of Martensitic Phase Transformation in Trip Steel Sheet Forming, *Int J Mech Sci* 47:884–90, (2005).
- [24] Mitter, W., *Umwandlungsplastizität Und Ihre Berücksichtigung Bei der Berechnung von Eigenspannungen. Materialkundlich-Technische*, Stuttgart, Allemagne, (1987).
- [25] Abrassart, F., *Influence Des Transformations Martensitiques Sur Les Propriétés Mécaniques Des Alliages Du Système Fe-Ni-Cr-C. Thèse De Doctorat Es-Sciences Physiques*, Université De Nancy I, (1972).
- [26] Franitza, S., *Zur Berechnung der Wärme Und Umwandlungspannungen in Langen Kreiszyklindern. Phd Thesis*, Tech. Univ. Braunschweig, Allemagne, (1972).
- [27] Prantil, V.C., Callabresi, M.L., Lathrop, J.F., Ramaswamy, G.S., Lusk, M.T., Simulating Distortion and Residual Stresses in Carburized Thin Strips. *J. Eng. Mat. Tech.*, 125, Pp116- 124, (2003).
- [28] Leblond, J.B., Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels Ii: Coupling with Strain Hardening Phenomena. *Int. J. Plast.*, 5, Pp573-591, (1989).

- [29] Taleb, L., Sidoroff, F., A Micromechanical Modeling of the Greenwood-Johnson Mechanism in Transformation Induced Plasticity. *Int. J. Plast.* (2003), 19, 10, Pp1821-1842.
- [30] Zhang, J., Influence De La Contrainte Sur La Transformation Martensitique D'alliages Fe-Ni-C. Thèse De Doctorat, Inpl, Nancy, (1993).
- [31] Videau, J.C., Cailletaud, G., Pineau, A., Modélisation Des Effets Mécaniques Des Transformations De Phases Pour Le Calcul De Structures. *Journal De Physique Iv*, 4, C3-Pp227-232, (1994).
- [32] Azzouz, F., Cailletaud, G., Antretter, T., Fischer, F.D., Tanaka, K., Transformation Induced Plasticity (Trip) In Steels Subjected to Nonmonotonic Loading Paths – Experiments and Theory. *Proceedings Plasticity, Vancouver*, Pp175-177, (2000).