

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA 1

FACULTE DE TECHNOLOGIE

DEPARTEMENT DE MECANIQUE

Simulation d'une opération du pliage d'un acier
inoxydable 304L

Encadré par :

Mdm. Sidhoum.

Réaliser par :

Abdenmour ALEM

Ahcene KHERROURI

Remerciement

Je tiens avant tout à exprimer ma reconnaissance la plus chaleureuse à Madame Sidhoum, qui nous a proposé ce thème et qui a su nous soutenir dans les problèmes rencontrés et les difficultés que l'on trouve à l'orientation d'un tel travail. Qu'elle trouve en ces quelques lignes l'assurance de notre profond respect et de nos sentiments de gratitude.

Je remercie tous les membres de jury de cette thèse. Je les prie de trouver ici l'expression de mes plus sincères remerciements.

J'exprime ma gratitude à tout ma famille, mes amis, à qui je dois tout,

Merci.

Résumer

Dans ce présent travail, nous nous sommes intéressés à la simulation du pliage d'une tôle en acier TRIP entièrement austénitique du type 304L. La simulation a été réalisée à l'aide du logiciel de simulation abaqus 6.14 et validée par les résultats expérimentaux de madame Sidhoum. Les résultats de la simulation étaient en bonne concordance avec les résultats expérimentaux de madame Sidhoum. Cela témoigne de la capacité du logiciel abaqus 6.14 à reproduire les opérations de mise en forme.

Abstract

In this work, we are interested in the simulation of the bending of a completely austenitic 304L TRIP steel sheet. The simulation was carried out using simulation software abaqus 6.14 and validated by the experimental results of Ms. Sidhoum. The simulation results were in good agreement with Ms. Sidhoum's experimental results. This demonstrates the ability of abaqus 6.14 software to replicate formatting operations.

ملخص

في هذا العمل، نحن مهتمون بمحاكاة انحناء ورقة فولاذية أوستنيتية بالكامل 304L TRIP. تم إجراء المحاكاة باستخدام برمجيات المحاكاة abaqus 6.14 وتم التحقق من صحتها من خلال النتائج التجريبية للسيدة Sidhoum. كانت نتائج المحاكاة متفقة بشكل جيد مع النتائج التجريبية للسيدة Sidhoum. هذا يوضح قدرة abaqus 6.14 على تكرار عمليات التنسيق.

Sommaire

Introduction Générale	1
Chapitre I : Recherche bibliographique sur les aciers inoxydables	
I.1 Introduction	2
I.2 Les aciers inoxydables	2
I.2.1 Généralités	2
I.2.2 Naissance des aciers inoxydables	3
I.2.3 Types d'acier inoxydable	3
I.3 Les aciers TRIP	6
I.3.1 Composition des aciers TRIP :	7
I.3.2 L'obtention d'un acier TRIP :	7
I.3.3 Comportement mécanique des aciers à effet TRIP :	9
I.3.4 Modélisation des aciers à effet TRIP	12
I.3.4.1 Modèles de la cinétique de transformation :	12
I.3.4.2 Modèles de la plasticité de transformation	14
I.3.4.3 Modèles du comportement mécanique des aciers à effet TRIP	19
I.4 Conclusion	23
Chapitre II : Simulation et validation	
II.1 Introduction	24
II.2 Présentation du métal de l'étude	24
II.2.1 Caractéristiques théoriques de l'acier 304L	24
II.2.2 Caractérisation de l'acier 304L	25
II.2.2.1 Caractérisation microstructurale	25
II.2.2.2 Caractérisation mécanique	26
II.2.3 Essai de pliage	28
II.2.3.1 Mise en forme par pliage	28
II.2.3.2 Résultats	29
II.3 Simulation du pliage	30
II.3.1 Simulation numérique par éléments finis	30
II.3.2 logiciels de simulation numérique	32
II.3.3 Présentation Le code de calcul par éléments finis Abaqus	33
II.3.4 La simulation avec Abaqus	34
II.4 Simulation numérique	38
II.4.1 Simulation de l'opération de pliage	38
II.4.2 Résultats numérique	41

II.5 Conclusion.....	43
Conclusion Générale.....	44

Liste des figures

Chapitre I : Recherche bibliographique sur les aciers inoxydables

Figure I.1 : Schéma représentatif d'un acier inoxydable.....	03
Figure I.2 : Aciers inoxydables austénitiques dérivés de la nuance de base 304.....	05
Figure I.3 : diagramme fer-C.....	07
Figure I.4 : Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP.....	08
Figure I.5 : Courbe σ vs ϵ d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation.....	09
Figure I.6 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304.....	10
Figure I.7 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de $10^{-3}S^{-1}$	10
Figure I.8 : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures.....	11
Figure I.9 : Évolution du coefficient d'écroutissement pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures.....	11

Chapitre II : Simulation et validation

Figure II.1 : Microstructure de l'acier 304L.....	25
Figure II.2 : Spectre de diffraction de l'acier 304L.....	26
Figure II.3 : Éprouvette de traction.....	27
Figure II.4 : Courbe de traction conventionnelle de l'éprouvette à 25°C.....	28
Figure II.5 : Outillage de pliage.....	29
Figure II.6: Courbe de pliage de l'acier 304L.....	29
Figure II.7: Tôle pliée en acier 304L.....	30
Figure II.8 : l'interface d'Abaqus.....	35
Figure II.9 : maillage structuré de la tôle.....	38
Figure II.10 : outils de pliage.....	39
Figure II.11 : Conditions aux limites.....	39
Figure II.12 : Introduction de l'élasticité et de la plasticité dans abaqus.....	40
Figure II.13 : Forme de la tôle après pliage.....	41
Figure II.14 : distribution de la contrainte sur la tôle.....	42
Figure II.15 : Courbe de pliage (expérimentale VS numérique).....	42

Liste des tableaux

Chapitre II : Simulation et validation

Tableau II.1 : Composition chimique de la nuance entièrement austénitique AISI

304L..... 24

Liste des symboles

f^{sb} : Fraction volumique des bandes de cisaillement

$\dot{\varepsilon}_a^{pslip}$: Vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austenite

α : Paramètre liée à l'énergie de faute d'empilement

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4$: Paramètres matériels

$\dot{\varepsilon}_y$: Vitesse de déformation de référence

T : Température

Σ : Facteur de triaxialité

σ_{ii} : Premier invariant du tenseur de contrainte de Cauchy

$\bar{\sigma}$: Contrainte effectif

f^m : Fraction volumique de martensite

η : Paramètre qui régit le taux de formation de martensite

η_1 et η_2 : constantes.

B : La force motrice de la formation martensitique

S_{ij} : Déviateur du tenseur des contraintes de Cauchy

$\bar{\sigma}$: Contrainte effective du matériau biphasé

k : Paramètre qui reflète le développement de microstructures à l'intérieur du matériau, tel que la texture.

C_k : Constante du matériau

$\dot{\varepsilon}^{pslip}$: Vitesse de déformation plastique équivalente du glissement dans l'acier TRIP

a et m : Paramètres qui se rapportent respectivement aux phases austénitiques et martensitique

R : paramètre qui prend compte de la variation du changement de forme.

R0 and R1 : constantes du matériau

σ_{ya} : Limite d'écoulement de la phase austénitique

Δv : Dilatation volumique résultant de la transformation martensitique

δ_{ij} : Indice de Kronecker ou la matrice d'identité

C_{ijkl} : Composantes du tenseur de raideur

λ et μ : Coefficients de Lamé

ε_n : déformation totale à l'instant n

ε_n^p : déformation plastique à l'instant n

P_n : déformation plastique équivalente due au glissement de l'austenite

f_m : fraction de la martensite à l'instant n

f_{sb} : fraction de l'austenite à l'instant n

$EqpT$: déformation plastique équivalente du TRIP à l'instant n

F : Fonction de charge

σ_s : Contrainte seuil du TRIP

σ_m : Contrainte seuil de la martensite

σ_a : Contrainte seuil de l'austénite

σ_{ya} : Limite élastique de l'austénite

σ_{ym} : Limite élastique de la martensite

$c_{1m} \rightarrow c_{5m}$ et $c_{1a} \rightarrow c_{5a}$: constante du modèle.

σ_{ijn+1} : Contrainte à l'instant $n+1$

ε_{n+1} : Déformation totale à l'instant $n+1$

ε_{n+1}^p : Déformation plastique à l'instant $n+1$

P_{n+1} : Déformation plastique équivalente due au glissement de l'austenite à l'instant $n+1$

$f_{m\ n+1}$: Fraction de la martensite à l'instant $n+1$

$f_{sb\ n+1}$: Fraction de l'austenite à l'instant $n+1$

$EqpT_{n+1}$: Déformation plastique équivalente du TRIP à l'instant $n+1$

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$: Tenseur de la vitesse de la déformation plastique due au glissement dans l'austénite

dp : Vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite

N_{ij} : La normal à la fonction de charge

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$: Tenseur de la vitesse de la déformation plastique due au changement de forme

dfm : Incrément d taux de martensite

$dfsb$: Incrément du taux des bandes de glissement

η : Force motrice de la formation des lamelles de martensite

Σ : Triaxialité

R : Paramètre de changement de forme

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$: Tenseur de la vitesse de la déformation plastique due au changement de volume

Introduction Générale

L'acier inoxydable, couramment appelé acier inox ou inox, ont un grand rôle dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industries mécaniques, agroalimentaires, chimiques, transports, médecine, chirurgie, etc.

Ils possèdent des propriétés mécaniques très bien adaptées au domaine de l'industrie, tel que la faible densité, la très haute résistance à la corrosion, et d'excellentes propriétés en emboutissage. De plus, ces aciers présentent un très bon compromis résistance-ductilité, qui permet la réalisation de pièces de structure plus légères.

Parmi les nombreuses nuances d'aciers inoxydables, l'acier austénitique X2CrNi18-9. (AISI 304L) est le constituant le plus fréquent.

Dans ce présent travail, nous nous sommes intéressés à la simulation du pliage d'une tôle en acier 304L. La simulation a été réalisée à l'aide du logiciel de simulation abaqus 6.14 et validé par les résultats expérimentaux de madame Sidhoum.

Pour mener à bien cette étude, nous avons divisé le travail en deux chapitres : Dans le premier chapitre, nous avons présenté une synthèse bibliographique sur les aciers inoxydables ; leur historique, leurs domaines d'utilisation, leurs différentes familles ainsi que les différents modèles utilisés pour la modélisation de leur comportement mécanique.

Le deuxième chapitre est une étude expérimentale. Elle est réservée à la présentation de l'acier qui fait objet de notre étude, sa composition chimique et ses caractéristiques théoriques et les différentes techniques expérimentales, mises en œuvre au cours de notre investigation ainsi que les résultats caractérisation mécanique et microstructurale de cet acier.

Dans le deuxième chapitre, nous avons d'abord présenté l'acier qui fait l'objet de notre étude ensuite nous avons passé à la simulation numérique. Dans cette dernière nous avons regroupé les résultats d'analyse ainsi que leur validation.

Notre travail s'achève par une conclusion générale

I.1 Introduction :

Ce chapitre à caractère bibliographique, nous présentons les aciers inoxydables et leurs caractéristiques générales, ensuite nous donnons les différentes nuances des aciers à effet TRIP ainsi que leur comportement mécanique.

I.2 Les aciers inoxydables :

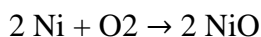
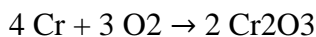
I.2.1 Généralités :

Les aciers inoxydables, couramment appelés inox, jouent un grand rôle dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industrie mécanique, agroalimentaire, chimie, transports, médecine, chirurgie, etc. Ce sont des aciers, alliages de fer et de carbone, auxquels on ajoute essentiellement du chrome qui, au-delà de 12 % en solution (selon la teneur en carbone) dans la matrice, provoque la formation d'une couche protectrice d'oxyde de chrome qui confère à ces aciers leur inoxydabilité.

D'autres éléments peuvent être ajoutés, notamment le nickel qui améliore les propriétés mécaniques en général et la ductilité en particulier, et d'autres éléments comme le molybdène ou le titane qui améliorent la stabilité de l'alliage pour des températures autres que l'ambiante ainsi que des éléments à hauts points de fusion comme le vanadium et le tungstène accompagné en général d'une augmentation de la teneur en chrome, pour obtenir la résistance aux hautes températures au contact d'une flamme (aciers réfractaires).

L'élément d'alliage auquel les aciers inoxydables doivent leur principale caractéristique est le chrome. Contrairement à ce que l'on croit généralement, ce métal est très réactif du point de vue chimique et il est en particulier très oxydable, mais son oxyde forme une véritable peau à la fois transparente et protectrice. Allié au fer et au nickel, il provoque la formation d'un composé de surface oxydé capable de ralentir ou même d'arrêter totalement la corrosion.

Le chrome et le nickel s'oxydent ainsi :



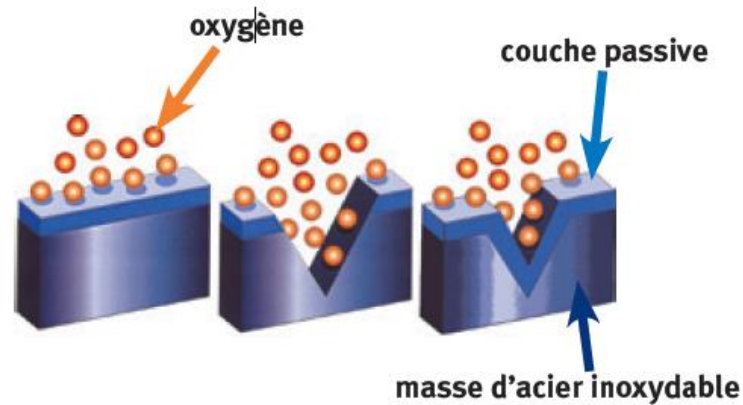


Figure I.1 : Schéma représentatif d'un acier inoxydable.

I.2.2 Naissance des aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont nés au début du 20^e siècle. Leur résistance à la corrosion est due à une teneur en chrome d'au moins 12%. Ces aciers permettent de répondre aux problèmes de corrosion sévère (industrie chimique, eau de mer...) ainsi qu'à la corrosion douce lorsque toute contamination est interdite (industrie agroalimentaire, pharmacie, industrie nucléaire...). Ils permettent aussi de résoudre les problèmes d'aspect de surface en milieu atmosphérique (bâtiment, mobilier...).

A la fin du 19^e siècle Brustlein et Boussingault ont, chacun de leur côté, mis en évidence le rôle du chrome sur la résistance à l'oxydation des alliages ferreux. Au tout début du 20^e siècle, Goldschmidt développe les premières nuances d'aciers inoxydables à bas carbone. Les grandes familles d'aciers inoxydables se développent progressivement. Dès 1909, les principales nuances de base d'aciers martensitiques, ferritiques et austénitiques connues actuellement sont élaborées. Il faudra attendre 1931 pour voir apparaître les premières nuances d'aciers austéno-ferritiques. [01]

Au contraire des aciers martensitiques qui sont formés par trempe de la phase austénitique, pour les nuances ferritiques, austénitiques et austéno-ferritiques, les transformations de phase ne touchent qu'une partie mineure du matériau. La phase principale reste principale. Leurs propriétés ne peuvent être améliorées par une trempe.

I.2.3 Types d'acier inoxydable :

On compte cinq groupes fondamentaux d'aciers inoxydables, classés selon leur structure métallurgique : ce sont les groupes austénitique, ferritique, martensitique, duplex et durcis par précipitation.

- **Aciers martensitiques :**

Ils sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance mécanique sont importantes. Les plus courants titrent 13 % de chrome avec au moins 0,08 % de carbone. D'autres nuances sont plus chargées en additions, avec éventuellement un faible pourcentage de nickel. Exemples : X20Cr13, X46Cr13, X29CrS13.

- **Aciers ferritiques :**

Ils ne prennent pas la trempe. On trouve dans cette catégorie des aciers réfractaires à haute teneur en chrome (jusqu'à 27 %), particulièrement intéressants en présence de soufre. Les aciers ferritiques sont parfois utilisés comme barrière de résistance à la corrosion (tôles plaquées, tôle revêtues, protégées (dites « claddées ») des parois d'équipements sous pression en acier utilisés dans les industries pétrochimique et chimique. Exemples : X6Cr17, X6CrMo17-1, X3CrTi17.

- **Aciers austénitiques :**

L'inoxidabilité de certains aciers est due à la formation d'une couche d'oxyde de chrome protectrice à la surface de l'alliage métallique, appelée couche de passivation. La formation de cette couche de passivation nécessite une teneur en chrome de l'alliage au moins égale à 12%.

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages de fer et de carbone qui contiennent, en général, de 0,02% à 0,1% de carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel, 2 à 5% de molybdène et d'autres éléments d'addition comme le cuivre, le silicium, le titane, le niobium ... Les éléments d'addition permettent d'améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques du matériau. Depuis quelques décennies, le nickel coûteux, est progressivement remplacé par l'azote grâce à des procédés d'élaboration qui améliore sa solubilité dans l'acier liquide.

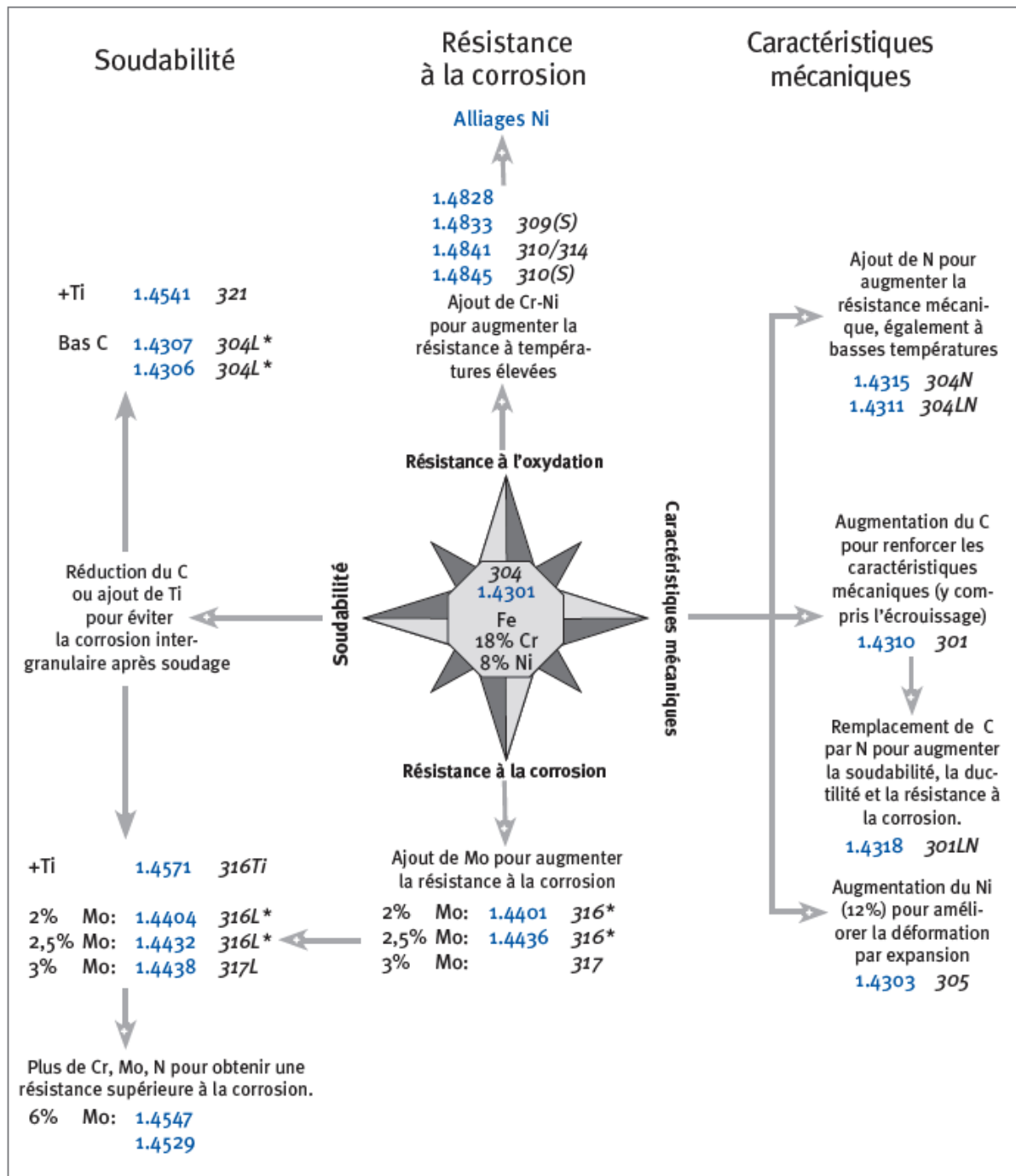


Figure I.2 : Aciers inoxydables austénitiques dérivés de la nuance de base 304 [25].

Les nuances les plus couramment utilisées, souvent appelées nuances austénitiques standards, sont les nuances 1.4301 (connue sous l'appellation américaine 304) et 1.4401 (connue sous l'appellation américaine 316). Elles contiennent 17 à 18 % de chrome et 8 à 11 % de nickel. La nuance 1.4301 convient pour des sites ruraux, urbains et légèrement industriels alors que la nuance 1.4401, qui est plus fortement alliée, est bien adaptée à des sites industriels ou en atmosphère marine.

- **Aciers duplex :**

Les propriétés des aciers duplex sont dues, pour la plupart, à la structure biphasée de l'alliage. Ils combinent favorablement les propriétés mécaniques et de corrosion des aciers austénitiques et ferritiques. Ceci se traduit par une limite d'élasticité élevée (entre 200 et 600 MPa) alliée à une ductilité satisfaisante (25 à 45%). La résistance à la rupture peut atteindre 850 MPa, pour des aciers duplex contenant 80% de ferrite.

Contrairement aux aciers ferritiques, ils n'ont pas de transition brutale ductile-fragile, ils peuvent donc être utilisés sans précautions particulières jusqu'à -50°C . Les aciers duplex ont une grande résistance à la corrosion, en particulier en milieu agressif (acide, chloré ou marin). Ils possèdent, de plus, une excellente coulabilité, c'est pourquoi ils constituent la majorité de la production de pièces moulées en acier inoxydable. La production de tôles fortes ou minces, de produits longs ou de tubes est moins développée en raison des précautions particulières à mettre en oeuvre, car la teneur en ferrite et la taille de grains visés dépendent étroitement des conditions de refroidissement.

- **Aciers inoxydables à durcissement par précipitation :**

Il s'agit d'une famille d'aciers inoxydables dont les caractéristiques mécaniques sont obtenues à l'issue d'un traitement de durcissement secondaire suivant un traitement thermique de trempe ou d'hypertrempe.

Il existe trois groupes d'aciers inoxydables à durcissement par précipitation.

- a) Aciers martensitiques à transformation directe.
- b) Aciers semi-austénitiques ou à transformation martensitique Indirecte.
- c) Aciers austénitiques à durcissement par durcissement secondaire.

I.3 Les aciers TRIP :

Les aciers désignés par le terme TRIP sont des aciers présentant un comportement mécanique particulier. Ils ont à la fois une résistance élevée et une haute ductilité, ce qui les rend particulièrement intéressants pour la mise en forme par déformation plastique.

Les aciers à effet TRIP sont classés dans deux catégories, en fonction de leur microstructure :

- Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques, qui sont fortement alliés (Fe-Ni, AISI 304, AISI 301,)

- Aciers TRIP multi-phasés, qui sont faiblement alliés et seulement partiellement austénitiques.

I.3.1 Composition des aciers TRIP :

Les aciers à effet TRIP, font partie de la classe des aciers hypoeuctectoides ou faiblement alliés, leur pourcentage de carbone étant inférieur à 0.85%. Le diagramme fer-carb simplifié ci-dessous montre le domaine d'existence des aciers à effet TRIP.

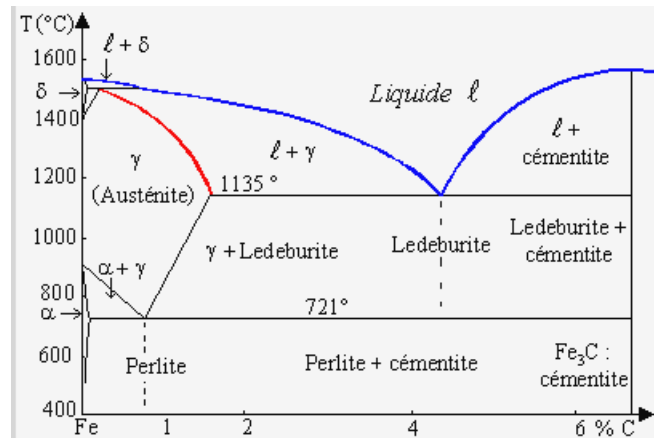


Figure I.3 : diagramme fer-C

Afin d'obtenir l'effet TRIP, il est nécessaire d'incorporer dans l'alliage de silicium et/ou de l'Aluminium, ces composants servant à stabiliser la structure austénitique de l'acier lors du refroidissement. Ainsi, à température ambiante, l'acier obtenu conserve de l'austénite dans sa structure cristalline, appelée austénite retenue, base de l'effet TRIP. Il est donc possible de dégager les proportions habituelles des constituants d'un acier à effet TRIP (en %massique).

I.3.2 L'obtention d'un acier TRIP :

L'obtention d'un acier TRIP commence par la réalisation d'une trempe, l'expérience dit qu'une trempe est efficace si l'acier contient plus de 0.35% de carbone. Il faut donc, si besoin réalisé une cémentation sur l'acier à tremper, sa teneur en carbone étant comprise entre 0.1 et 0.4 % de carbone.

La trempe se déroule en 4 étapes distinctes :

- La première étape est un maintien de l'acier entre les températures inter critiques, températures entre lesquelles l'acier a une structure austénitique et ferritique.

- La seconde étape consiste un refroidissement rapide jusqu'à la zone d'existence de la bainite.
- On réalise alors un second maintien dans la zone bainitique. Ceci permet d'éviter l'obtention de martensite pure en grande proportion dans la structure.
- La dernière étape est un second refroidissement de l'acier, celui-ci jusqu'à température ambiante, on obtient un acier contenant de l'austénite retenue.

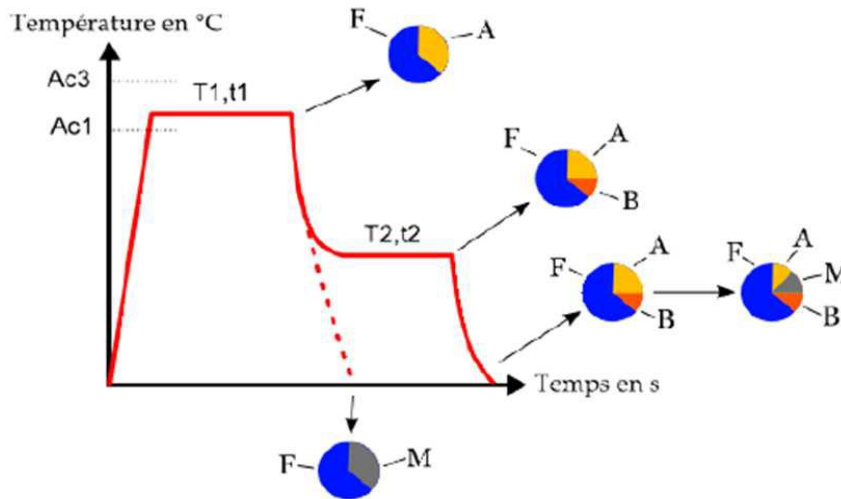


Figure I.4 : Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP

F : Ferrite, A : Austénite, B : Bainite, M : Martensite.[1]

I.3.3 Comportement mécanique des aciers à effet TRIP :

Le comportement mécanique des aciers à effet TRIP a fait l'objet de nombreuses études. On présentera ici juste celles qui portent plus particulièrement sur le matériau de notre étude (acier entièrement austénitique AISI304). Parmi ces études, on citera celle d'Olson et Cohen [33], de Tomita et Iwamoto [14], de Byan et al. [34] et de Kubler [35]. Olson et Cohen [33] observent, lors des essais de traction uni-axiale effectués sur un acier austénitique, que la courbe de comportement pendant la transformation passe sous la courbe de comportement de l'austénite sans transformation (fig. I.5). Ce phénomène, appelé « adoucissement dynamique », résulte de l'apparition brutale de martensite orientée par les contraintes produisant une déformation de transformation adoucissant le matériau.

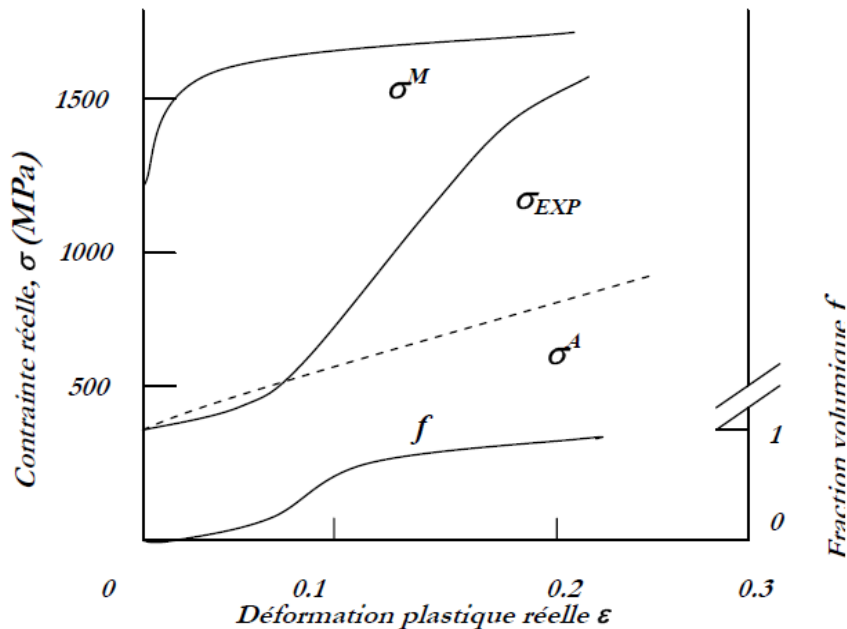


Figure I.5 : Courbe σ vs ϵ d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation. [2]

Tomita et Iwamoto [3] se sont intéressés à l'étude du comportement en traction et en compression ainsi qu'à l'évolution du taux de martensite formée à différentes températures entre 77K et 353K (fig.I.6). La forme particulière des courbes obtenues aux basses et moyennes températures (fig.I.6.a) exprime l'existence d'un maximum du taux d'écroutissage, qui est corrélé à la transformation martensitique (fig.I.6.b).

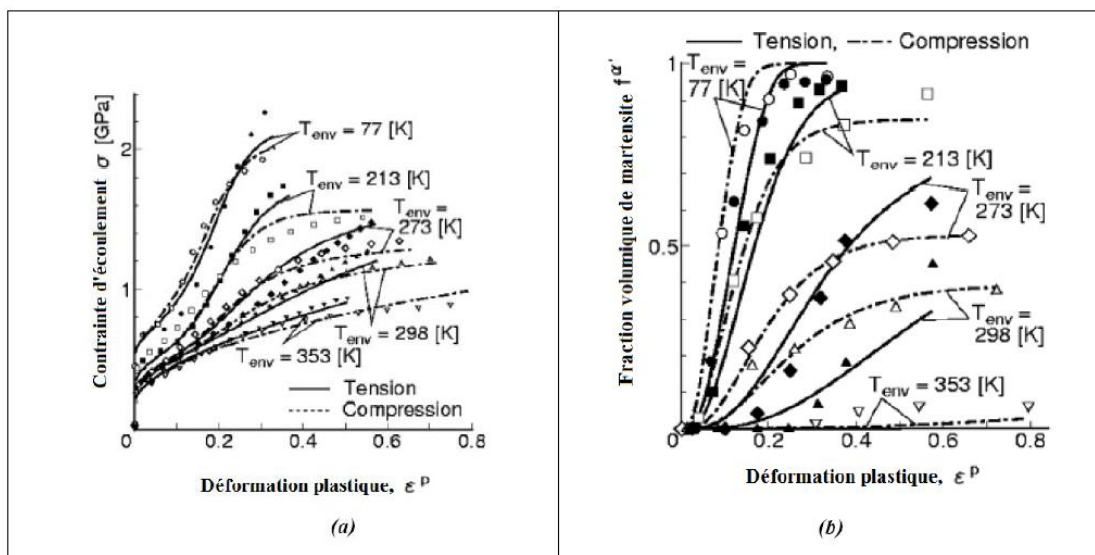


Figure I.6 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304 : (a) courbe $\sigma - \epsilon$ et (b) cinétique de la transformation martensitique. [3]

Une étude de comportements en traction à différentes températures d'un acier 304 à l'état recuit a été faite par Byun et al. [4]. Par leurs résultats expérimentaux, ces auteurs parviennent à confirmer un certain nombre des résultats de Tomita et Iwamoto [3], comme par exemple le passage par un maximum de ductilité pour une température intermédiaire (fig.I.7.a). Le taux d'érouissage $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ (fig.I.7.b) présente un maximum très important à basse température : ce maximum est corrélé à un maximum du taux de transformation martensitique.

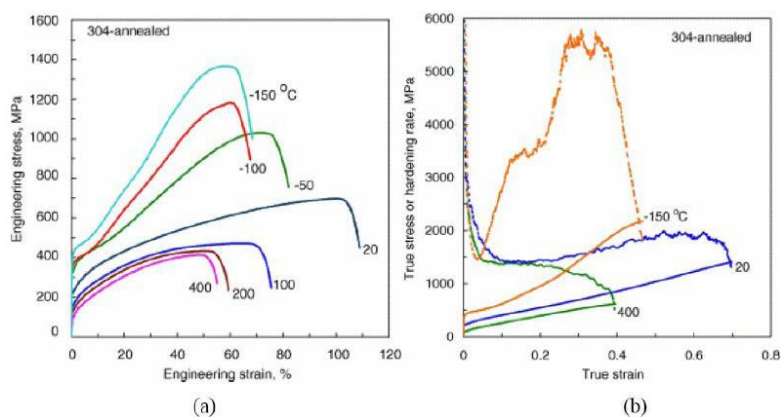


Figure I.7 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de 10^{-3} S^{-1} : (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'érouissage (lignes discontinues). [4]

Le comportement en traction uni-axiale à différentes températures de l'acier AISI304 est étudié par Kubler [5]. Les résultats obtenus sont représentés par la figure I.6. Kubler a trouvé que plus la température est basse, plus la transformation est facile, ce qui traduit un durcissement dans la courbe de comportement σ - ϵ . Un dosage de phase est réalisé par diffraction des rayons X après décharge à différentes pré-déformations pour la température -60°C . On remarque qu'il existe un gradient de transformation entre la surface et une profondeur de $100\mu\text{m}$.

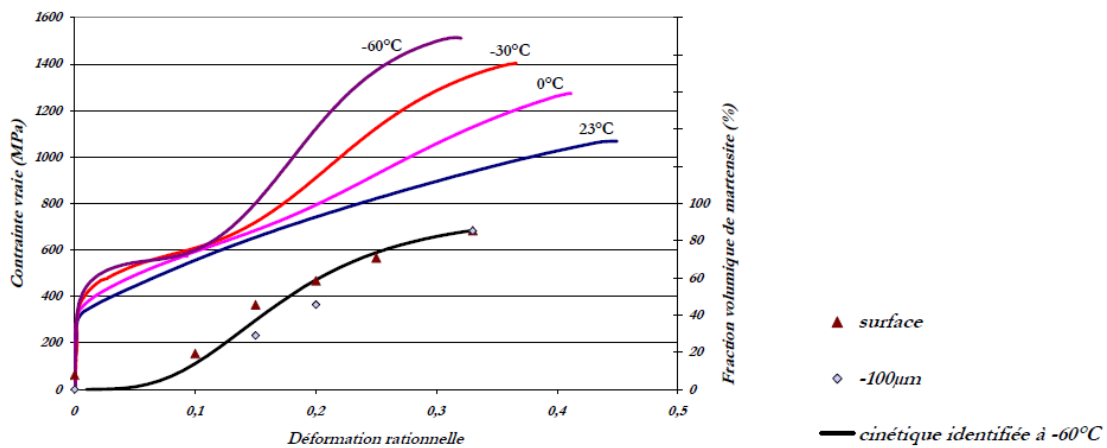


Figure I.8 : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C , -30°C , 0°C et 23°C). Courbes σ - ϵ et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à $-100\mu\text{m}$. [5]

L'évolution du coefficient d'érouissage instantané $n = \frac{d\Sigma}{dE} \cdot \frac{E}{\Sigma}$ de la figure I.9 indique l'augmentation de la pente d'érouissage due à la transformation martensitique induite lors de la déformation.

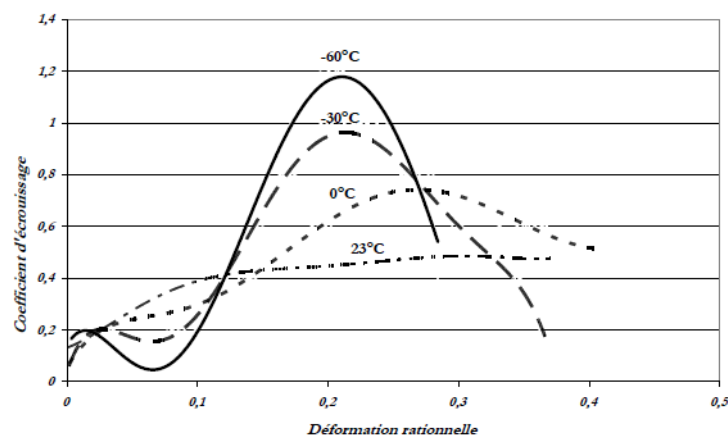


Figure I.9 : Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C , -30°C , 0°C et 23°C). [5]

I.3.4 Modélisation des aciers à effet TRIP :

Cette partie est réservée à la présentation des différents modèles utilisés pour les aciers à effet TRIP. Les modèles proposés dans la littérature concernent trois aspects du comportement de ces aciers à savoir ; la cinétique de transformation martensitique, la plasticité de transformation et le comportement mécanique.

I.3.4.1 Modèles de la cinétique de transformation :

Les modèles proposés pour décrire la cinétique de la transformation martensitique sont assez nombreux. Dans ces modèles l'évolution de la fraction volumique de martensite « f » ou « f^m » est exprimée en fonction du changement de température et du chargement appliqué. Les premiers modèles proposés ne prenaient en compte que l'effet de la température, ensuite l'effet de la contrainte en traction a été introduit dans ces modèles.

Parmi les modèles les plus anciens, on trouve celui d'Olson et Cohen [2]. Ces auteurs en s'appuyant sur des observations métallurgiques de germination des aiguilles de martensite α' à l'intersection des bandes de cisaillement dans l'austénite proposent un modèle d'évolution de la fraction volumique de martensite α' basé sur l'évolution de la fraction volumique de bandes de cisaillement. Selon ces auteurs, le taux de fraction volumique des bandes de cisaillement \dot{f}^{sb} est relié au taux de déformation plastique $\dot{\epsilon}_a^{pslip}$ par la relation :

$$\dot{f}^{sb} = \alpha(1 - f^{sb})\dot{\epsilon}_a^{pslip} \quad (I.1)$$

$\dot{\epsilon}_a^{pslip}$ est la vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite.

α est un paramètre liée à l'énergie de faute d'empilement. α est fonction de la température.

Le taux de formation de martensite α' , \dot{f}^m , est proportionnel à l'accroissement du nombre de sites de germination $\dot{N}_{\alpha'}$ par unité de volume :

$$\dot{f}^m = (1 - f^m)\bar{v}_{\alpha'}\dot{N}_{\alpha'} \quad (I.2)$$

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

Pour obtenir le nombre d'intersection des bandes de cisaillement N^I par unité de volume, on définit la probabilité P pour qu'une intersection de bandes de cisaillement constitue un germe de martensite α' telle que :

$$\dot{N}_{\alpha'} = N^I \cdot P \quad (I.3)$$

Le nombre d'intersection des bandes de cisaillement N^I par unité de volume est relié au nombre de bandes de cisaillement N^{sb} par une loi puissance du type :

$$N^I = C. (N^{sb})^n \quad (I.4)$$

Où C est une constante géométrique et l'exposant modélise une distribution aléatoire des orientations des bandes de cisaillement.

En reportant les expressions (I.1), (I.3) et (I.4) dans la relation (I.2) et par intégration, on obtient la loi d'évolution de la martensite α' :

$$\dot{f}^m = 1 - \exp\{-\beta[1 - \exp(-\alpha. \varepsilon^p)]^n\} \quad (I.5)$$

$$\beta = C. P. \frac{\bar{v}_{\alpha'}}{(\bar{v}^{sb})^n} \quad (I.6)$$

De nombreux auteurs ont repris le modèle d'Olson et Cohen [2] pour développer leur propre modèle. La première évolution du modèle d'Olson et Cohen est celle proposé par Stringfellow et al. [6] qui donne la variation de la fraction de martensite sous la forme suivante :

$$\dot{f}^m = (1 - f^m)[A_f \dot{\varepsilon}_a^p + \beta_f \dot{\Sigma}] \quad (I.7)$$

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

P est la pression hydrostatique.

σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises.

ε^p est la déformation plastique.

β_f est une fonction de Σ et de f^{sb} .

$$A_f = apn\eta(f^{sb})^{n-1}(1 - f^{sb}) \quad (I.8)$$

p est la probabilité de formation des bandes de glissement .

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

η est une constante.

Après l'implémentation numérique de ce modèle, les auteurs ont montré que plus la triaxialité des contraintes est importante, plus la transformation est facile.

Le modèle d'Olson et Cohen [2], étendu par Stringfellow et al. [6], a été repris et développé à nouveau par Tomita et Iwamoto [3]. Ces auteurs ont modifié le paramètre α qui est devenu une fonction de la température et de la vitesse de déformation de glissement équivalente dans l'austénite $\dot{\varepsilon}_a^{pslip}$

$$a = a_1 T^1 + a_2 T + a_3 \left[\frac{\dot{\epsilon}_a^{pslip}}{\dot{\epsilon}_{ref}} \right]^M \quad (I.9)$$

$\dot{\epsilon}_{ref}$ est une vitesse de déformation de référence,

M l'exposant qui exprime la sensibilité à la vitesse de déformation, T est toujours la température,

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

L'expression du paramètre α est de nouveau modifiée par Iwamoto et al. [7] Ces auteurs ont rajouté l'influence de l'état des contraintes sur la cinétique de la transformation de martensite à travers ce paramètre.

$$a = a_1 T^2 + a_2 T + a_3 - a_4 \Sigma \left[\frac{\dot{\epsilon}_a^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M \quad (I.10)$$

α_4 est un nouveau paramètre du matériau

Σ est de nouveau le taux de triaxialité des contraintes

Ce modèle a été utilisé par J.Serri [8] pour décrire l'évolution de la fraction de martensite dans un modèle phénoménologique utilisé pour de simulations d'essais d'emboutissage et de CLF.

Afin d'éliminer la complexité introduite par la distribution de probabilité, Sierra et al. [9] ont simplifié la cinétique d'évolution de la fraction de martensite. En conclusion, le taux d'évolution de la fraction volumique de martensite, \dot{f}^m , qui est également régie par la déformation plastique de l'austénite.

$$\dot{f}^m = A(1 - f^m) \dot{\epsilon}_a^{pslip} \quad (I.11)$$

$$A = a\eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad (I.12)$$

$$\eta = \eta_1 + \eta_2 \Sigma \quad (I.13)$$

η régit le taux de formation de martensite et dépend de la triaxialité, et η_1 et η_2 sont des constantes. Le terme η 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.3.4.2 Modèles de la plasticité de transformation

Dans cette partie, quelques modèles décrivant la plasticité de transformation accompagnant la transformation martensitique induite par déformation sont présentés. Ces modèles sont établis à partir d'essais de refroidissement sous contrainte constante, et dépendent du

niveau de contrainte et de la fraction volumique de martensite. Les premiers modèles étaient appliqués à des chargements uniaxiaux et ont été généralisé par la suite à des chargements multiaxiaux.

Greenwood et Johnson [10] ont établi un modèle phénoménologique à partir de la croissance d'une sphère dans un milieu rigide parfaitement plastique. Dans ce modèle, les contraintes appliquées doivent être petites 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.

(I.14)

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

Où

ε^{pt} est la déformation plastique de transformation dans la direction de chargement, $\frac{\Delta V}{V}$ est la variation relative de volume, σ est la contrainte appliquée, σ^e est la limite élastique de l'austenite, 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 :

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6} \frac{\sigma}{\sigma^e} \frac{\Delta V}{V} \quad (\text{I.15})$$

Cette expression est valable pour de petites contraintes, en plus d'être valable pour des chargements uniaxiaux et constants.

Abrassart [11] a généralisé le modèle de Greenwood-Johnson à toutes les valeurs de f , il obtient : $K = \frac{1}{4}$ et $\phi(f) = 3f - 2f^{3/2}$. L'auteur a remarqué que les valeurs obtenues avec ce modèle sont plus faibles que les résultats observés expérimentalement. Et pour une transformation complète, son expression donne une prévision trois fois plus faible que celle de Greenwood-Johnson.

Mitter [12] a établi une formulation faisant dépendre la plasticité de transformation de la limite d'élasticité de la phase mère (austenite) σ_γ^e et de la phase fille (martensite) σ_a^e , ainsi que deux autres coefficients α et β dépendant de l'ordre de la transformation.

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{pt} = \frac{5}{6} \sigma \frac{\Delta V}{V} \left(\frac{\alpha}{\sigma_{\alpha}^e} + \frac{\beta}{\sigma_{\gamma}^e} \right) \quad (\text{I.16})$$

Cependant, les modèles proposés ci-dessus sont uniquement valables pour des contraintes appliquées constantes et uniaxiales. C'est pourquoi d'autres auteurs comme Franitza [41] ont proposé des expressions reliant le tenseur de plasticité de transformation avec la partie déviatorique du tenseur des contraintes.

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{pt} = \frac{1}{3} \delta \dot{\beta} \frac{\mathbf{S}_{ij}}{\sigma_e} \left(1 - \frac{\delta}{\delta_{total}} \right) \quad (\text{I.17})$$

où β est une constante déterminée expérimentalement, δ la variation de volume et δ_{total} la variation de volume totale après transformation complète.

De même, Prantil et al. [13] ont proposé une expression de la partie déviatorique de la plasticité de transformation dont les paramètres sont identifiés sur des courbes de dilatométrie.

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pt} = \frac{Am}{B} \left(\frac{f}{B} \right)^{m-1} \exp \left(- \left(\frac{f}{B} \right)^m \right) \dot{f} \cdot \mathbf{S}_{ij} \quad (\text{I.18})$$

Leblond et Giusti [14] ont proposé une formulation généralisée du taux de déformation de transformation macroscopique pour des chargements multiaxiaux. Cette expression incrémentale a été utilisée par la suite par de nombreux auteurs pour les simulations numériques :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pt} = \frac{3}{2} K \phi'(f) \dot{f} \cdot \mathbf{S}_{ij} \quad (\text{I.19})$$

où K est une constante, S le déviateur des contraintes macroscopique et ϕ une fonction de la fraction/de phase formée.

Leblond et al. [15] 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 analysée 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 [15] mentionne qu'il n'est plus nécessaire de faire la distinction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation.

Taleb et Sidoroff [16] ont corrigé le modèle de Leblond et al en proposant une nouvelle expression qui prédit la plasticité de transformation aux faibles fractions volumiques (<3%). Ils considèrent que l'austénite ne plastifie en totalité qu'à partir d'une fraction volumique de martensite critique.

Zhang [17] a fait une comparaison entre les modèles proposés par Abrassart, Leblond, Greenwood-Johnson et les résultats expérimentaux obtenus par sur un acier au nickel entièrement austénitique soumis à un essai de refroidissement sous 200 MPa. Selon lui, les modèles testés, fondés sur la seule orientation de l'écoulement plastique (effet Greenwood-Johnson) sous estiment la plasticité de transformation. L'effet Magee et l'effet Greenwood-Johnson sont donc à prendre tous deux en compte dans le travail de modélisation.

Videau et al. [18] 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 :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = K_{AM} (1-f) \dot{f} (S - X^{pt}) \quad (I.20)$$

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

Diani et al. [19] ont étudié la plasticité de transformation pour une microstructure biphasée en utilisant une modélisation micromécanique du comportement de chaque phase. Les auteurs expriment l'incrément de déformation de transformation dans le cas uniaxial en

utilisant une approximation autocohérente et avec l'hypothèse d'un matériau isotrope incompressible, comme :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}^{pt} = \frac{5\mu_M}{3\mu_e + 2\mu_M} \dot{f} \cdot \bar{\underline{\varepsilon}}^B \quad (\text{I.21})$$

$\bar{\underline{\varepsilon}}^B$ est une déformation de transformation. μ_e et μ_M sont respectivement les modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite.

Azzouz et al. [20] ont étudié l'effet de l'écroissage cinématique sur le taux de la plasticité de transformation macroscopique en considérant un tenseur du second ordre représentant cet écroissage dans leur modèle. Ils proposent une fonction de charge associée au mécanisme de la plasticité de transformation.

$$f^{pt} = (1 - \alpha) J_2^2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \alpha I_1^2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \beta I_1 - R^{pt} \quad (\text{I.22})$$

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 :

$$\dot{E}^{pt} = K(1 - Z) \dot{Z} \langle f^{pt} \rangle \left[\frac{3}{2} \frac{S}{J} \right] \quad (\text{I.23})$$

I.3.4.3 Modèles du comportement mécanique des aciers à effet TRIP

Plusieurs auteurs ont proposé des modèles de comportement mécaniques pour les aciers à effet TRIP. Ces modèles se différencient par les hypothèses faites au niveau du comportement des différentes phases, par la cinétique de transformation induite ainsi que par la manière de prendre en compte la déformation de transformation. Dans cette thèse, on présentera juste quelques modèles afin de donner une idée sur la diversité des modèles utilisés.

- Modèle de Guimaraes et al

Guimaraes et al. [21]. Proposent une loi d'écoulement en traction uniaxiale en fonction de plusieurs paramètres de la microstructure :

$$\sigma = \sigma_0 + K' \left[\int_{\varepsilon_i}^{\varepsilon} \frac{S^{\alpha'-\gamma}}{1-f} d\varepsilon \right]^{1/2} \quad (\text{I.24})$$

où σ_0 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, ε_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.

Najafi-Zadeh et al. [22]. Expriment la loi de comportement d'une austénite instable γ avec transformation martensitique α' sous la forme :

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_\gamma(\varepsilon) + \left[\sigma_{\alpha'}(\varepsilon) - \sigma_\gamma(\varepsilon) \right] f(\varepsilon) \quad (\text{I.25})$$

Les lois d'écoulement des phases γ et α' sont données par les relations :

$$\sigma_{\alpha'}(\varepsilon) = K_{\alpha'} \cdot \varepsilon^m \quad (\text{I.26})$$

$$\sigma_{\gamma}(\varepsilon) = \sigma_0 + K_{\gamma} \cdot \varepsilon^n \quad (\text{I.27})$$

où σ_0 , K_{γ} , n , K_{α} et m sont des constantes à identifier sur le comportement de chaque phase. La cinétique de transformation est donnée par le modèle de Guimaraes.

$$f = 1 - \exp(-K \varepsilon^2) \quad (\text{I.28})$$

- Modèle de Narutani et al.

Narutani et al. [23] ont développé une modélisation de l'écoulement inélastique d'un acier austénitique avec transformation martensitique. Le modèle prend en compte la contribution du durcissement lors de l'apparition de la martensite et l'adoucissement dynamique. La loi de comportement s'écrit :

$$\sigma = \sigma_s - \Delta\sigma_d = (1-f)\sigma_{\gamma}(\varepsilon - \alpha f) + f\sigma_{\alpha'}(\varepsilon - \alpha f) - \Delta\sigma_d \quad (\text{I.29})$$

Le premier terme σ_s représente l'écrouissage d'un matériau biphasé, σ_{γ} et σ_{α} étant les contraintes d'écoulement de l'austénite et de la martensite et αf prend en compte l'orientation des plaquettes de martensite ($\alpha=0.12$). Le dernier terme $\Delta\sigma_d$ représente l'incrément d'adoucissement dynamique résultant de la plasticité de transformation qui s'exprime :

$$\Delta\sigma_d = \beta \frac{df}{d\varepsilon} \sigma_s \quad (\text{I.30})$$

β étant un paramètre à identifier sur l'expérience. Finalement le comportement s'écrit :

$$\sigma = (1-f)\sigma_{\gamma}(\varepsilon - \alpha f) + f\sigma_{\alpha'}(\varepsilon - \alpha f) \left\{ 1 - \beta \frac{df}{d\varepsilon} \right\} \quad (\text{I.31})$$

Après identification des paramètres, les auteurs constatent que le modèle est en bon accord avec l'expérience pour des essais de traction à différentes températures sur un acier entièrement austénitique.

- Modèle d'Iwamoto et Tsuta

Le modèle d'érouissage d'Iwamoto et Tsuta [24] prend en compte une fonction de charge dépendant du troisième invariant J_3 du déviateur des contraintes proposée par Miller et McDowell [17] :

$$F(J_2, J_3) = J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \bar{\sigma}^2 = 0 \quad (\text{I.32})$$

$$J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij} \quad (\text{I.33})$$

$$J_3 = \det |S_{ij}| \quad (\text{I.34})$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}}} \quad (\text{I.35})$$

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

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

k est en relation avec le développement de microstructure dans le matériau tel que la texture. La forme simplifiée de l'équation d'évolution de k est proposée par Miller et McDowell [17]

$$\dot{k} = C_k (1 - k) \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \quad (\text{I.36})$$

Où

C_k est une constante du matériau

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

Iwamoto et Tsuta décompose le taux de déformation inélastique en une partie plastique de glissement, une partie déviatorique de transformation et une partie de dilatation de transformation telle que :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^p = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pslip} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{ptrans} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pslip} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pshape} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pdilat} \quad (I.37)$$

$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pslip}$ 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".

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pslip} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{pslip} \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}_{ij}} \quad (I.38)$$

Où

$$\frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}_{ij}} = \frac{3S_{ij}}{2\bar{\sigma}} \quad (I.39)$$

$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pshape}$ et $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pdilat}$ 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".

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pshape} = R \dot{f}^m \frac{\partial F}{\partial \boldsymbol{\sigma}_{ij}} \quad (I.40)$$

$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ya}} \right) \quad (I.41)$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta \dot{f}^m \delta_{ij} \quad (I.42)$$

Où

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

R0 and R1 sont des constantes du matériau ;

σ_{ya} est la limite d'écoulement de la phase austénitique ;

Δv représente l'expansion volumique résultant de la transformation martensitique ;

δ_{ij} l'indice de Kronecker ou la matrice d'identité.

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

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl} (\dot{\epsilon}_{kl} - \dot{\epsilon}_{kl}^{th} - \dot{\epsilon}_{kl}^{pslip} - \dot{\epsilon}_{kl}^{shape} - \dot{\epsilon}_{kl}^{dilat}) \quad (I.43)$$

I.4 Conclusion

Cette synthèse bibliographique, nous a permis de mieux comprendre ce qu'est un acier inoxydable et un acier à effet TRIP, leur historique, leurs domaines d'utilisation, leurs différentes familles ainsi que les différents modèles utilisés pour la modélisation de leur comportement mécanique.

II.1 Introduction :

Ce deuxième chapitre est réservé à la simulation de l'opération de pliage de l'acier 304L ainsi qu'à la validation des résultats numériques obtenus. Cependant avant d'entamer la simulation nous allons d'abord présenter le matériau dont la tôle à savoir l'acier 304L.

II.2 Présentation du métal de l'étude :

Le matériau utilisé dans cette étude est un acier inoxydable à effet TRIP, entièrement austénitique. Sa dénomination est AISI 304L. Le (L) signifie que l'acier a une faible teneur en carbone. Suivant l'AFNOR sa désignation est X2CrNi18-9. Cet acier est sous forme d'une tôle de 3 mm d'épaisseur. La composition chimique et le pourcentage de chaque élément de cet acier sont répertoriés 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 II.1. Composition chimique de la nuance entièrement austénitique AISI 304L

L'acier 304L est utilisé dans plusieurs domaines tels que :

- 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⁻¹).
- **Physiques :**
 - Densité : 7.93 (g/cm⁻³).
 - Point de fusion : 1400-1455 (C°).
- **Thermiques :**
 - Coefficient d'expansion thermique à 20-100 C° : 18.0 (10⁻⁶ K⁻¹).
 - Conductivité thermique à 23 C° : 16.3 (W m⁻¹ K⁻¹).
- **Electrique :**
 - Résistivité électrique : 70-72 (μOhm.cm).

II.2.2 Caractérisation de l'acier 304L :

II.2.2.1 Caractérisation microstructurale

A. Analyses micrographiques :

L'acier 304L est caractérisé par des grains austénitiques de taille d'environ 20μm figure II.1.

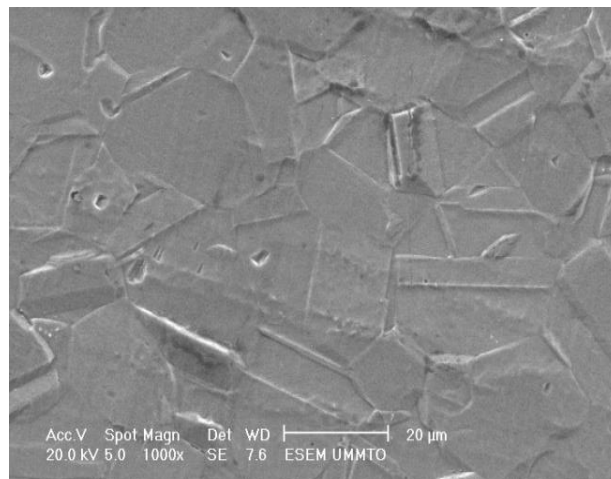


Figure II.1 : Microstructure de l'acier 304L [26]

B. Analyses par la diffraction des rayons X :

L'analyse a été faite par madame Sidhoum à l'université de Bejaia. Pour cela un diffractomètre de type Philips Panalytical a été utilisé. Cet appareil est muni d'un tube à anticathode de cuivre produisant un rayonnement X de longueur d'onde de 1.540598Å. Il est piloté par ordinateur où sont injectés les paramètres d'analyse dans le logiciel X'pert High Score. Les paramètres utilisés au cours de cet expériences sont les suivants :

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

Le dépouillement du spectre et l'analyse des résultats sont effectués à l'aide du logiciel Eva.

❖ Résultat d'analyse

L'analyse par diffraction des rayons X (DRX) de l'acier TRIP 304L a révélé que des pics correspondant à l'austénite figure II.2. Ce résultat montre que l'acier 304L est bien entièrement austénitique

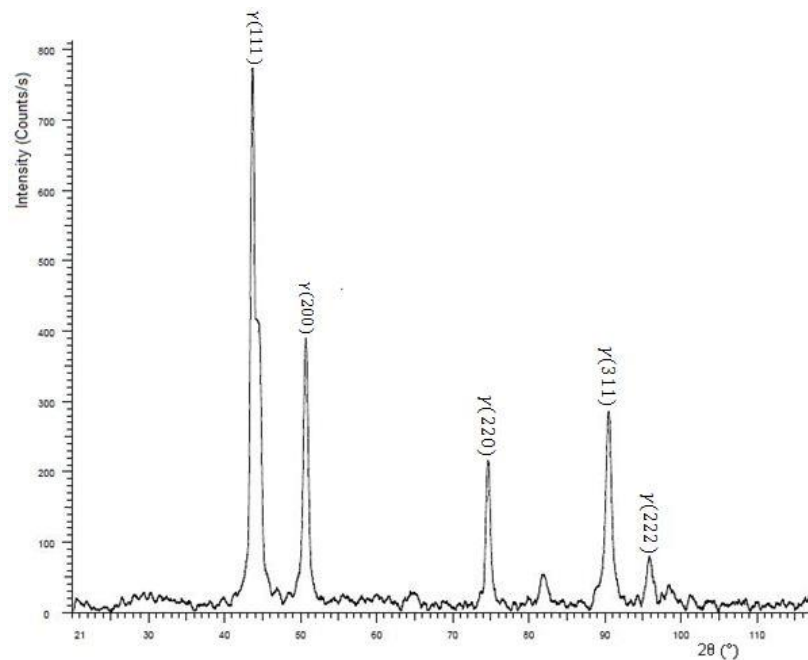


Figure II.2 : Spectre de diffraction de l'acier 304L[26]

II.2.2.2 Caractérisation mécanique

D'après un essai de traction sur une éprouvette normalisée (Figure II.3) effectué à une température ambiante (25°C) avec une machine de traction de type IBERTEST.

Les caractéristiques de la machine sont :

Charge d'essais : 200KN ;

Vitesse d'essai : 10 à 500 mm/min ;

Alimentation électrique T=220V, F=50Hz.

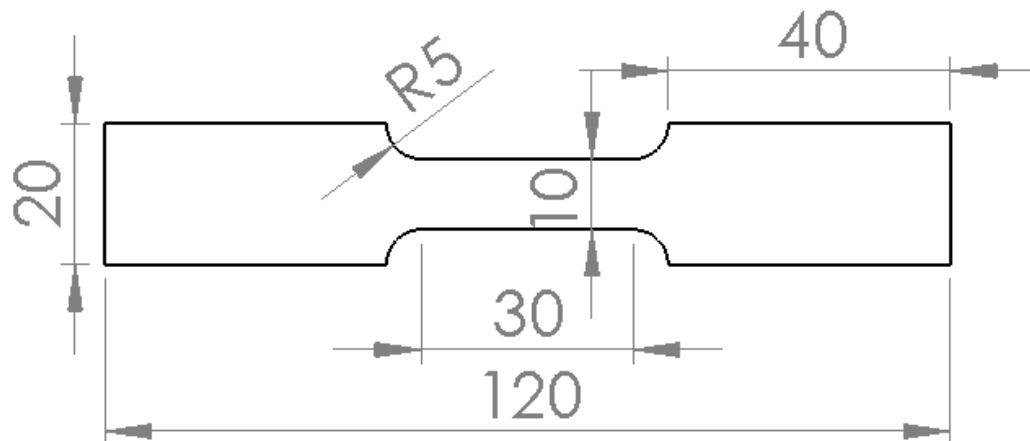


Figure II.3 Éprouvette de traction[26]

On a les résultats suivants :

Pendant l'essai nous avons remarqué que la déformation se produit en trois étapes : Tout d'abord il y'a un allongement limité de l'éprouvette, puis petit à petit on peut observer une diminution de la section sur la partie calibrée de l'éprouvette jusqu'à l'apparition de la striction puis rupture de l'éprouvette. Le résultat est obtenu par une chaîne d'acquisition reliée à un ordinateur qui enregistre ses données. La courbe obtenue lors de ces essais est montrée sur les figures II.4.

Sur cette courbe, on remarque l'existence de plusieurs parties distinctes : tout d'abord nous avons une partie quasi-linéaire correspondant à la partie élastique ensuite vient le domaine plastique avec écrouissage, après la partie plastique nous avons une striction puis la rupture. D'après l'allure de la courbe, nous voyons bien que cet acier a un comportement élasto-plastique écrouissable. La courbe montre également un excellent compromis entre les caractéristiques de résistance et de déformation plastique.

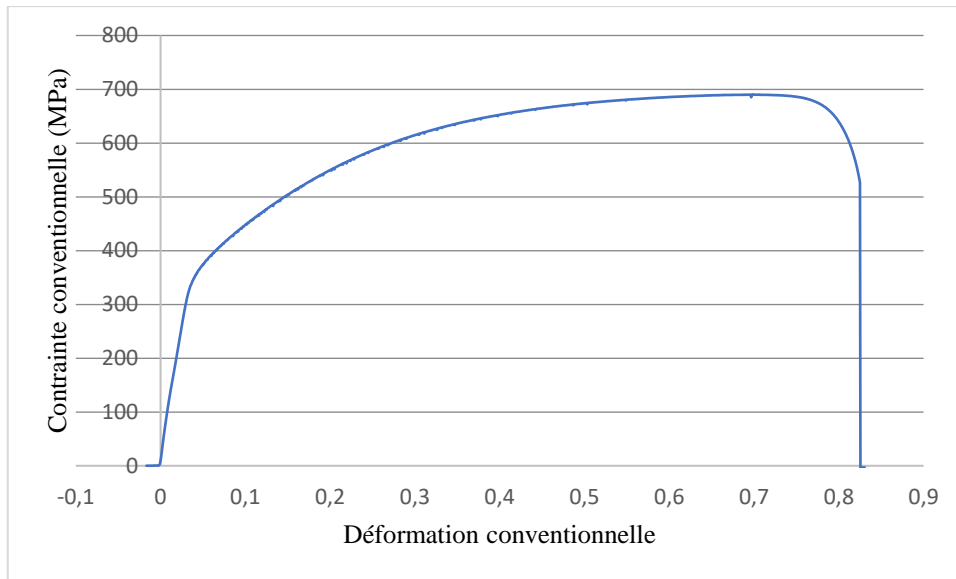


Figure II.4. Courbe de traction conventionnelle de l'éprouvette à 25°C[26]

II.2.3 Essai de pliage

II.2.3.1 Mise en forme par pliage :

Les outillages qui sont utilisés pour la réalisation de l'essai de pliage sont : une matrice à 90° ayant un vé de 29mm et un poinçon à rayons de 3mm. L'essai est réalisé sur une machine de traction de type LLOYD INSTRUMENT. La matrice portant l'éprouvette est placée sur le mors fixe de la machine et le poinçon sur son mors mobile. La machine est reliée à un ordinateur qui nous permettra le réglage des paramètres de l'essai tels que type de l'essai, la charge maximale, l'avance maximale, la vitesse de l'essai...etc. dans notre cas, on a choisi l'essai de compression et on a joué sur l'avance du poinçon pour aboutir à plusieurs angles de pliage. Les essais sont effectués à une vitesse de 10mm/mn. à la fin de chaque essai, on prenait des photos avant et après décharge, et cela dans le but de mesurer le retour élastique. Les photos obtenues sont traitées à l'aide du logiciel de traitement d'image Visilog 7.0.

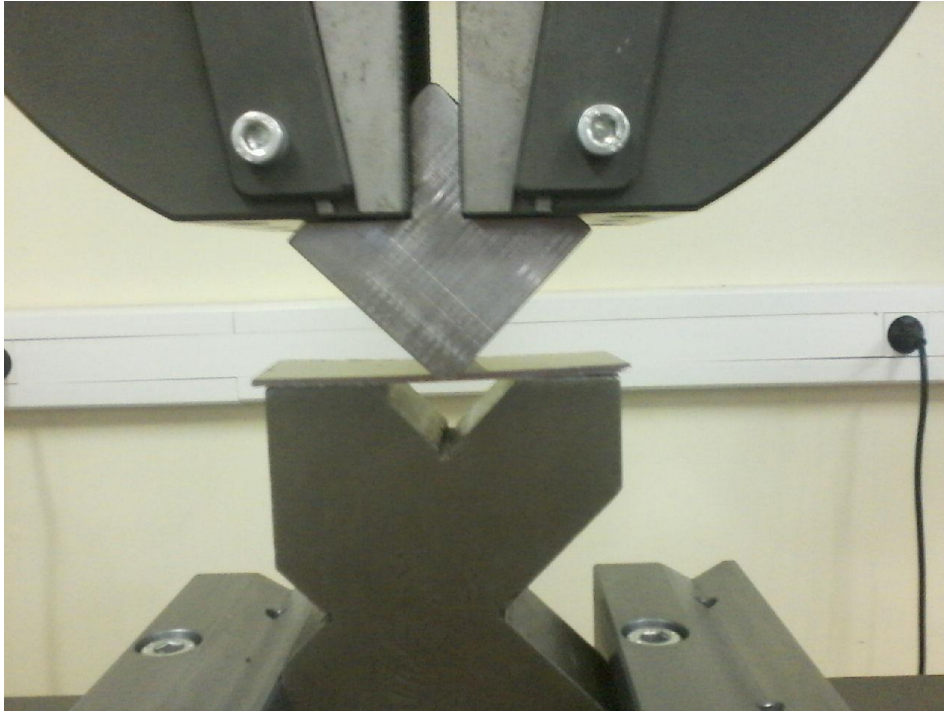


Figure II.5 : Outillage de pliage[26]

II.2.3.2 Résultats :

Les figures II.6 et II.7 ci-dessous représentent respectivement la courbe de pliage de l'acier TRIP 304L et la tôle pliée obtenues à une température de 25°C pour une vitesse de 10mm/mn.

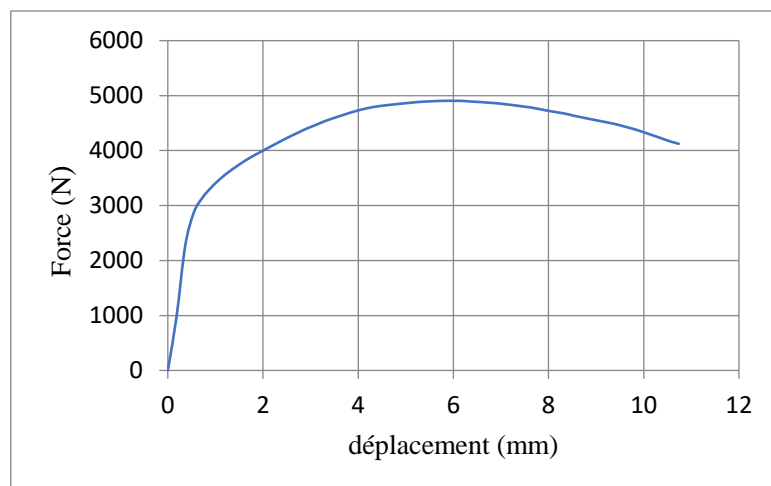


Figure II.6: Courbe de pliage de l'acier 304L[26]

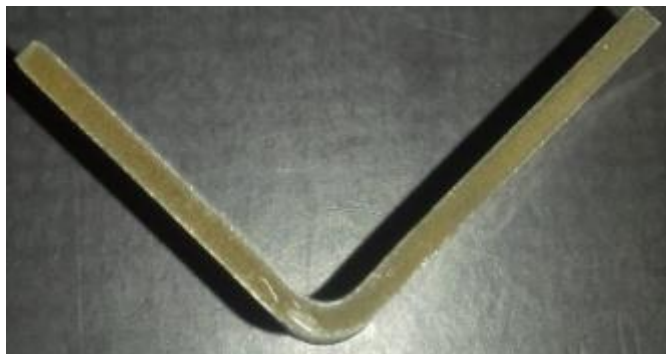


Figure II.7: Tôle pliée en acier 304L[26]

II.3 Simulation du pliage

II.3.1 Simulation numérique par éléments finis :

La réalisation d'une opération de pliage par simulation numérique s'avère complexe, et sa réussite est souvent liée à l'expérience. En effet, le pliage se définit, rappelons-le, par une transformation permanente d'une feuille de métal en une forme tridimensionnelle par l'action d'outils.

Ce qui permet de mettre en exergue les aspects suivants :

- Les grandes transformations géométriques d'une structure mince.
- Le comportement élasto-plastique anisotrope du matériau.
- Les contacts et frottements entre les outils et la tôle.

Ainsi, nombreux sont ceux qui, désireux de connaître mieux le processus afin de l'améliorer, ont développés des aides à la conception des outils et autres outils d'analyses et de simulation. Nous pouvons répertorier des méthodes géométriques, expérimentales et analytiques sur des formes simples. Plus proche de nous, l'ordinateur et l'avènement de la méthode des éléments finis, qui ont permis le développement du calcul numérique, ont mené à la création de logiciels permettant la simulation de crashes et le calcul des structures. A partir de ces codes, des progiciels de simulation numérique de pliage des tôles sont apparus.

Les facteurs principaux dont dépend la réussite de l'opération de pliage sont : le matériau de la tôle, les paramètres de l'outillage et les conditions opératoires. Les deux premiers facteurs constituent des thèmes de recherche majeurs en pliage. Les propriétés mécaniques des matériaux qui influent directement sur la réussite de l'opération de pliage sont :

- La limite d'élasticité (R_e)
- La résistance à la rupture (R_m)
- L'allongement à la rupture (A)
- Le coefficient d'écroutissage (n)
- Le coefficient d'anisotropie (r)

Qui peuvent être déterminées au moyen d'un simple essai de traction.

Il est très important à ce niveau de tenir compte du fait que ces propriétés ne sont pas constantes au cours de l'opération de la mise en forme. Ces propriétés varient en fonction des chemins de déformation, la complexité de la forme des pièces, la vitesse de déformation et de l'augmentation de température.

Après avoir déterminé le comportement du matériau, il faut caractériser l'outillage du procédé en définissant les propriétés suivantes :

- la forme et l'état de surface de l'outillage, les profils des outils.
- le jeu entre le poinçon et la matrice, la forme et la position de jonc de la retenue.
- la cadence de la production, la pression de serre flan.
- la lubrification (dans certain cas).

De nombreux travaux ont été consacrés à l'étude des outils de pliage pour améliorer la qualité des produits et réduire les coûts de fabrication. Les outils sont réalisés en fonte pour des grandes séries (plus de 1000000 de pièces) et en béton de résine pour les pièces prototypes (de l'ordre de 100 pièces). Les défauts des pièces embouties peuvent apparaître pendant ou après l'opération de l'emboutissage, ils se produisent sous les formes suivantes :

- _ striction /rupture plis
- _ défaut dimensionnels (retour élastique, amincissement inacceptable)
- _ défauts surfaciques (rayures, peau d'orange)

L'intérêt de simuler le pliage par des essais numériques se traduit de la manière suivante :

- Ces essais peuvent se substituer en partie à l'expérimentation coûteuse pécuniairement et temporellement.
- Ils sont utilisés en amont dans le processus de conception, permettant de réduire encore les délais de mise au point.
- La simulation numérique permet également de comparer différentes configurations afin d'optimiser la solution, soit entre autres :
 - Améliorer la qualité de la pièce.
 - Gagner de la matière et par là même réduire les coûts.

Ainsi dès le stade du bureau d'études et tout au long de la phase de conception, la simulation numérique se comporte comme un outil d'analyse et d'aide à la conception. Elle permet d'évaluer de manière qualitative les difficultés de faisabilité des pièces, par rapport au cahier des charges, par l'identification des problèmes de striction-déchirures, de formation de plis et de biens d'autres effets indésirables.

II.3.2 logiciels de simulation numérique :

Pour satisfaire les besoins de l'industrie (et surtout l'industrie automobile) en simulation numérique de l'emboutissage, des nombreux logiciels ont été développés et mis en service pour les industriels. Parmi ces logiciels, on peut citer :

- ISOPUNCH (société ISOFORM SOLLAC)
- SIMEM2 (société SIMTECH)
- ABAQUS (Société ABAQUS soft ware)
- LS-DYNA-3D (société DYNALYS)
- FORGE2 (société TRANSVALOR)
- OPTRIS (société MATRA DATA VISION)
- PAM-STAMP (société ESI)
- RADIOSS (société MECALOG)

Tous ces logiciels de simulation sont fondés sur la méthode des éléments finis. Dans cette liste des codes et des outils de simulation du procédé, on peut distinguer deux catégories de modèles. Des modèles dits simplifiés et des modèles complets. Parmi les modèles simplifiés, on trouve (par exemple) l'approche dite 'approche inverse'. Cette approche inverse a été développée par l'équipe de J L. Batoz. Batoz La première version de cette approche a été présentée en 1989 en utilisant des éléments membranes. Cette méthode permet d'éviter la lenteur de la procédure du calcul incrémentale dans l'analyse de la loi de comportement et les conditions de contact. Les points matériels dans la tôle déformée sont déterminés à partir de la forme finale de la pièce emboutie (forme CAO maillée). En 1995, cette approche a été améliorée en tenant compte des phénomènes de flexion qu'on ne peut pas négliger dans la simulation du procédé. La méthode inverse a été implémentée dans quelques codes industriels tels que FAST3D, ICEM-STAMP, FLECH(UTC), ISOPUNSH (SOLLAC). Cette méthode fournit des résultats approchés par rapport aux modèles complets, mais elle reste un outil très rapide et très utile dans la phase du prédimensionnement.

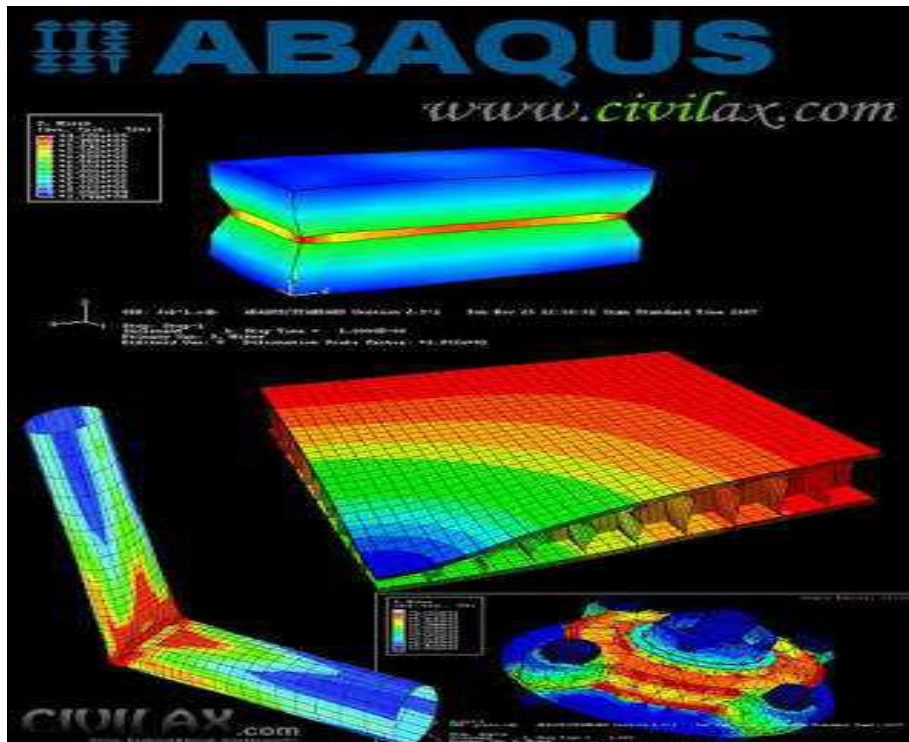
Les simulations ou les modèles qualifiés de 'complets' correspondent à un schéma de résolution incrémentale. L'approche incrémentale, par opposition à l'approche simplifiée, permet un suivi précis de l'évolution des différents phénomènes rencontrés pendant les différentes phases du processus. Les approches incrémentales peuvent être basées sur une méthode statique implicite (ABAQUS, MARC...), statique explicite ou dynamique explicite (OPTRIS, PAMSTAMP, RADIOSS, ABAQUS...). En raison de la complexité des

phénomènes à simuler (couplage de plasticité, contact...), le temps de calcul reste un facteur très pénalisant dans ces approches.

II.3.3 Présentation Le code de calcul par éléments finis Abaqus

ABAQUS est un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes très variés en mécanique. Il est connu et répandu, en particulier pour ses traitements performants de problèmes non-linéaires.

ABAQUS a été développé par Hibbit, Karlson et Sorensen (HKS) devenus après ABAQUS, Depuis 30 ans, il a été amélioré au fur et à mesure pour intégrer les nouveautés et répondre ainsi aux besoins en octobre 2005, l'entreprise a été rachetée par Dassault industries pour critiquer le package "SIMULIA".



A partir d'un fichier de données (caractérisé par le suffixe.INP), ABAQUS décrit l'ensemble du problème mécanique, le logiciel analyse les données, effectue les calculs demandés et fournit les résultats dans un fichier.

Deux tâches restent à accomplir : générer le fichier de données (cela s'appelle aussi effectuer le prétraitement), et exploiter les résultats contenus dans le fichier.odt (ou post traitement). La structure du fichier de données peut se révéler rapidement complexe : elle

doit contenir toutes les définitions géométriques, les descriptions des maillages, des matériaux, des chargements, etc..., suivant une syntaxe précise.

Il faut savoir que le prétraitement et le post traitement peuvent être effectués par d'autres logiciels.

ABAQUS propose le module ABAQUS CAE, interface graphique qui permet de gérer l'ensemble des opérations liées à la modélisation :

La génération du fichier de données

- Le lancement du calcul proprement dit
- L'exploitation des résultats.

II.3.4 La simulation avec Abaqus :

La simulation numérique par éléments finis des procédés de mise en forme est aujourd'hui une réalité industrielle. Elle permet de mettre au point, des études en réduisant recours à la méthodologie expérimentale et empirique d'erreur-correction qui est beaucoup plus coûteuse. La modélisation de ces phénomènes permet de simuler correctement la mise en forme d'un matériau et de jouer sur certains paramètres (géométriques, rhéologiques...) afin d'en optimiser le procédé. La simulation de l'endommagement dans les procédés de mise en forme a pour but de prédire où et quand un endommagement significatif apparaît. Pour ce faire, les principaux phénomènes et leurs interactions doivent être correctement pris en compte.

➤ Les principaux modules :

Abaqus est un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes mécaniques. Il se compose de trois produits :

Abaqus/Standard, Abaqus/Explicit, et Abaqus/CAE.

- **Le solveur Abaqus/Standard** est un solveur généraliste qui recourt à un schéma traditionnel d'intégration implicite.
- **Le solveur Abaqus/Explicit** emploie un schéma d'intégration explicite Pour résoudre des problèmes dynamiques ou quasi-statiques non-linéaires.
- **Abaqus/CAE** constitués une interface intégrée de visualisation pour les Dits solveurs.

Chacun de ces produits par des produits additionnels ou/et optionnels, spécifiques à certaines applications. En raison du large spectre de ces capacités d'analyse et sa bonne ergonomie il est très largement utilisé dans les industries automobiles et aéronautiques. Il se prête bien pour l'analyse des comportements non-linéaires. Il possède une vaste gamme

de lois de comportement. En 2005, Abaqus/Inc. a été acquis par Dassault Systèmes et devenu SIMULIA.

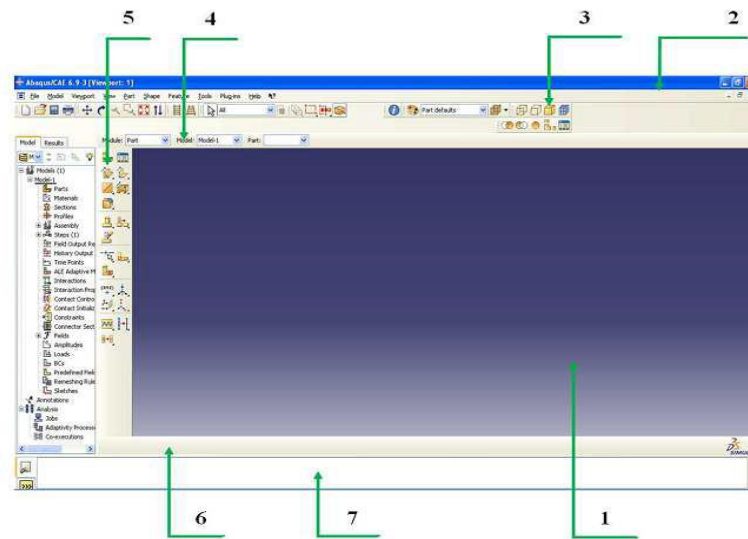


Figure II.8 : l'interface d'Abaqus

On retrouve dans l'interface les éléments essentiels suivant :

1 : la fenêtre d'affichage graphique.

2 : une première barre de menus en haut, ces menus sont relatifs au module dans lequel on se trouve.

3 : une deuxième barre horizontale d'outils, y sont disposées les icônes correspondant aux commandes les plus courantes, c'est-à-dire les commandes d'ouvertures et de sauvegarde de fichiers, et les commandes réglant l'affichage des vues (perspective, ombrage, zoom, rotation, etc).

4 : une troisième barre de menus déroulant permettant d'accéder autres modules, ou de sélectionner le modèle ou la pièce sur lesquels on souhaite travailler.

5 : on dispose à gauche d'une colonne d'icônes permettant d'accéder aux outils disponibles à l'intérieur du module dans lequel on se trouve.

6 : l'espace juste sous la fenêtre d'affichage graphique est celui dans lequel Abaqus vous parle : les messages affichent à cet endroit sont faite pour guider dans l'action que vous avez entreprise.

7 : enfin, une fenêtre en dessous sur fond blanc est utilisée pour afficher des messages informatifs : réponses à des questions posées, avertissements lies a des problèmes rencontrés, etc.


Les actions ont effectué pour créer un modèle Abaqus :


- **Dessiner le modèle** : le module **PART** permet de créer tous les objets géométriques nécessaires au problème, soit en les dessinant dans Abaqus CAE, soit en les important d'un autre logiciel de dessin.


Dans le cas d'une modélisation tridimensionnelle

- Dessiner le profil 2D de la forme voulue.
- Le développer en 3D.
- Rajouter les détails manquants (chanfreins...).

- **Affecter les propriétés matériau a l'objet** : le module **PROPERTY** permet, comme son nom l'indique, de définir toutes les propriétés matérielles d'un objet géométrique ou d'une partie de ces objets.

• Créer le matériau 

• Créer les sections sur les quelles appliquer ces matériaux 

• Affecter les matériaux aux sections correspondantes 

- **Assembler le modèle** : le module **ASSEMBLY** permet d'assembler les différents objets géométriques créés dans un même repère de coordonnées global. Un modèle Abaqus contient un seul assemblage.

• créer les instances 

• les positionner dans le repère général

- **Définir les étapes d'analyse** : Le module **STEP** permet aussi de définir toutes les requêtes pour le post traitement on peut par exemple créer un STEP pendant lequel des forces ou des conditions aux limites sont appliquées, et un STEP pendant lequel ces forces et/ou conditions aux limites ne sont pas appliquer.

- **Créer les interactions entre les instances** : Le module **INTERACTION** permet de spécifier toutes les interactions entre les différentes parties et régions du modèle, elles peuvent être de différentes natures mécaniques, thermiques ou autres. Il faut savoir

qu'Abaqus ne prend en compte que les interactions explicitement définies, la proximité géométrique n'étant pas suffisantes, la procédure de spécification des interactions est la suivante :

- Créer les surfaces
- Définir les types de contacts
- Associer des surfaces avec des types de contact

- **Appliquer les conditions aux limites et les chargements** : Le module **LOAD** permet de spécifier tous les chargements, conditions aux limites et champs. Il faut que les chargements et les conditions limites soient dépendants des Steps par exemple une force est appliquée au **Step 1** mais inactive au **Step 2**.

- Définir les étapes d'application
- Définir les types de CL et/ou chargement

- **Mailler le modèle** : Le module MESH contient tous les outils nécessaires pour générer un maillage éléments finis sur un assemblage :

- Partitionner le modèle
- Choisir les techniques de maillage.
- Choisir les types d'éléments.
- Discretiser le modèle.
- Mailler le modèle.

- **Créer et soumettre un calcul** : Alors faut utiliser le module JOB pour analyser ce modèle. Abaqus va alors réaliser tous les calculs nécessaires et post traiter les résultats demandés.

- **Visualiser les résultats** : le module **VISUALISATION** permet de visualiser le modèle et les résultats, les courbes de charges, les déformations.

- **Le module « SKETCH »** : ce module permet de créer des formes Bidimensionnelles qui ne sont pas associées à un objet. Il peut être utilisé pour des extrusions par exemple.

II.4 Simulation numérique

II.4.1 Simulation de l'opération de pliage :

Pour la simulation du pliage, la tôle est considérée comme un solide déformable bidimensionnel, avec un maillage structuré obtenu par des éléments linéaires à quatre noeuds du type C3D8R, avec trois éléments dans l'épaisseur, 30 éléments en largeur et 76 éléments en longueur (Fig. II.9). La figure II.10. Montre la forme des outils utilisés pour la simulation du pliage. Le poinçon et la matrice sont considérés comme corps rigides et la tôle comme un solide déformable. Dans la simulation numérique du pliage, la définition de l'interaction outil-pièce est importante. Plusieurs modèles de contact sont proposés par Abaqus, nous avons utilisé dans nos calculs un contact "hard" entre la surface maitre (poinçon) et surface esclave (tôle). Pour simuler le problème, un déplacement de 10,83 mm a été appliqué au point de référence du poinçon.

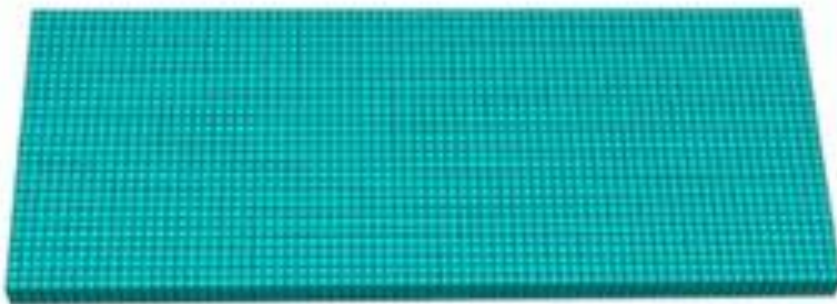
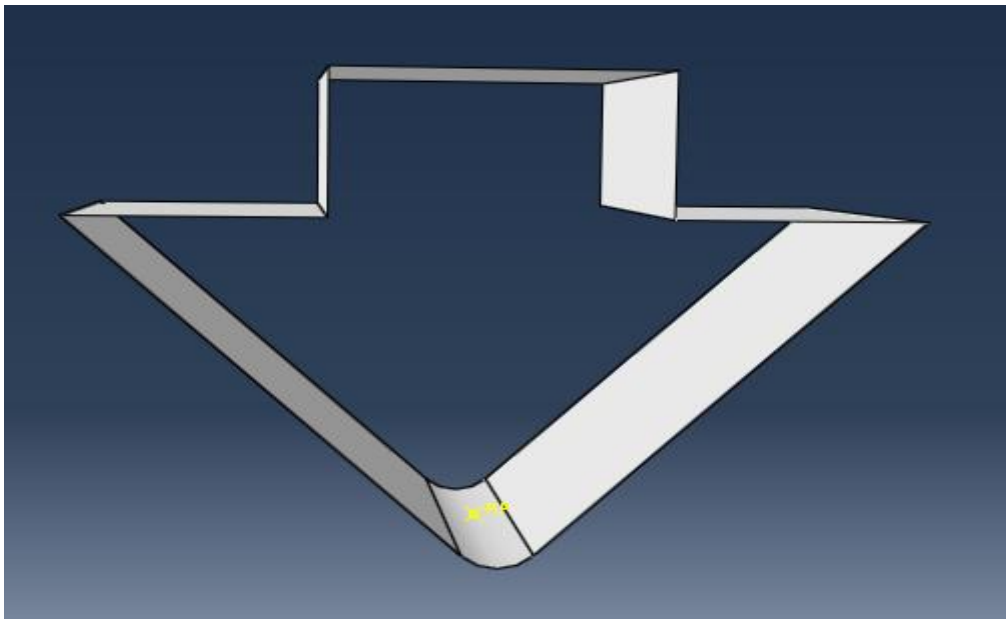
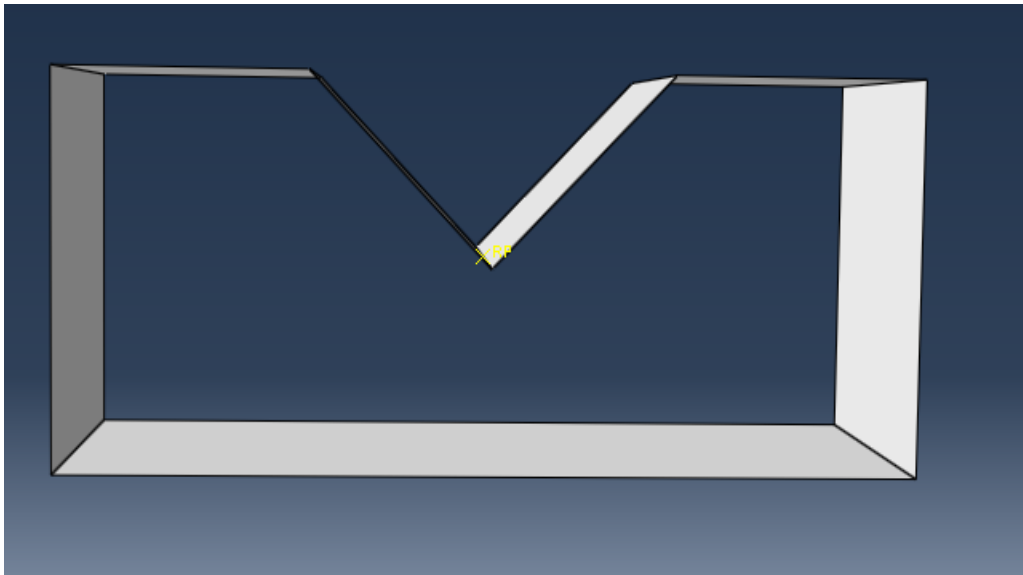
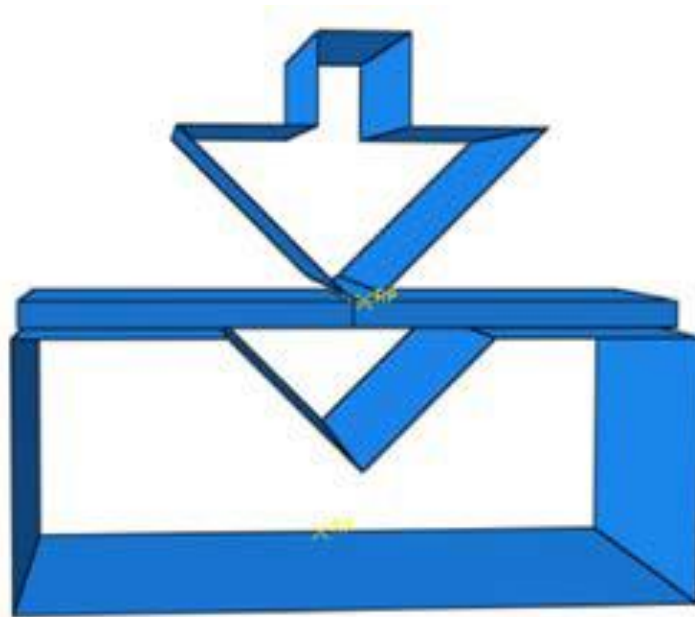


Figure II.9 : maillage structuré de la tôle



a. Poinçon

**b. Matrice****Figure II.10:** outils de pliage**Figure II.11:** Conditions aux limites

L'acier 304L est caractérisé par un comportement élastoplastique avec un écrouissage non linéaire (élasticité et plasticité non linéaire). Pour reproduire la réponse de cet acier à l'aide du logiciel abaqus nous avons suivi les étapes suivantes dans le module property.

- Pour l'élasticité nous avons introduit le module de Young ainsi que le coefficient de poisson de l'acier 304L, voir la figure II.12

- Pour la plasticité, nous avons introduit les contraintes plastiques vraies et les déformations plastiques vraies calculées à partir des résultats de la courbe de traction conventionnelle obtenue expérimentalement, voir la figure II.12.

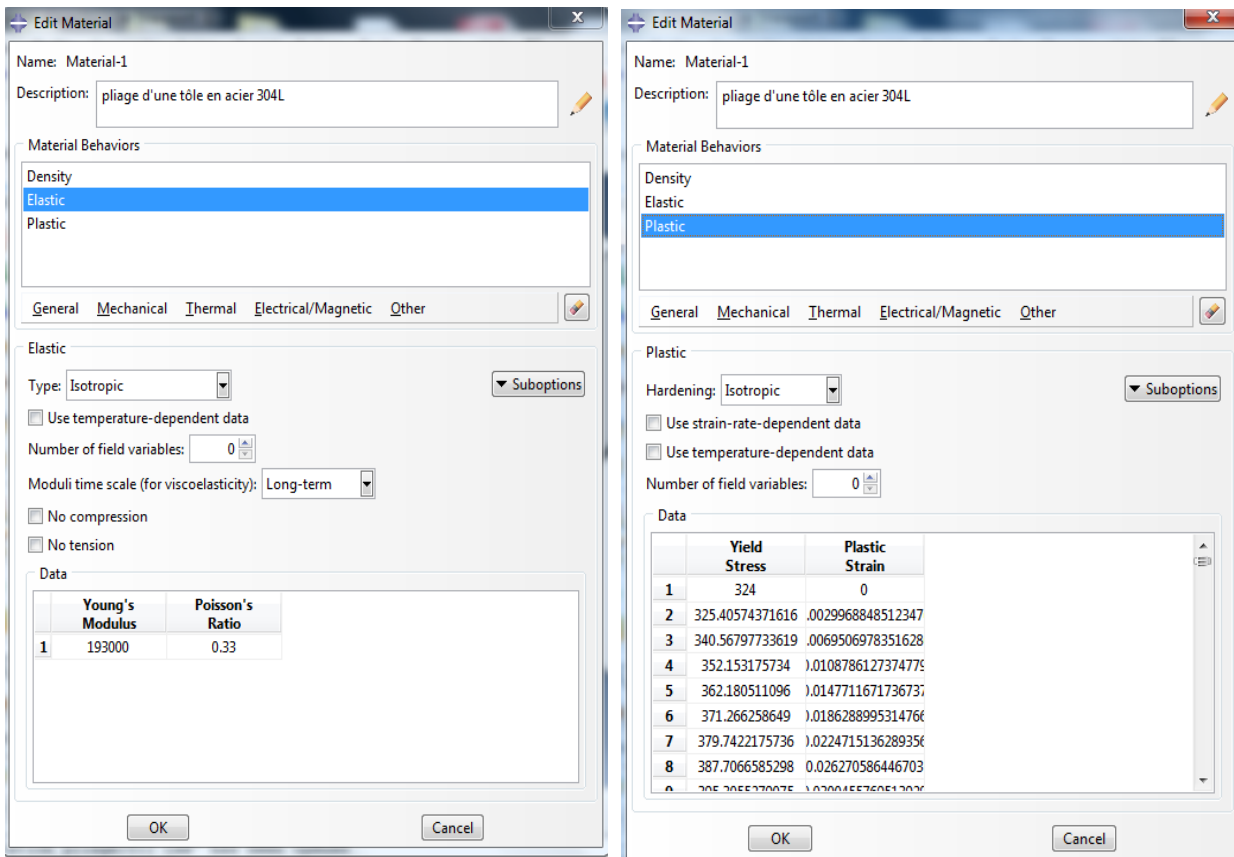


Figure II.12 : Introduction de l'élasticité et de la plasticité dans abaqus

N.B : calcul des contraintes vraies et des déformations vraies

Pour le calcul les contraintes vraies et les déformations vraies que nous avons introduit pour reproduire la plasticité sur abaqus nous avons utilisé les formules suivantes :

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

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

σ_V : Contrainte vraie

σ_N : Contrainte nominale ou conventionnelle

ϵ_V : Déformation vraie

ϵ_N : Déformation nominale ou conventionnelle

II.4.2 Résultats numérique :

La figure II.13 correspond à la forme finale de la tôle après pliage. On remarque qu'elle ressemble typiquement à celle obtenue expérimentalement.

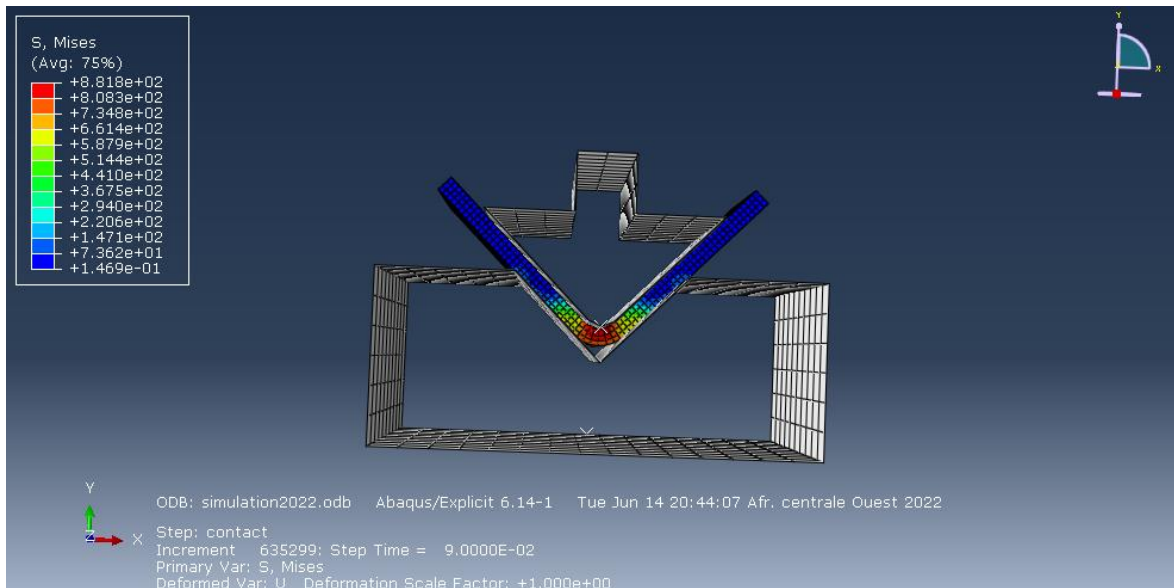
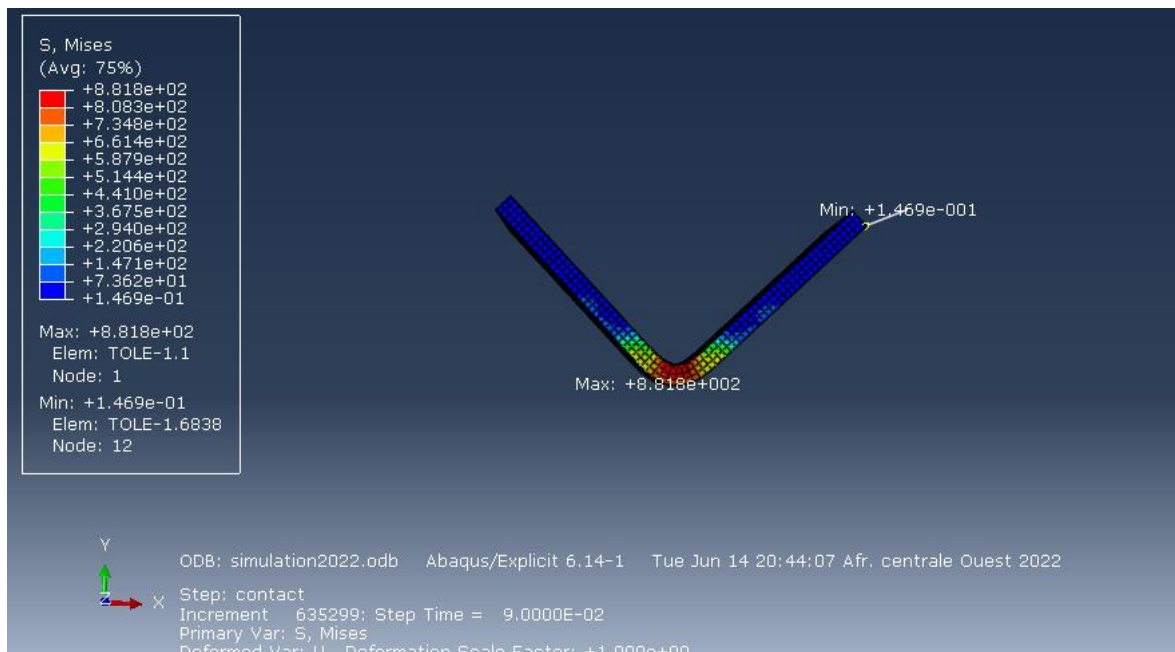
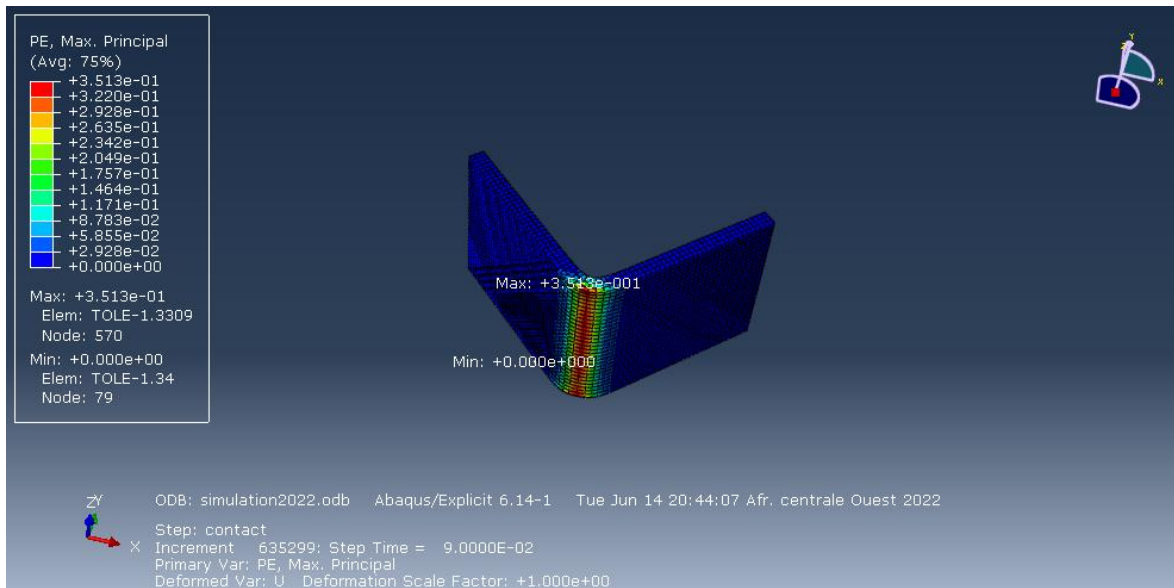


Figure II.13 : Forme de la tôle après pliage.

la distribution de la contrainte et les déformations sur la tôle pliée est donnée par la figure II.14. On observe que ces dernières se concentrent au niveau de la zone pliée.



(a)



(b)

Figure II.14 : distribution de la contrainte sur la tôle.

- **La courbe de pliage :**

La figure II.15 représente la superposition des résultats numériques et expérimentaux de l'opération de pliage de l'acier 304L. On remarque une bonne reproduction de l'évolution de la force en fonction du déplacement du poinçon ainsi qu'une bonne correspondance des résultats numériques avec ceux obtenus expérimentalement.

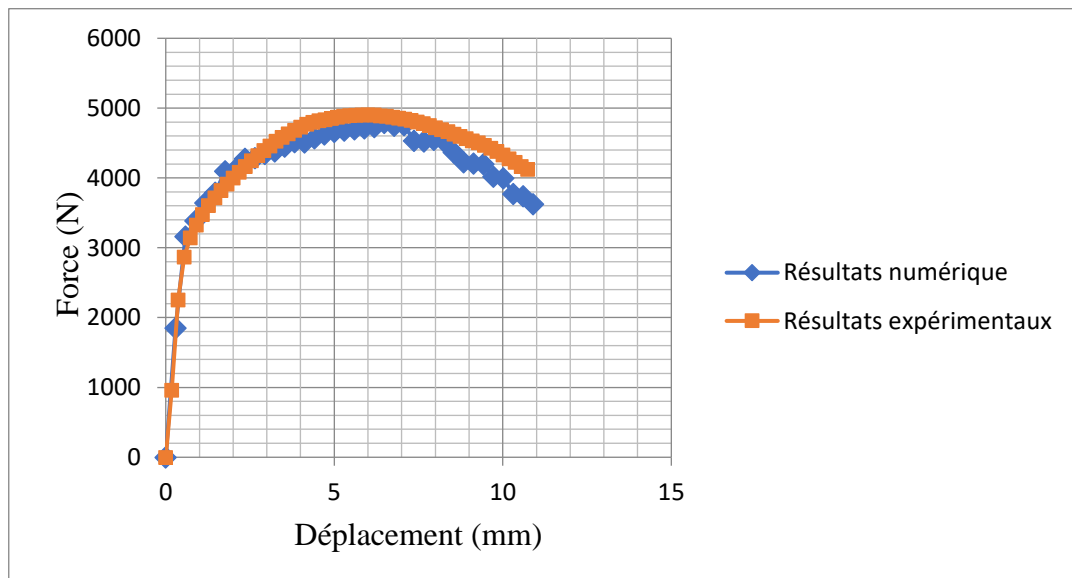


Figure II.15 : Courbe de pliage (expérimentale VS numérique)

II.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons comparé entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux, et ça a montré une bonne concordance cela témoigne de la capacité du logiciel abaqus à reproduire les opérations de mise en forme.

Conclusion Générale

Ce travail avait pour objectif la simulation d'une opération de pliage d'un acier inoxydable. L'acier qu'on a choisi pour effectuer notre étude est l'acier TRIP entièrement austénitique du type 304L. Pour mener à bien notre étude, nous avons divisé le travail en une partie recherche bibliographique dédié aux aciers inoxydables et une partie numérique. Les résultats de cette dernière sont validés par les résultats expérimentaux de madame Sidhoum.

La partie recherche bibliographique, nous a permis de mieux comprendre ce qu'est un acier inoxydable et un acier à effet TRIP, leur historique, leurs domaines d'utilisation, leurs différentes familles ainsi que les différents modèles utilisés pour la modélisation de leur comportement mécanique

La partie numérique quand elle nous a permis d'une part de se familiariser avec le logiciel de calcul par éléments finis abaqus et cela en touchant à tous ses modules et d'autre part, en comparant les résultats de la simulation obtenus avec les résultats expérimentaux de madame Sidhoum, nous avons constaté qu'ils sont en bon accord. Ce résultat témoigne de la bonne capacité du logiciel abaqus à reproduire les opérations de mise en forme.

Références :

- [1] Pierre-Jean Cunat, « Aciers inoxydables, critères de choix et structures », traité « Matériaux métalliques », Techniques de l'ingénieur, mars 2000, M4540.
- [2] David, G., Les Aciers Inoxydables : Propriétés, Mise En Oeuvre, Emploi, Normes, Technique Et Documentation, Lavoisier.
- [3] 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).
- [4] Olson, G.B., Cohen M Kinetics Of Strain-Induced Martensitic Transformation, *Metall Trans 6a* :791–805, (1975).
- [5] 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).
- [6] Zou, D., Li, S.He, J.,Gu, B., Li,Y., The Deformation Induced Martensitic Transformation And Mechanical Behavior Of Quenching And Partitioning Steels Under Complex Loading Process, *Materials Science & Engineering A*, 715: 243-256, (2018)
- [7] Benzing, JT., Poling, WA., Pierce, DT., Bentley, J., Findley; KO., Raabe, D., Wittig, JE., Effects Of Strain Rate On Mechanical Properties And Deformation Behavior Of An Austenitic Fe-25Mn-3Al-3Si TWIPTRIP Steel. *Mater Sci Eng A*, 711: 78–92, (2018)
- [8] Stringfellow, R.G., Parks, DM., Olson, G.B, A Constitutive Model For Transformation Plasticity Accompanying Strain-Induced Martensitic Transformation In Metastable Austenitic Steels, *Acta Metall Mater* 40(7):1703–1716, (1992).
- [9] Iwamoto, T., Tomita, Y., Constitutive Modelling Of Trip Steel And Its Applications To The Improvement Of Mechanical Properties, *Int J Mech Sci* 37:1295–1305, (1995).
- [10] Porter, L.F., Rosenthal, P.C., Effect Of Applied Tensile Stress On Phase Transformation In Steel, *Acta Metall*, Vol 7, P 504-514, (1959).
- [11] 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).
- [12] Mitter, W., Umwandlungsplastizität Und Ihre Berücksichtigung Bei Der Berechnung Von Eigenspannungen. *Materialkundlich-Technische*, Stuttgart, Allemagne, (1987).

- [13] 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).
- [14] Franitza, S., Zur Berechnung Der Wärme Und Umwandlungsspannungen In Langen Kreiszyklern. Phd Thesis, Tech. Univ. Braunschweig, Allemagne, (1972).
- [15] 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).
- [16] Leblond, J.B., Mathematical Modelling Of Transformation Plasticity In Steels Ii : Coupling With Strain Hardening Phenomena. Int. J. Plast., 5, Pp573-591, (1989).
- [17] Taleb, L., Sidoroff, F., A Micromechanical Modeling Of The Greenwood-Johnson Mechanism In Transformation Induced Plasticity. Int. J. Plast. (2003), 19, 10, Pp1821-1842.
- [18] Zhang, J., Influence De La Contrainte Sur La Transformation Martensitique D'alliages Fe-Ni-C. Thèse De Doctorat, Inpl, Nancy, (1993).
- [19] 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).
- [20] Diani, J.M., Berveiller, M., Sabar, H., Micromechanical Modelling Of The Transformation Induced Plasticity (Trip) Phenomena In Steels. Int. J. Engng. Sci. 33, P.1921, (1995).
- [21] 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).
- [22] 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).
- [23]. Najafi-Zadeh, A., Harmelin, M., Chappuis, G., Lehr, F., Rapport De Recherche 160, Ensta, (1982).
- [24] Narutani, T., Olson, G.B., Cohen, M., Proc. Icomat , (1982).
- [25] Euro-inox (The European Stainless Steel Development Association), « Qu'est-ce que l'acier inoxydable ? ».
- [26] Sidhoum. Z, « Étude expérimentale et numérique du comportement mécanique des aciers à effet TRIP : application à la mise en forme », (2021).