



**MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITÉ «Abbès LAGHROUR» DE KHENCHELA
FACULTÉ DES SCIENCES ET DE TECHNOLOGIE**



Département de Génie Mécanique

Mémoire de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme de Master (L.M.D)

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Génie des Matériaux

**PREDICTION DE LA CONTRAINTE
D'ÉCOULEMENT PAR UN MODÈLE DE TYPE
ARRHENIUS AMÉLIORÉE AVEC UNE
SÉRIE DE COEFFICIENT VARIABLE EN
FONCTION DE LA DÉFORMATION**

Réalisé par :

- ***TAHRI Haithem***
- ***CHOUAHDA Mohamed Idris***

Membres de jury :

<i>Dr. GHILANI</i>	<i>Laala</i>	<i>M.C.B.</i>	<i>Président</i>
<i>Mr. BERKIA</i>	<i>Abdelhak</i>	<i>M.A.A.</i>	<i>Examineur</i>
<i>Dr. ALLAQUI</i>	<i>Abdelhalim</i>	<i>M.C.B.</i>	<i>Rapporteur</i>

ANNEE UNIVERSITAIRE 2020 -2021



**MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITÉ «Abbès LAGHROUR» DE KHENCHELA
FACULTÉ DES SCIENCES ET DE TECHNOLOGIE**



Département de Génie Mécanique

Mémoire de fin d'études

Pour l'obtention du diplôme de Master (L.M.D)

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Génie des Matériaux

**PREDICTION DE LA CONTRAINTE
D'ÉCOULEMENT PAR UN MODÈLE DE TYPE
ARRHENIUS AMÉLIORÉE AVEC UNE
SÉRIE DE COEFFICIENT VARIABLE EN
FONCTION DE LA DÉFORMATION**

Réalisé par :

- ***TAHRI Haithem***
- ***CHOUAHDA Mohamed Idris***

Membres de jury :

Dr. GHILANI Laala M.C.B. Président
Mr. BERKIA Abdelhak M.A.A. Examineur
Dr. ALLAQUI Abdelhalim M.C.B. Rapporteur

ANNEE UNIVERSITAIRE 2020 -2021



Résumé



Résumé

L'élaboration et la transformation des métaux à chaud est souvent limitée par l'apparition de défauts générant une baisse de ductilité compromettant leur utilisation. L'amélioration de la ductilité est liée aux phénomènes d'adoucissement provoquant une augmentation de la ductilité.

La recristallisation est un phénomène thermiquement activé pouvant être effectuée par la présence des précipités, des défauts d'empilement et du type de microstructure.

L'étude du comportement à chaud d'un acier micro allié s'inscrit dans cette optique. Trois étapes se sont avérées nécessaires ; à savoir : l'étude de l'aptitude à la déformation à chaud après traitements thermiques de remise en solution et de précipitation, la détermination des paramètres rhéologiques n , m et Q_a représentant respectivement la sensibilité de la contrainte à la déformation, à la vitesse de déformation et à la température, et enfin, l'ajustement des paramètres à partir d'une modélisation du comportement thermomécanique.

Mots clés: *Modélisation du comportement thermomécanique; ductilité; acier microallié; compression à chaud.*

Abstract

The production and hot processing of metals is often limited by the appearance of defects generating a drop in ductility compromising their use. The improvement in ductility is linked to the softening phenomena causing an increase in ductility.

Recrystallization is a thermally activated phenomenon that can be carried out by the presence of precipitates, stacking defects and the type of microstructure.

The study of the hot behavior of a microalloyed steel is part of this perspective. Three steps were found to be necessary; namely: the study of the aptitude for hot deformation after heat treatments of re-solution and precipitation, the determination of the rheological parameters n , m and Q_a respectively representing the sensitivity of the stress to the deformation, to the speed of deformation and the temperature, and finally, the adjustment of the parameters starting from a modelization of the thermomechanical behavior.

Keywords: *Modeling of thermomechanical behavior; ductility; microalloyed steel; hot compression.*



Table des Matières



Table des Matières

Introduction générale.....	1
----------------------------	---

CHAPITRE I

Evolutions microstructurales au cours de la déformation a chaud

I.1. Introduction.....	3
I.2. Catégories et spécification des aciers HSLA.....	3
I.2.1. Aciers résistants à la corrosion.....	4
I.2.2. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique.....	4
I.2.2.1. Aciers Micro-alliés au Vanadium.....	4
I.2.2.2. Aciers Micro-alliés au Niobium.....	4
I.2.2.3. Aciers Micro-alliés au Vanadium-Niobium.....	5
I.2.2.4. Aciers Micro-alliés au Niobium-Molybdène.....	5
I.2.2.5. Aciers Micro-alliés au Vanadium-azote.....	5
I.2.2.6. Aciers Micro-alliés au Titane.....	5
I.2.2.7. Aciers Micro-alliés au Titane-Niobium.....	6
I.2.3. Aciers Laminés à Structure Perlitique.....	6
I.2.4. Aciers à Ferrite Aciculaire (bainite à bas carbone).....	6
I.2.5. Aciers dual-phase.....	6
I.2.6. Aciers à Forme d'inclusion Contrôlés.....	6
I.3. Contrôle des propriétés des aciers HSLA.....	7
I.4. Comportement à chaud des aciers micro-alliés.....	8
I.4.1. Transformations structurales.....	9
I.4.2. Diagramme d'équilibre fer-carbone.....	9
I.5. Déformation à chaud.....	10
I.5.1. Etapes de restauration dynamique et de recristallisation dynamique.....	11
I.5.1.1. Restauration dynamique.....	11
I.5.1.2. Recristallisation dynamique.....	11
I.5.1.3. Germination.....	13
I.6. Conclusion.....	15

CHAPITRE II

Estimation des lois de comportement rhéologique

II.1. Introduction	17
II.2. Comportement mécanique des métaux	17
II.2.1. Généralités.....	17
II.2.2. Influence de la déformation, écrouissage.....	18
II.2.3. Influence de la température.....	18
II.2.4. Influence de la vitesse de déformation.....	19
II.3. Mécanismes de déformation plastique et Lois de comportement	20
II.3.1. Schématisation des comportements réels.....	21
II.3.2. Comportement parfaitement plastique.....	23
II.3.3. Matériaux écrouissables.....	23
II.3.4. Comportement viscoplastique.....	24
II.3.5. Établissement des lois de comportement.....	26
II.4. Conclusion	27

CHAPITRE III

Modélisation par des lois de régression rhéologiques

IV.1. Introduction	28
IV.2. Détermination expérimentale de la contrainte d'écoulement	29
IV.2.1. Procédures matérielles et expérimentales.....	29
IV.2.2. Résultats expérimentaux.....	43
IV.3. Comportement rhéologique	45
IV.3.1. Equations constitutives du comportement rhéologique.....	45
IV.3.1.1. Calcul des constantes de matériau n , α et β	46
IV.3.1.2. Calcul de l'énergie d'activation apparente Q	46

IV.3.1.3. Construction de l'équation constitutive à la déformation 0.1.....	47
IV.3.1.4. Construction de l'équation constitutive de déformation de 0 ~ 0,8.....	48
IV.3.2. Résultats du modèle développé.....	49
IV.4. Comparaisons entre les résultats des modèles développés.....	49
IV.5. Conclusion.....	50
Conclusion générale.....	50
Références Bibliographiques.....	52



Introduction générale



Afin d'estimer divers paramètres tels que la charge, l'énergie et les contraintes dans une opération de formation de métal, connaissance des relations constitutives reliant les variables de processus telles que la déformation, la vitesse de déformation et la température à la contrainte d'écoulement du matériau déformant est nécessaire. La prédiction précise de la contrainte d'écoulement pour la déformation d'un matériau devient de plus en plus importante avec l'utilisation parallèle d'éléments finis méthode dans le développement de modèles de processus de déformation pour caractériser le comportement de la pièce dans différentes conditions de traitement. La prédiction précise de la contrainte d'écoulement nécessite le développement des équations constitutives capables de modéliser l'influence des paramètres dépendants dans différentes conditions de fonctionnement. Les approches de modélisation constitutive existantes peuvent être distinguées par l'échelle de taille qu'elles représentent et le degré auquel ils sont dérivés des théories physiques [1]. À un extrême de l'échelle sont des modèles analytiques qui relient étroitement les relations constitutives avec les théories physiques alors que les modèles empiriques sont à l'autre extrême, généralement basés sur des mesures extensives des propriétés macroscopiques pour assurer leur validité et n'ayant aucune relation avec les théories physiques. Les relations analytiques, qui sont étroitement liées aux théories physiques, exigent une compréhension très claire de la physique.

Les processus contrôlant la déformation du matériau, et sont difficilement applicables en pratique. Certains chercheurs ont eu recours à des approches de modélisation entre ces deux extrêmes, tels que les modèles phénoménologiques et les variables internes d'état [2-7] qui sont formulés en termes d'un petit nombre de variables qui représentent les effets de la microstructure sur la déformation. Alors que les modèles phénoménologiques sont moins rigoureusement liés aux théories physiques, une connaissance substantielle de la physique et les fondamentaux de la déformation non élastique sont encore nécessaires pour développer un modèle constitutif réussi. Une approche plus largement adoptée consiste à obtenir des équations constitutives à partir de courbes d'écoulement déterminées expérimentalement. Ainsi, plusieurs chercheurs [8-17] ont eu recours à des modèles empiriques et semi-empiriques qui corrélerent la contrainte d'écoulement avec les paramètres du processus.

L'objectif de cette étude est de prédire la contrainte d'écoulement de l'acier microallié CMn (Nb-Ti-V) en utilisant Un modèle semi empirique en utilisant l'équation d'Arrhenius amélioré

Les travaux et résultats de recherche sont résumés dans ce modeste travail présenté. Celle-ci comprend quatre chapitres. Les deux premiers chapitres rappellent les résultats

bibliographiques sur l'évolution microstructurales au cours de la déformation à chaud et l'estimation des lois de comportement rhéologique.

L'objectif du troisième chapitre est de prédire la contrainte d'écoulement de l'acier microallié CMn (Nb-Ti-V) en utilisant un modèle qui est confronté aux résultats expérimentaux. Chacun de ces chapitres est terminé par une conclusion partielle, dont le bilan est effectué en conclusion générale, et qui permet d'envisager des perspectives aux travaux présentés.



CHAPITRE I

*Evolutions microstructurales au cours
de la déformation a chaud*

I.1. Introduction

Les aciers HSLA sont un groupe d'aciers à bas carbone qui utilise de petites quantités d'éléments d'alliages pour atteindre une limite d'élasticité supérieure après normalisation ou laminage. **[Figure I.1]** Ces aciers ont de meilleures propriétés mécaniques et une meilleure résistance à la corrosion par rapport aux aciers au carbone laminé. De plus, pour une faible quantité de carbone, on peut obtenir une haute résistance et la soudabilité de beaucoup de ces aciers sont comparables ou même meilleure à celle des aciers doux. **[18,19]** Les aciers HSLA sont essentiellement laminés à chauds en forme de produit forgé (tôle, bande, barre, plaque, et sections structurales).

Les méthodes de traitement de ces aciers incluent :

- Un laminage contrôlé des aciers HSLA durcis par précipitation donne des grains austénitiques très fins et/ou très déformés, se transformant en grains de ferrite fins pendant le refroidissement. Ces transformations améliorent la ténacité et augmentent la limite élastique.
- Pour produire des grains de ferrite fins pendant la transformation d'austénite, les aciers HSLA doivent subir un refroidissement accéléré.
- Une trempe ou un refroidissement accéléré à l'eau ou à l'air des aciers à bas carbone (0.08% C) possédant une trempabilité adéquate pour se transformer en bainite à bas carbone (ferrite aciculaire). Cette microstructure offre une excellente combinaison de haute limite d'élasticité, de soudabilité, de formabilité et haute ténacité. **[20]**
- Un recuit inter-critique d'aciers HSLA pour obtenir une microstructure dual phase (des îlots de martensite dispersés dans une matrice ferritique). Cette microstructure expose une limite d'élasticité inférieure mais, à cause d'un durcissement par écrouissage, fournit une meilleure combinaison de ductilité et de résistance à la traction que les aciers HSLA conventionnels et une formabilité amélioré.

I.2. Catégories et spécification des aciers HSLA

Les aciers HSLA incluent un grand nombre de nuances standards et sont conçus pour fournir des combinaisons spécifiques de propriétés telles que la résistance, la ténacité, la formabilité, la soudabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique. Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, bien que leurs propriétés désirées soient accomplies par l'usage de petites additions d'alliages.

Au lieu de cela, ils sont classés comme une catégorie d'acier séparée, qui est semblable à l'acier au carbone doux laminé, avec des propriétés mécaniques rehaussées obtenues par de judicieuses (petites) additions d'alliages et des techniques de traitement spéciales tel que le laminage contrôlé. [21]

Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories :

I.2.1. Aciers résistants à la corrosion

Ils étaient les premiers aciers HSLA développés. Ils contiennent du cuivre et autres éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, le durcissement par solution solide et l'affinement du grain ferritique.

I.2.2. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique

Ils utilisent des additions d'éléments tels que le niobium et le vanadium pour augmenter la résistance de l'acier laminé à chaud sans augmenter la quantité du carbone et/ou du manganèse. Des études faites sur le niobium et le vanadium ont révélé que de petites quantités de ces éléments (moins de 0.10%) suffisent pour durcir les aciers au carbone-manganèse.

Donc, la quantité de carbone pourrait être réduite pour améliorer la soudabilité et la ténacité, les effets durcissant de niobium et de vanadium ayant compensé la décroissance de la résistance due à la réduction du carbone. [22]

Ces aciers peuvent contenir d'autres éléments pour améliorer la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide ou augmenter la trempabilité (si on veut obtenir une microstructure autre que la microstructure ferrito-perlitique).

Les différents types d'aciers micro-alliés ferrito-perlitique incluent :

I.2.2.1. Aciers Micro-alliés au Vanadium

Le développement des aciers contenant du vanadium s'est produit peu après le développement de ceux résistants aux effets atmosphériques. Le vanadium contribue au durcissement en formant des fines particules (5 à 100 nm) de V(C, N) dans la ferrite pendant le refroidissement après une déformation à chaud. Ces précipités sont en solution à toutes les températures de laminage ou forgeage.

Donc, leur formation dépend des vitesses de refroidissement. La quantité du manganèse et la taille du grain ferritique affectent aussi le durcissement des aciers micro-alliés au vanadium.

Le durcissement par précipitation du vanadium peut être augmenté par le fait que le manganèse abaisse la température de transformation austénite-ferrite. Cela donne une dispersion plus fine.

I.2.2.2. Aciers Micro-alliés au Niobium

Comme le vanadium, le niobium augmente la limite élastique par un durcissement par précipitation. La magnitude de l'augmentation dépend de la taille et de la quantité des carbures du niobium précipités. Cependant, le niobium est aussi un affineur de grain très efficace.

Les aciers au niobium sont produits par laminage contrôlé, recristallisation contrôlée et refroidissement accéléré. [23]

I.2.2.3. Aciers Micro-alliés au Vanadium-Niobium

Ces aciers fournissent une plus grande limite élastique que celle réalisable avec l'un des deux. Si l'acier subit un laminage contrôlé, l'addition du niobium et du vanadium est particulièrement avantageuse pour augmenter la limite d'élasticité et abaisser la température de transition ductile-fragile par affinage du grain. Habituellement les aciers au niobium-vanadium contiennent une petite quantité de carbone (moins que 0.10%C). Cela réduit la quantité de perlite et améliore la ténacité, la ductilité et la soudabilité. Ces aciers sont fréquemment connus sous le nom d'aciers à perlite réduite.

I.2.2.4. Aciers Micro-alliés au Niobium-Molybdène

Ils peuvent avoir soit une microstructure ferrito-perlitique soit une microstructure de ferrite aciculaire. Dans les aciers ferrito-perlitique au niobium, l'addition du molybdène augmente respectivement la limite d'élasticité et la résistance à la traction. L'effet principal du molybdène sur la microstructure est de changer la morphologie de la perlite et d'introduire la bainite supérieure comme un remplacement partiel de la perlite.

I.2.2.5. Aciers Micro-alliés au Vanadium-azote

L'Azote se combine plus au Vanadium qu'au niobium et forme des précipités VN. L'addition de l'azote aux aciers à haute résistance qui contiennent du vanadium est devenue commercialement importante parce qu'elle augmente le durcissement par précipitation.

Ce durcissement peut être accompagné par une chute de résilience, mais cela peut souvent être évité en diminuant la quantité de carbone.

Le nitrure de vanadium agit aussi comme un affineur du grain. Cependant, la fissuration est un problème majeur dans ces aciers et l'usage d'azote n'est pas recommandé pour les aciers qui seront soudés à cause de son effet nuisible sur la résilience dans la Z.A.T. [24]

I.2.2.6. Aciers Micro-alliés au Titane

Le titane dans les aciers à bas carbone forme plusieurs composés qui fournissent un affinage du grain, un durcissement par précipitation et contrôle la forme des sulfures. Cependant, comme le titane est un bon désoxydant, il doit être utilisé dans des aciers calmés (désoxydé par l'aluminium) afin qu'il soit disponible pour former d'autres composés que l'oxyde du titane.

Comme les aciers au niobium et/ou au vanadium, les aciers micro-alliés au titane sont durcis par des mécanismes qui impliquent une combinaison d'affinage de grain et un durcissement par précipitation. La combinaison dépend de la quantité d'addition de l'alliage et des méthodes de traitement.

I.2.2.7. Aciers Micro-alliés au Titane-Niobium

Bien que les aciers au titane durcis par précipitation aient des limitations en ténacité et une variation des propriétés mécaniques, la recherche a montré qu'une addition de Titane aux aciers au Niobium à bas carbone améliore leurs propriétés.

Le Titane augmente l'efficacité du Niobium parce qu'il forme des TiN, donc empêche la formation des nitrures de Niobium. Cela permet d'augmenter la solubilité du Niobium dans l'austénite qui résulte en une augmentation subséquente de précipitation des particules de Nb (C, N) dans la ferrite.

I.2.3. Aciers Laminés à Structure Perlitique

Ils sont un groupe spécial d'aciers dont l'augmentation des propriétés mécaniques (et dans quelques cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) est obtenue par l'addition de quantités modérées d'un ou de plusieurs éléments autres que le carbone. D'autres acier perlitique contient de petites quantités d'éléments alliés pour améliorer la soudabilité, la formabilité, la ténacité et la dureté.

I.2.4. Aciers à Ferrite Aciculaire (bainite à bas carbone)

Une autre approche au développement des aciers HSLA est d'obtenir une microstructure de ferrite aciculaire très fine et plus résistante, au lieu d'une microstructure de ferrite polygonale

habituelle pendant la transformation des aciers à très bas carbone (moins que 0.08%C) avec une trempabilité suffisante (par additions de Molybdène et/ou de bore).

A la différence de la structure polygonale, la structure aciculaire (qui est aussi appelé bainite à bas carbone) est caractérisée par une haute densité de dislocation et des grains fins très déformés.

Les aciers à ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempe ou, de préférence, par refroidissement à l'air avec l'addition d'éléments convenables pour la trempabilité. L'avantage principal de ce type d'acier est la combinaison exceptionnelle de hautes limites d'élasticité, haute ténacité et d'une bonne soudabilité. [25, 26]

I.2.5. Aciers dual-phase

Ils ont une microstructure composée de 80 à 90% de ferrite polygonale et 10 à 20% d'îlots de martensite dispersées dans la matrice ferritique. Ces aciers ont une faible limite d'élasticité, donc ils forment un acier à faible résistance, mais ils peuvent aussi fournir une haute résistance pour un composant fini à cause de leur durcissement par un travail à froid. [27]

I.2.6. Aciers à Forme d'inclusion Contrôlés

Un développement important dans les aciers micro-alliés a été permis par le contrôle de la forme des inclusions. Les inclusions des sulfures qui sont plastiques durant le laminage à chaud et donc allongées, ont un effet nuisible sur la ductilité dans le sens travers-court (suivant l'épaisseur).

L'objectif principal du contrôle de la forme des inclusions est de produire des inclusions sulfureuses avec une plasticité négligeable même pour les plus hautes températures de déformation. Ce contrôle est exécuté avec de petites additions d'éléments de terre rare (Pr, Ce), de Zr, de Ca ou du Ti qui changent la forme des inclusions allongées en petites globules dispersés presque sphériques.

Ce changement dans la forme des inclusions augmente la résilience et améliore la formabilité. [28,29]

Ces catégories ne sont pas des groupes nécessairement distincts. Par exemple, la forme d'inclusion de tous les types précités d'aciers peuvent être contrôlés. L'acier micro-allié ferrito-perlitique peut avoir aussi des alliages supplémentaires pour la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide.

I.3. Contrôle des propriétés des aciers HSLA

Les propriétés mécaniques des aciers HSLA ne résultent pas uniquement d'une simple présence des éléments dispersives. L'austénite conditionnée, qui dépend des effets complexes du design de l'alliage et des techniques des traitements thermomécaniques, est aussi un facteur important dans l'affinage du grain de ces aciers.

Le développement des processus de laminage contrôlé, associé au design de l'alliage, a conduit à des niveaux de limite d'élasticité croissants, accompagnés d'un abaissement graduel en quantités de carbone. Beaucoup d'aciers HSLA ont une quantité de carbone aussi basse que 0.06%, ou même plus basse encore.

Cependant, ils sont encore capables de développer une haute limite d'élasticité. Cette dernière est obtenue par les effets combinés de la taille du grain développée pendant le laminage contrôlé et le durcissement par précipitation dû à la présence de vanadium, de niobium et de titane.

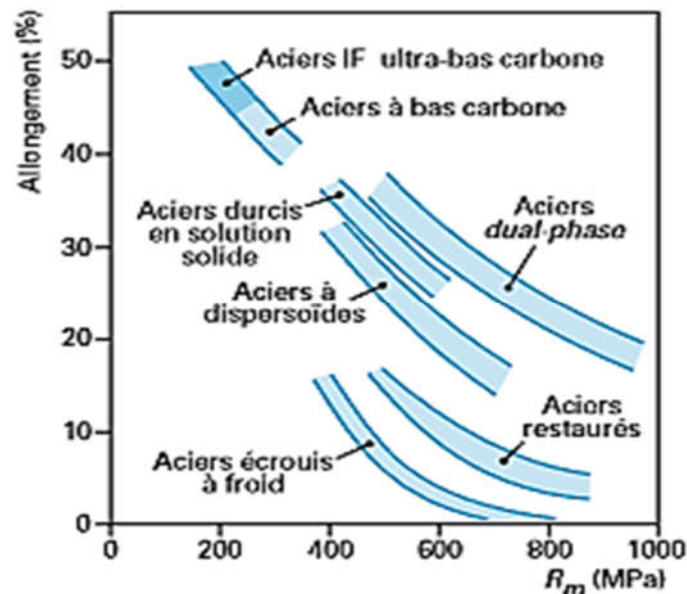


Figure I.1 : Compromis résistance-ductilité des différentes familles d'aciers HLE [30]

I.4. Comportement à chaud des aciers micro-alliés

Lorsqu'un métal est soumis à une opération de formage, il oppose une certaine résistance à la déformation plastique qui se traduit par des sollicitations mécaniques sur les outils, mais cette notion de résistance à la déformation ne caractérise pas le métal de manière intrinsèque car elle fait intervenir le mode de déformation.

Il est nécessaire de définir une grandeur physique caractérisant de manière intrinsèque le métal de point de vue de son comportement mécanique en cours de la déformation et qui dépend de l'état dans lequel il se trouve.

Ainsi la valeur que prend à un instant donné la contrainte de déformation généralisée est un paramètre qui caractérise de façon intrinsèque le comportement du métal en cours de déformation plastique.

C'est ce paramètre que l'on appellera plus simplement contrainte de déformation et qui d'une façon générale dépend de la déformation, de la vitesse de déformation, de la température et aussi de la microstructure du matériau, L'allure des courbes contrainte-déformation reflète de manière très représentative la compétition entre les mécanismes d'écrouissage et les mécanismes d'adoucissement.

Au cours du recuit, le passage des matériaux d'un état instable vers un état de plus grande stabilité, donc de moindre énergie, se fait en deux étapes :

- Lors de la première étape dite de germination, les germes des futurs cristaux se forment et se développent lorsqu'ils ont une taille critique se développent.
- Dans la deuxième étape dite de croissance, on obtient un grossissement des germes qui confèrent au matériau sa nouvelle configuration.

On peut obtenir, plusieurs évolutions possibles de la structure au cours de la croissance, qui est directement influencée par les traitements mécaniques et thermiques subis par le matériau de départ. Nous verrons pour commencer, les différents mécanismes de transformation qui interviennent pendant la déformation à chaud.

Les propriétés mécaniques des aciers HSLA ne résultent pas uniquement d'une simple présence des éléments dispersoïdes. L'austénite conditionnée, qui dépend des effets complexes du design de l'alliage et des techniques des traitements thermomécaniques, est aussi un facteur important dans l'affinage du grain de ces aciers.

Le développement des processus de laminage contrôlé, associé au design de l'alliage, a conduit à des niveaux de limite d'élasticité croissants, accompagnés d'un abaissement graduel en quantités de carbone. Beaucoup d'aciers HSLA ont une quantité de carbone aussi basse que 0.06%, ou même plus basse encore. Cependant, ils sont encore capables de développer une haute limite d'élasticité. Cette dernière est obtenue par les effets combinés de la taille du grain développée pendant le laminage contrôlé et le durcissement.

I.4.1. Transformations structurales

La structure du fer change avec la température. A 20°C, la structure est cubique centrée CC (fer α) A partir de 912°C apparaît la forme cubique à faces centrées CFC (fer γ). Cette forme est stable jusqu'à 1394°C où le fer redevient cubique centré (fer δ) jusqu'à la fusion à 1538°C.

Les atomes de carbone peuvent entrer dans les espaces libres entre les atomes du fer CFC. La solubilité varie avec la température.

I.4.2. Diagramme d'équilibre fer-carbone

Le diagramme d'équilibre Fer-carbone est très utile pour comprendre les aciers, les fontes et les traitements thermiques. Il est limité à droite par la cémentite Fe_3C (6.67% C) est fait apparaître les deux grandes familles de métaux ferreux : les aciers (entre 0.008% C et 2% C) et les fontes (de 2% C à 6.67% C). [Figure (I.2), (I.3)]

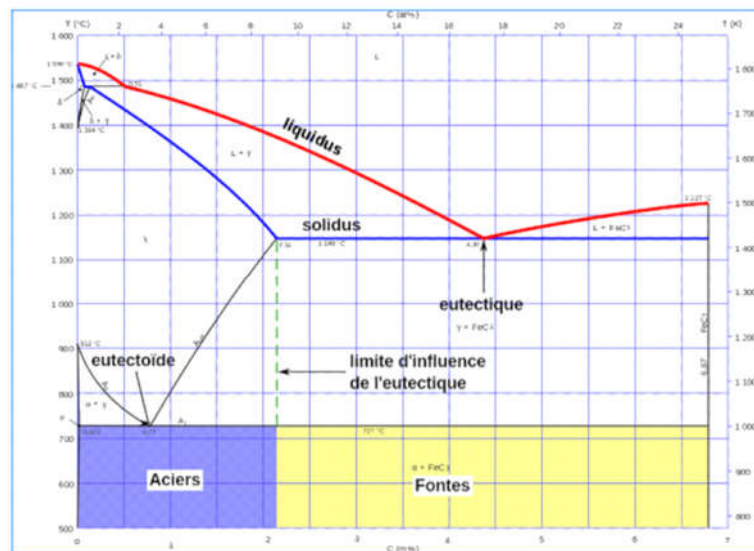


Figure I.2 : Diagramme métastable Fe₃C

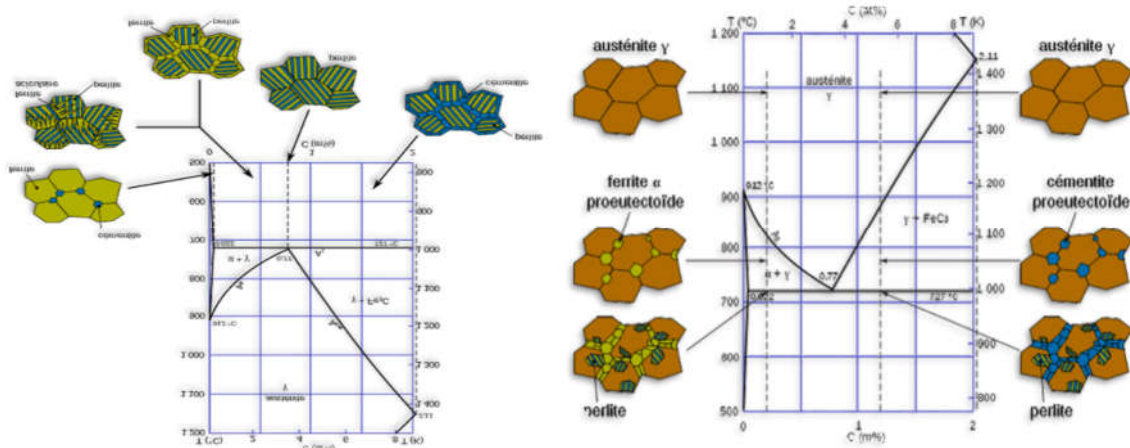


Figure I.3 : Diagramme d'équilibre binaire Fer – Carbone

I.5. Déformation à chaud

En général, la déformation à haute température ($T > 0.5 \text{ TF}$) d'un métal ou d'un alliage se caractérise par la coexistence de l'écroutissage et de l'adoucissement pendant la déformation. L'écroutissage est dû à l'augmentation de la densité des dislocations sous l'effet de la déformation plastique.

Quant à l'adoucissement il est dû à l'activation des processus de restauration par annihilation des dislocations. Suivant les conditions de température et de vitesse de déformation, une compétition se crée entre l'écroutissage et les phénomènes d'adoucissement. Dans de nombreux cas, lorsque la déformation à chaud est poursuivie ($\epsilon \geq 0.5$) cette compétition conduit souvent à l'établissement d'un régime d'écoulement stationnaire. Ce régime stationnaire correspond un état d'équilibre dynamique, dans lequel la structure du métal est adaptée aux conditions imposées (vitesse et température de déformation).

Dans les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement de l'ordre de 10^1 J/m^2 (exemple l'Aluminium et certains de ses alliages, le fer α et les aciers ferritique...) l'adoucissement activé pendant la déformation à chaud correspond à la restauration dynamique. Le processus se caractérise par le réarrangement continu et l'annihilation individuelle des dislocations. Lorsque le régime d'écoulement stationnaire est atteint, il y a équilibre entre les vitesses d'émission et d'annihilation des dislocations [Figure I.4.a].

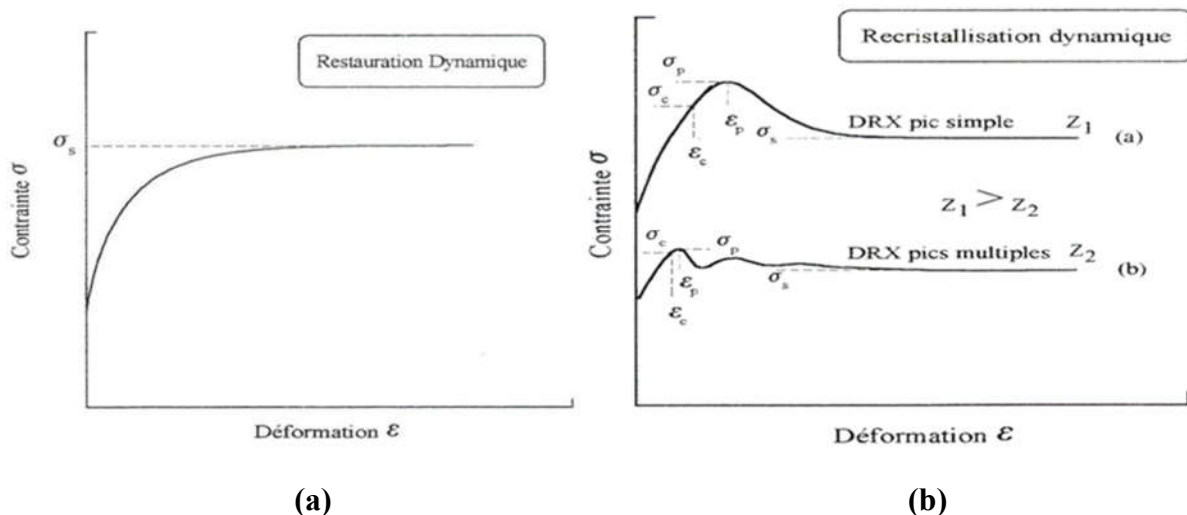


Figure I.4 : Courbe contrainte- déformation obtenue par déformation à chaud

- a) lorsque le seul processus d'adoucissement est la restauration dynamique
- b) lorsque le seul processus d'adoucissement est la recristallisation dynamique

Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement de l'ordre de 10^{-2} J/m² (exemple le Cuivre, le Laiton, le Fer γ et les aciers Austénitique) la restauration dynamique activée en début de déformation se produit relativement plus lentement et conduit à l'accumulation d'une quantité plus importante de dislocations. Le régime stationnaire défini ci-dessus ne peut pas être atteint tout de suite.

Lorsque la densité de dislocations atteint une valeur critique, et sous certaines conditions de température et de vitesse de déformation, le mode d'adoucissement par recristallisation dynamique se caractérise par la germination et la croissance de nouveaux grains au cours de la déformation. L'écoulement conduit donc à l'établissement d'un régime stationnaire [Figure I.4.b], différent de celui de la restauration dynamique.

I.5.1. Etapes de restauration dynamique et de recristallisation dynamique

I.5.1.1. Restauration dynamique

La restauration se fait en plusieurs étapes. Dans un premier temps, on assiste à une réorganisation des sous-structure de dislocations. En favorisant la montée des dislocations par élévation température, on diminue la densité totale de dislocations par annihilation.

Les dislocations et les parois se structurent pour former des sous-joints, c'est l'étape de polygonisation [31]. Puis, les sous-grains évoluent par mouvements des sous-joints pour atteindre une structure minimisant l'énergie stockée.

Chaque grain présente donc une sous-structure constituée de cellules ou de sous-grains désorientés de quelques degrés par rapport à l'orientation initiale du grain. Cette restauration peut être influencée par le taux de déformation, la température de recuit et les caractéristiques du matériau (énergie de faute d'empilement, éléments en solution solide et précipités).

La restauration est d'autant plus rapide et se fait à température d'autant plus basse que l'énergie stockée est plus élevée. Cette énergie augmente avec la déformation et dépend de l'orientation du grain considéré. La texture développée pendant la déformation ne change pas de manière appréciable pendant la restauration.

I.5.1.2. Recristallisation dynamique

La recristallisation correspond à la formation de nouveaux grains dans un matériau déformé et à la migration de joints de grains de forte désorientation dont la force motrice est principalement l'énergie de déformation stockée [32,33]. La recristallisation primaire est habituellement divisée en deux stades :

La germination et la croissance des germes dans la matrice écrouie. La vitesse de recristallisation (volume recristallisé par unité de temps) s'écrit : $V=N.G$ Où N est le nombre de nouveaux germes par unité de temps et G leur vitesse de croissance volumique.

Comme ces deux quantités dépendent du temps, la cinétique de recristallisation n'est pas une fonction simple du temps. Expérimentalement, le problème consiste à mesurer séparément N et G.

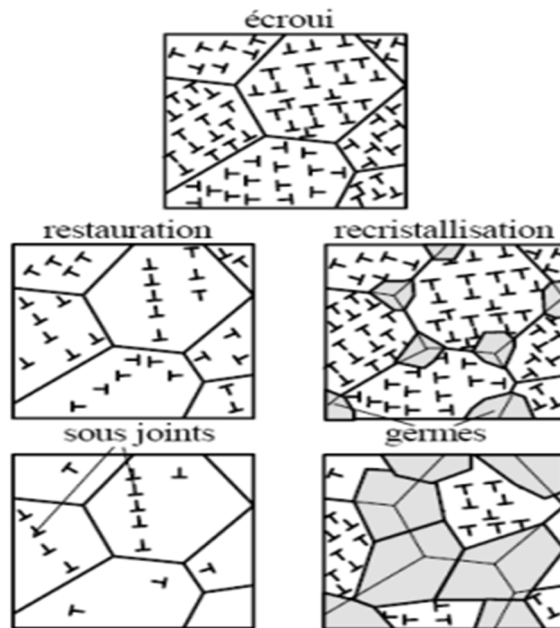


Figure I.5 : Les processus de restauration dynamique et recristallisation dynamique [34]

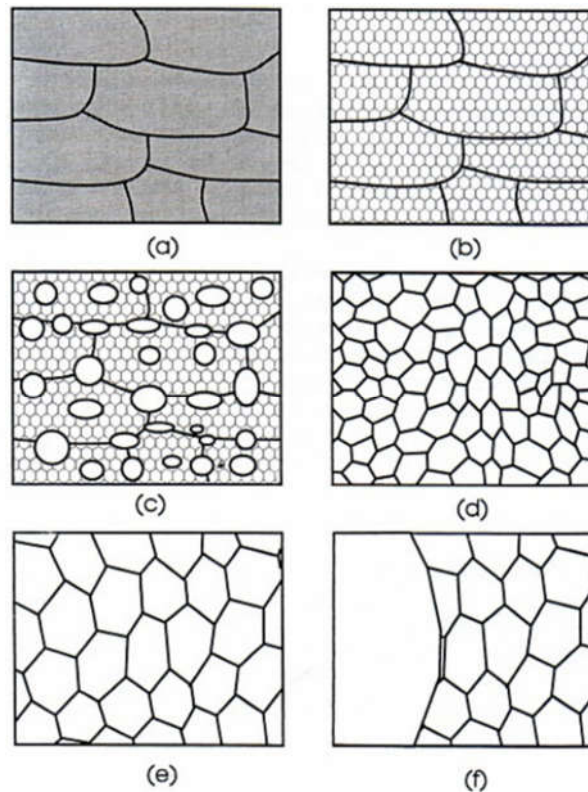


Figure I.6 : Représentation schématique de

a) état déformé, b) état restauré, c) état partiellement recristallisé, d) état complètement recristallisé, e) croissance normale des grains et f) croissance anormale des grains

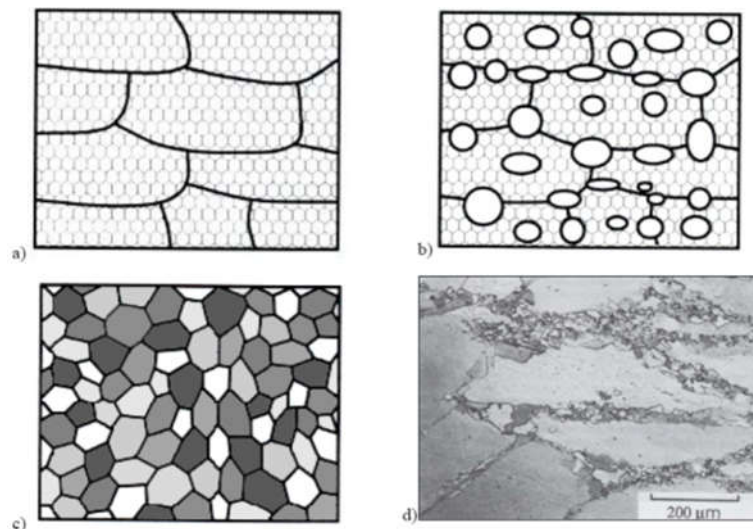


Figure I.7 : Recristallisation dynamique

a) structure déformée restaurée et non recristallisée ; b) germination de nouveaux grains ;
c) grains à des niveaux différents d'écroutissage ; d) exemple d'une microstructure d'un alliage de cuivre présentant des grains écrouis et recristallisés [35]

I.5.1.3. Germination

La germination coïncide avec la formation de régions de faible taille exemptes de défauts, susceptibles de croître rapidement dans la matrice écrouie. La croissance des germes est d'autant plus rapide que la désorientation avec la matrice environnante est importante. De plus, un germe potentiel ne peut croître que si sa taille est supérieure à celle des cellules voisines.

Dans une zone cellulaire, par exemple, un germe potentiel peut atteindre la taille critique nécessaire à son développement au détriment des autres voisins soit par croissance des cellules, soit par coalescence.

L'orientation des germes est un élément important, puisqu'elle détermine en partie la texture de recristallisation. Chaque germe conserve le plus souvent l'orientation de la cellule dont il est issu. La distribution des orientations des germes est donc comprise dans la distribution des orientations dans l'état déformé.

La recristallisation à partir de ces sites de germination a été observée dans divers métaux C.F.C. tels que le cuivre [36-38] et l'aluminium [39].

Les zones proches des joints de grains sont également des sites privilégiés de germination. La germination peut dans ce cas être définie par le mécanisme de SIBM (Strain Induced Boundary Migration) schématisé sur la [Figure I.8], souvent observé pour les faibles taux de déformation dans divers métaux tels que l'aluminium [39,40] ou le cuivre [41].

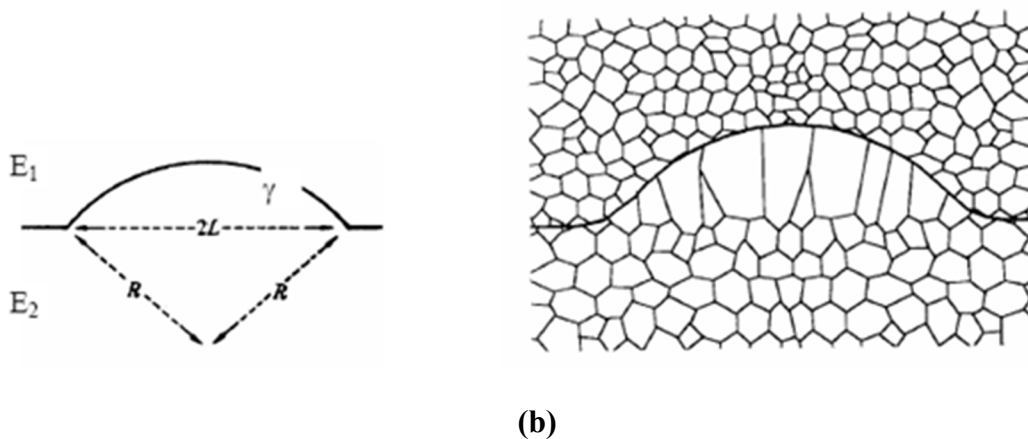


Figure I.8 : a) Modèle de migration induite par la déformation ($E_1 > E_2$) [42], b) Schéma de la SIBM impliquant le développement coopératif de plusieurs sous-grains [43].

I.5.1.4. Croissance

Lorsqu'un germe atteint la taille critique et qu'il est suffisamment désorienté par rapport à son environnement, il peut croître dans la matrice sous l'action de l'énergie de déformation stockée. La vitesse de migration du joint qui sépare le germe potentiel en cours de croissance de la matrice écrouie dépend fortement :

- De la température,
- De la désorientation du grain en croissance avec la matrice,
- De la pureté du métal.

Dans l'aluminium par exemple, Liebmann et al. [44] ont observé une croissance préférentielle de germes présentant une désorientation de 38° autour d'un axe $\langle 111 \rangle$ commun au germe et à la matrice. Aust et Rutter [45] ont montré que l'on pouvait distinguer deux types de joints qui réagissent différemment en présence d'impuretés : les joints d'orientation quelconques et les joints "spéciaux". Ces derniers correspondraient à des désorientations remarquables dans le modèle du réseau de coïncidence ou à des orientations voisines de celles-ci (dans le cas des matériaux C.F.C, elles correspondent à une rotation voisine de 38° autour d'un axe $\langle 111 \rangle$ et 28° autour d'un axe $\langle 001 \rangle$). Les impuretés agissent à de très faibles concentrations (dizaines de ppm), et cette action est beaucoup plus forte sur les joints de désorientation quelconque que sur les joints "spéciaux". Ces derniers, par suite de leur structure moins désordonnée, seraient moins sensibles aux impuretés, qui y ségrégeraient.

I.6. Conclusion

Le comportement mécanique de ces aciers, mesure expérimentalement pour chaque nuance et chaque type de microstructure, ne fait encore l'objet que de modélisations simples et toujours a posteriori. Le développement de l'utilisation de ces aciers pour de nouvelles pièces et de nouvelles applications requiert des efforts importants.

La modélisation du comportement mécanique à partir de la seule connaissance de la microstructure. Ces modélisations posent encore de nombreux problèmes tels que la prise en compte correcte de la morphologie des phases durcissantes et de leur répartition

Enfin, les caractéristiques mécaniques doivent s'entendre au sens large, c'est à dire prendre en compte la description du comportement en sollicitation multiaxiale.



CHAPITRE II

*Estimation des lois de comportement
rhéologique*

II.1. Introduction

Dès la conception d'une structure, la connaissance des caractéristiques mécaniques des matériaux mis en œuvre apparaît nécessaire. Dans la plupart des cas, l'ingénieur demande uniquement des valeurs de charges limites, au-delà desquelles se manifestent des phénomènes irréversibles (déformations plastiques, endommagement, ...). En revanche, pour le calcul prévisionnel d'évolution de structures appelées à se déformer fortement, la compréhension des phénomènes reliant les différents paramètres mécaniques devient indispensable. Les études sur le comportement rhéologique sous grandes vitesses de sollicitations s'intègrent dans ce cadre. La complexité des phénomènes mécaniques et matériaux, les durées très courtes des expériences (l'unité de temps est la microseconde) et la grande variété des matériaux concernés, rendent les approches expérimentales et théoriques délicates. L'optimisation des structures nécessite des simulations numériques de plus en plus précises. Ceci implique, entre autre, le développement de modèles rhéologiques de plus en plus réalistes et l'identification de paramètres intrinsèques au matériau.

Nous présentons dans ce chapitre des modèles de lois de comportement et le comportement mécanique des métaux et mécanismes de déformation plastique

II.2. Comportement mécanique des métaux

II.2.1. Généralités

Lorsqu'un métal est soumis à une opération de formage, il oppose une certaine résistance à la déformation plastique qui se traduit par des sollicitations mécaniques sur les outils, mais cette notion de résistance à la déformation ne caractérise pas le métal de manière intrinsèque car elle fait intervenir le mode de déformation. Il est nécessaire de définir une grandeur physique caractérisant de manière intrinsèque le métal de point de vue de son comportement mécanique en cours de la déformation et qui dépend de l'état dans lequel il se trouve.

Ainsi la valeur que prend à un instant donné la contrainte de déformation généralisée est un paramètre qui caractérise de façon intrinsèque le comportement du métal en cours de déformation plastique. C'est ce paramètre que l'on appellera plus simplement contrainte de déformation et qui d'une façon générale dépend de la déformation, de la vitesse de déformation, de la température et aussi de la microstructure du matériau, $\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T, \text{Structure})$

En première approximation, la microstructure est assimilée à la taille moyenne des grains d . Sous forme différentielle cette relation peut s'écrire :

$$d\text{Log}(\sigma) = n d\text{Log}(\epsilon) + m d\text{Log}(\dot{\epsilon}) + \frac{mQ_a}{k} d\left(\frac{1}{T}\right) + ma\text{Log}(d) \quad (1)$$

Les coefficients n , m , (Q_a) et (a) sont d'une manière générale fonction des paramètres ϵ , $\dot{\epsilon}$, T et d .

Le coefficient n caractérise l'érouissage du matériau ou bien la sensibilité de la contrainte à la déformation, le coefficient m mesure la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation, il est compris entre 0 et 1 pour tous les matériaux. Q_a est l'énergie d'activation apparente, le coefficient a caractérise l'influence de la taille des grains sur la contrainte [46].

II.2.2. Influence de la déformation, érouissage

Lors d'une déformation à froid (par exemple une traction), les liaisons atomiques se déforment tout d'abord de manière élastique en fonction de la contrainte appliquée. Dans cette phase, le métal reprend sa forme initiale lorsqu'on supprime la contrainte : c'est la déformation élastique. Si l'on maintient la contrainte au-delà de la limite d'élasticité, il s'ensuit une déformation plastique résultant du glissement d'une partie du cristal par rapport à l'autre, suivant certaines distances inter réticulaires. Ce type de glissement est favorisé par la formation, la multiplication et le déplacement de défauts linéaires mobiles dans le cristal appelés dislocations. Le mouvement des dislocations n'étant pas réversible, le métal ne reprend pas sa forme d'origine lorsque l'on supprime la contrainte. Le nombre croissant de dislocations produites lors des déformations plastiques et leur interaction entre elles (ou avec des impuretés, précipités...) conduit à réduire leur mobilité : c'est le phénomène d'érouissage d'où résulte un durcissement du métal. Pour traduire l'érouissage d'un matériau, on fait appel à loi d'Hollomon exprimant la contrainte en fonction de la déformation :

$$\sigma = k\varepsilon^n \quad (2)$$

n est le coefficient d'érouissage ou de sensibilité à la déformation et est donné par l'expression suivante :

$$n = \left. \frac{\partial \ln(\sigma)}{\partial \ln(\varepsilon)} \right|_{\varepsilon, T} \quad (3)$$

Selon le type de matériau et les traitements auxquels il a été soumis, la valeur de n peut varier de 0.4 à 0.1.

II.2.3. Influence de la température

Les effets de la température sont très importants non seulement en raison d'une vaste application dans les différentes branches de la technologie comme le formage des métaux, laminage, étirage et bien d'autres, mais aussi en raison du fait qu'aux vitesses de déformation élevées une grande partie du travail plastique est transformée en chaleur. Cette caractéristique, apparaissant en raison du principe de la conservation de l'énergie, conduit à de nombreuses instabilités dynamiques inattendues causées par adoucissement thermique dans des conditions adiabatiques principalement de la déformation.

Les progrès de la science des matériaux, plus particulièrement dans la physique statistique et la dynamique des dislocations, avancent le concept que la déformation des solides cristallins peut être thermiquement activée, [47,48]. Cela s'est produit dans la première période du vingtième siècle. Cela signifie que l'énergie interne de vibrations atomiques aide le mouvement des dislocations. Une première tentative de corréler la température et la vitesse de déformation a été l'introduction de la "Température de modification de vitesse", [49].

II.2.4. Influence de la vitesse de déformation

A beaucoup de point de vue l'influence de la vitesse de déformation est équivalente à celle de la température : une augmentation de la vitesse de déformation produit les mêmes effets qu'une diminution de la température. Une augmentation de la vitesse de déformation produit une augmentation de la contrainte d'écoulement, ceci a été observé dans de nombreuses études réalisées, un exemple est illustré par les courbes de la figure ci-dessous qui représentent les résultats des essais de traction réalisés par Rhayour [50] sur un acier industriel. Ces résultats montrent bien qu'une augmentation de la vitesse de déformation provoque une augmentation de la contrainte d'écoulement.

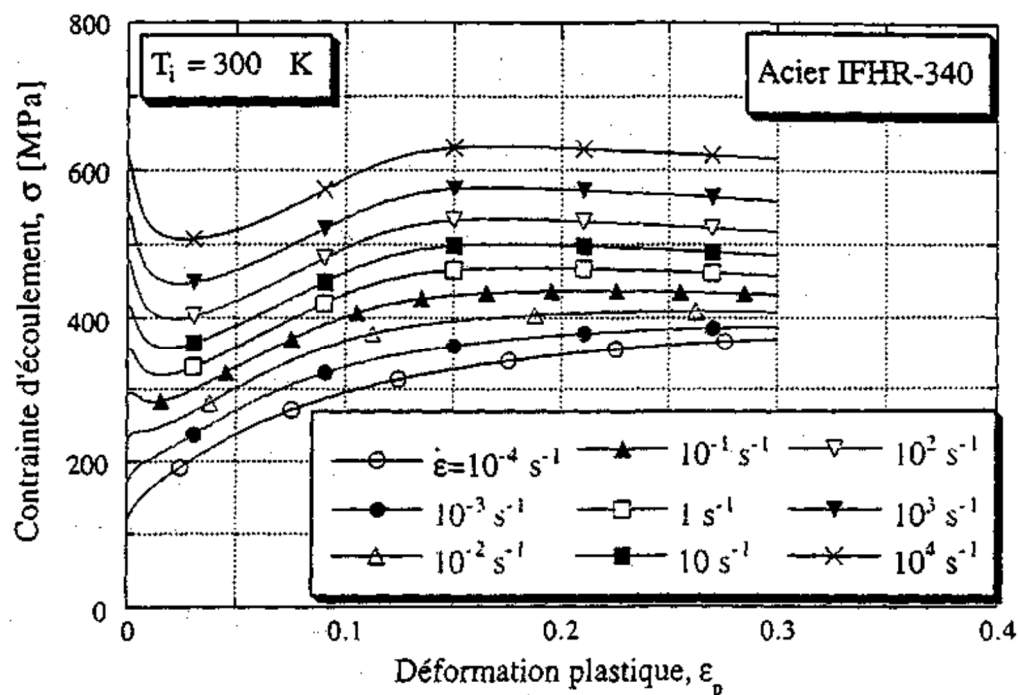


Figure II.1 : Courbes contrainte-déformation pour différentes vitesses de déformation à $T=300^\circ\text{K}$ [50]

D'après Klepaczko [51], la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation est déterminée par le coefficient m appelé coefficient de sensibilité logarithmique à la vitesse,

II.3. Mécanismes de déformation plastique et Lois de comportement

Lors d'un chargement la déformation se présente sous deux types ; la première est élastique (réversible) et la deuxième est inélastique (irréversible) ; cette dernière peut être séparée en déformation plastique, viscoplastique etc..... la déformation élastique correspond schématiquement à une variation des distances interatomiques sans modification des sites, alors que la déformation plastique implique des mouvements de dislocations, qui sont amenées à franchir des obstacles (dislocations, précipités, etc...). Pour présenter ces mécanismes nous allons nous référer aux travaux de Rhyour [50], Juanicotena [52] et Buy [53] qui se sont basés sur un classement de ces mécanismes fait par Klahn, Mukherjee et Dorn [54].

Suivant les conditions de vitesse et de température, plusieurs types de mécanismes de déformation peuvent être activés :

- Mécanismes thermiquement activés,
- Mécanismes athermiques,
- Mécanismes de diffusion
- Mécanismes d'amortissement (appelés aussi de "traînage visqueux"

La figure ci-dessous illustre la variation de la contrainte d'écoulement des métaux avec la température à un niveau de déformation fixé.

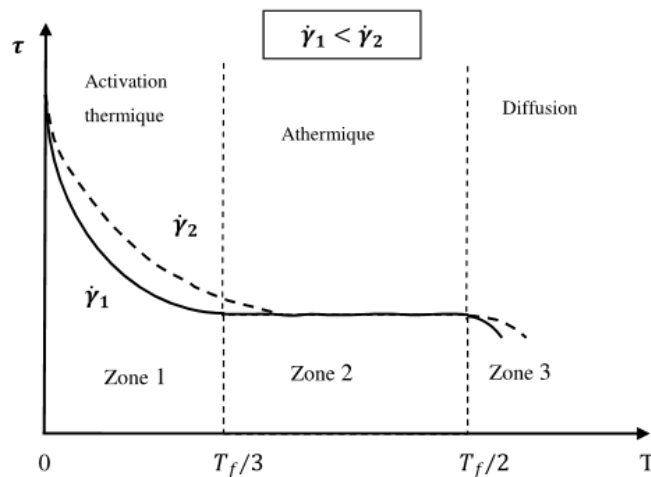


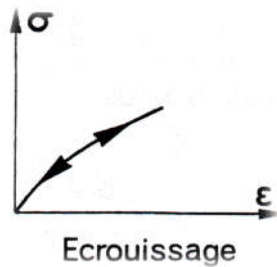
Figure II.2 : Schéma illustrant la variation de la contrainte d'écoulement des métaux avec la température, Rosenfield et Hahn [55]

Lors d'une sollicitation, un matériau peut réagir de différentes manières : par échauffement thermique, par déformation élastique, déformation plastique, par formation et croissance de microcavités ou de microfissures. On appelle modèle de comportement la relation qui relie la contrainte appliquée à la température, la déformation et la vitesse de déformation.

Par contre, un modèle d'endommagement est la relation qui décrit l'état de détérioration du matériau de l'état vierge à l'amorçage de la fissure macroscopique. Nous nous intéressons, ici, aux modèles de comportement et plus particulièrement à ceux qui prennent en compte la vitesse de déformation dans leur formulation.

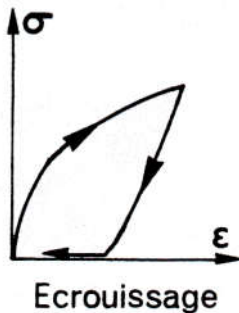
II.3.1. Schématisation des comportements réels

L'allure de la réponse à un essai d'écroutissage permet de classer le matériau dans une des catégories suivantes : rigide, élastique, plastique, etc. A chaque schéma type correspond une théorie mathématique (en particulier : élasticité, plasticité, viscoplasticité, endommagement).



Solide élastique parfait

- La réversibilité est instantanée.
- $\sigma = f(\varepsilon)$

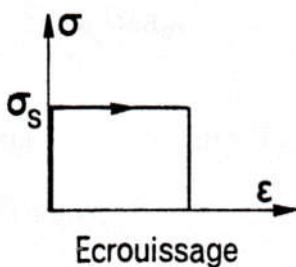


Solide viscoélastique

- La réversibilité est « retardée » et n'intervient qu'après un temps infini.
- $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$

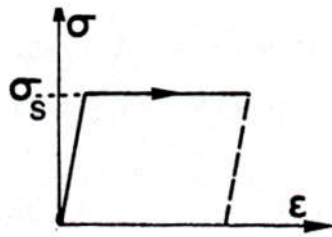
Solides plastiques

On appelle ainsi des solides qui, après cessation des sollicitations, présentent des déformations permanentes instantanément stables et qui sont en équilibre sous sollicitation. Par définition, la déformation plastique, ε_p , est celle qui correspond à la configuration relâchée : $\varepsilon_p = \varepsilon(\sigma = 0)$



Solide rigide parfaitement plastique

- La déformation est nulle ou négligeable en deçà d'un seuil de contrainte σ_s et arbitraire et indépendante de la vitesse de déformation pour cette valeur.
- $|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = 0$
- $|\sigma| = \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_p(\text{arbitraire})$

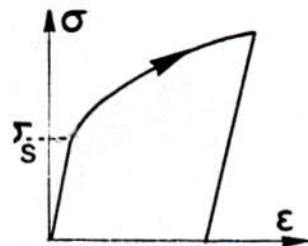


Ecoulement



Solide élastique parfaitement plastique

- La déformation est élastique linéaire en deçà du seuil σ_s et arbitraire et indépendante de la vitesse de déformation pour cette valeur.
- $|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$
- $|\sigma| = \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_p$ (arbitraire)

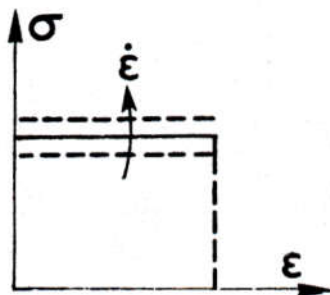


Ecoulement



Solide élastique écrouissable

- La déformation totale est la somme d'une déformation élastique linéaire et d'une déformation permanente, nulle en deçà du seuil σ_s .
- $|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$
- $|\sigma| \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + g(\sigma)$

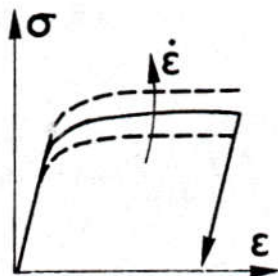


Ecoulement



Solide parfaitement viscoplastique

- La vitesse de déformation permanente est une fonction de la contrainte.
- $\sigma = f(\varepsilon)$
- Modèle de Norton : $\sigma = \lambda \varepsilon^{1/N}$

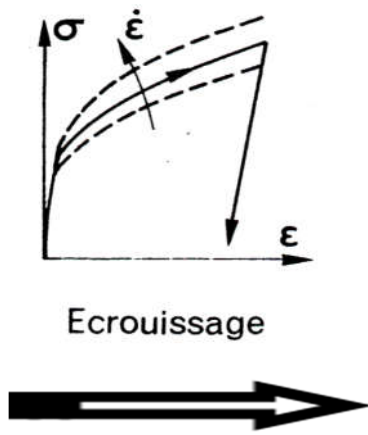


Ecoulement



Solide élastique parfaitement viscoplastique

- L'élasticité n'est plus considérée comme négligeable mais la vitesse de déformation plastique ne dépend toujours que de la contrainte. Il n'y a pas d'influence de l'écrouissage.
- $|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$
- $|\sigma| \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + f(\sigma)$



Solide élasto – visco-plastique écrouissable

- C’est le schéma le plus complexe puisque la contrainte dépend de la vitesse de déformation plastique et de la déformation plastique elle-même ou d’une autre variable d’écrouissage.
- $|\sigma| < \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e = \frac{\sigma}{E}$
- $|\sigma| \geq \sigma_s \rightarrow \varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E}$ et $\sigma = E\varepsilon_e = f(\varepsilon_p, \varepsilon_p)$

II.3.2. Comportement parfaitement plastique

Nous considérons en première approximation du comportement non-linéaire des matériaux un modèle de comportement parfaitement plastique. Dans le cas des sollicitations rapides, il est possible d’introduire une dépendance de la limite d’élasticité, σ_0 avec la vitesse de déformation [Figure II.3] avec un modèle de type Norton (Eq. (4)) ou avec la température. [56]

$$\sigma = \lambda \varepsilon^{1/N} \tag{4}$$

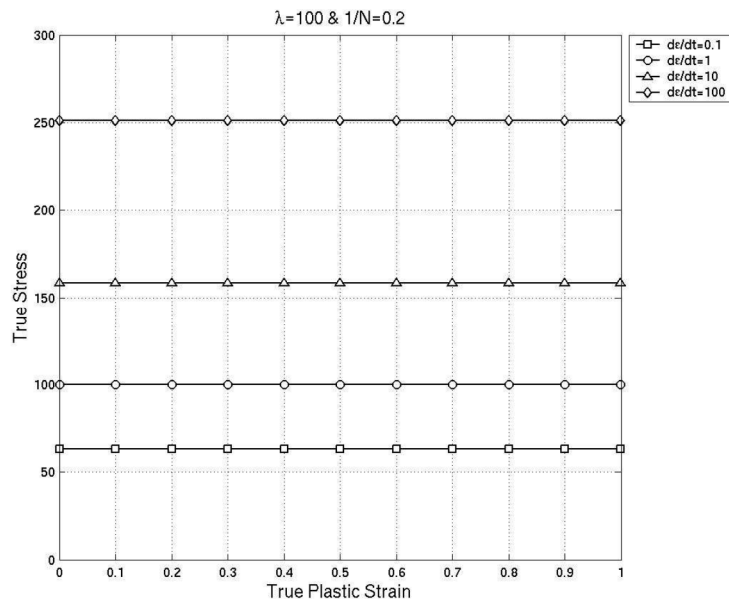


Figure II.3 : Effets de la vitesse de déformation avec un modèle de comportement parfaitement plastique [56]

II.3.3. Matériaux écrouissables

La prise en compte de l'écrouissage s'effectue par l'intermédiaire d'un coefficient, n qui traduit l'augmentation de la contrainte avec la déformation plastique. Une des lois les plus simples est la loi de HOLLOMON ou loi puissance (**Eq. (5)**). Cette loi ne s'appuie que sur deux paramètres K_0 et n n'apporte aucune information sur la limite d'élasticité, σ_0 .

Où, σ est la contrainte d'écoulement et ε_p la déformation plastique rationalisée. On définit ainsi un coefficient d'écrouissage n par (**Eq. (3)**). D'autres lois de formulation simple, que l'on peut qualifier de lois de comportement empiriques, sont couramment utilisées. On peut retenir la loi de LUDWIK (**Eq. (6)**) et de KRUPKOWSKY (**Eq. (7)**) qui permettent, contrairement à la loi de HOLLOMON d'apporter des informations sur la limite d'élasticité [**Figure II.4**]. Comparé au modèle de HOLLOMON, le modèle de LUDWIK permet d'augmenter la contrainte pour un même niveau de déformation (le diagramme est décalé vers le haut), alors que le modèle de KRUPKOWSKY permet de diminuer la déformation pour un même niveau de contrainte (le diagramme est tiré vers la gauche). [**57**]

$$\sigma = \sigma_0 + k_0 \varepsilon_p^n \quad (6)$$

$$\sigma = k_0 (\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n \quad (7)$$

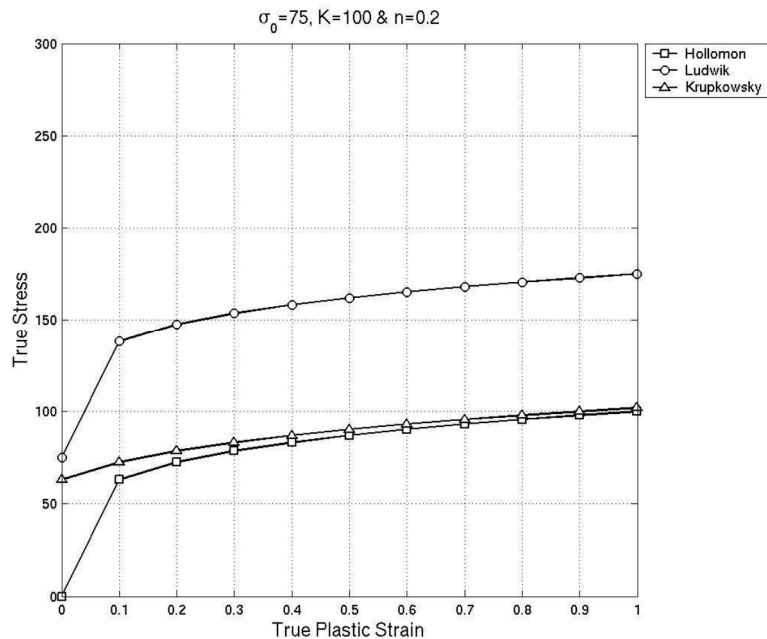


Figure II.4 : Comparaison des modèles d'écrouissage [**57**]

II.3.4. Comportement visco-plastique

Le comportement visco-plastique est défini par une loi d'écoulement plastique liée à une loi d'écrouissage dépendant de la vitesse de déformation. Dans les formulations précédentes, l'influence de la vitesse de déformation n'apparaît pas explicitement. [58]

On est obligé alors d'établir des lois $k(\varepsilon)\dot{\varepsilon}n(\varepsilon)$. Il est aussi possible de contourner le problème en utilisant une loi puissance qui prend directement en compte la vitesse de déformation de manière multiplicative (**Eq. (8)**) Ou additive (**Eq. (9)**). Les fonctions F et G sont également appelées modèles de correction dynamique.

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = k_{ref} F(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) \quad (8)$$

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = k_{ref} + G(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) \quad (9)$$

La plus simple des expressions de $F(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ semble être dû à NORTON (**Eq. (10)**). Cette formulation s'appuie sur la loi d'HOLLOMON

$$\sigma = k_0 \varepsilon_p^n \dot{\varepsilon}^r \quad (10)$$

Où, reste le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (**Eq. (11)**) :

$$r = \left(\frac{\partial \text{Log}(\sigma)}{\partial \text{Log}(\dot{\varepsilon})} \right)_{\varepsilon} \quad (11)$$

Qui dépend donc du niveau de déformation. En incluant les effets de température, on peut utiliser une loi du même type (**Eq. (12)**) :

$$\sigma = k \varepsilon_p^n \dot{\varepsilon}^r T^m \quad (12)$$

Où m est le coefficient de sensibilité à la température (**Eq. (13)**) :

$$m = \left(\frac{\partial \text{Log}(\sigma)}{\partial \text{Log}(T)} \right)_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} \quad (13)$$

Qui dépend donc du niveau de déformation et de vitesse de déformation. Cet exemple qui est parmi les plus simples, montre déjà qu'il est très délicat, d'une part, d'établir de telles lois (le plus complètement possible en termes de déformation, de vitesse de déformation, de température, etc.), car on comprend que cela nécessite une investigation expérimentale très importante, mais aussi que l'utilisation de ces lois va devoir s'effectuer à bon escient. Les paramètres net rde sensibilité à la déformation et à la vitesse de déformation plastique se retrouvent au travers d'un grand nombre de lois, mais leur définition peut varier. Il existe bien entendu d'autres modèles de comportement plus ou moins complexes (Zerilli-Armstrong, Preston-Tonks-Wallace, etc.). On retiendra également les modèles visco-élastoplastiques qui font intervenir les effets de la vitesse de déformation sur l'ensemble du comportement élasto-

plastique : Perzyna, Bodner-Parton, Seaman ou Steinberg-Cochran-Guinan. Ils sont de loin les plus complets (prise en compte d'effets tridimensionnels, des déchargements, ...), mais sont paradoxalement les plus difficiles à appréhender. Ils prennent également en compte le caractère incrémental de la plasticité, sans hypothèse particulière notamment sur les trajets de déchargement.

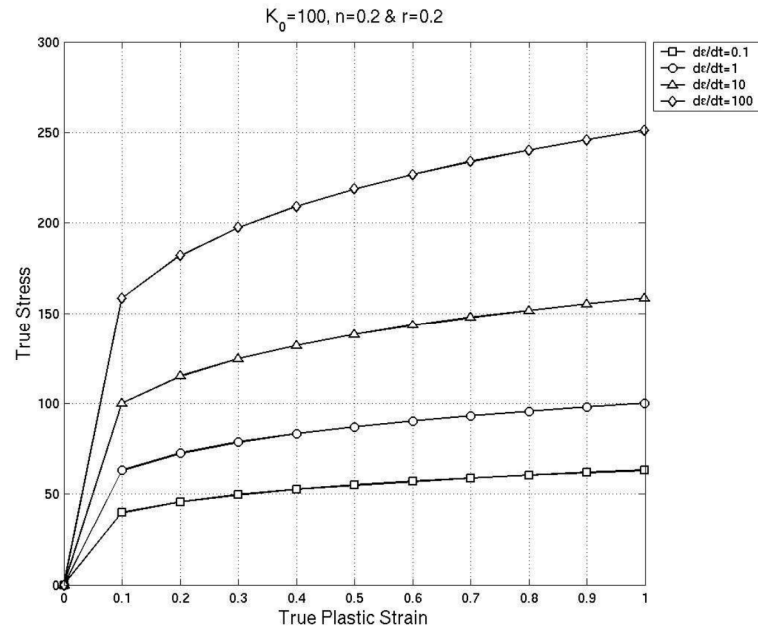


Figure II.5 : Effets de la viscosité avec un modèle de NORTON [58]

II.3.5. Établissement des lois de comportement

L'établissement d'une loi de comportement pour un matériau donné relève d'une étude particulière, nécessitant une investigation expérimentale importante. L'objectif des différents laboratoires qui s'attachent à ce problème est de déterminer au travers d'essais mécaniques les plus simples (traction, compression, torsion) et dans une très large gamme de vitesse de déformation, les différents paramètres de ces lois. L'un des principaux problèmes réside dans le fait que, pour balayer une très large gamme de vitesse de déformation, l'expérimentateur doit avoir recours à des techniques parfois différentes qu'il est nécessaire de maîtriser parfaitement. La démarche utilisée consiste alors à effectuer différents essais à différentes vitesses de déformation et à tracer dans un premier temps les courbes rationnelles de la contrainte fonction de la déformation (plastique pour une loi visco-plastique). La modélisation de ces courbes s'effectue ensuite en utilisant les techniques mathématiques classiques qui consistent à minimiser les écarts entre l'expérience et le modèle recherché. Dans les cas les plus simples, cette opération s'effectue à l'aide de régression linéaire. Dans d'autres cas, des méthodes d'itération s'avèrent

nécessaires. Les lois de comportement décrites précédemment ont été établies sans faire d'hypothèse sur l'application à un matériau donné. On peut penser que ces lois peuvent décrire le comportement de bon nombre de matériaux à condition que ceux-ci soient isotropes. Une loi de comportement ayant été choisie pour modéliser le comportement d'un matériau sous sollicitations dynamiques dans un code de calcul, il faut déterminer les paramètres de la loi de comportement associée à ce matériau. On peut déjà remarquer que si l'on veut utiliser les simulations numériques en tant qu'outil prédictif, la détermination des paramètres de la loi de comportement doit être la plus précise et la plus complète possible. [59]

II.4. Conclusion

Le comportement rhéologique global des aciers micro allié a été mis en évidence à partir de la détermination des paramètres suivants : coefficient de sensibilité à la déformation, coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et énergie d'activation apparente. Les courbes contrainte-déformation observées sont classées en trois catégories qui dépendent de la proportion des phases en présence, et de leurs caractéristiques de restauration ou de recristallisation dynamique

Un comportement caractéristique de tous les paramètres rhéologiques a été observé dans le domaine biphasé. Comme les coefficients de sensibilité à la déformation, à la vitesse de déformation et l'énergie d'activation apparente sont obtenus à partir des courbes contrainte-déformation, ils sont alors eux aussi largement influencés par la proportion des phases en présence ainsi que par les différents processus d'élaboration ayant généré des structures et propriétés mécaniques différentes.



CHAPITRE III

*Modélisation par des lois de régression
rhéologiques*

III.1. Introduction

Pour optimiser la technologie d'une opération de formation de métal, il est nécessaire d'expérimenter les relations constitutives reliant des variables de processus telles que la température, le taux de déformation et la déformation à la contrainte d'écoulement du matériau déformant [60].

Une modélisation appropriée des courbes de déformation à chaud constitue la première étape d'une simulation mathématique des processus de déformation à chaud, tels que le forgeage à chaud et le laminage à chaud. Une approche plus largement adoptée consiste à obtenir des équations constitutives à partir de courbes de flux déterminées expérimentalement [61]. Par conséquent, de nombreux chercheurs ont optés pour des méthodes empiriques permettant de relier les variables de processus à la contrainte d'écoulement [62-64].

Plusieurs groupes de recherche ont essayé de développer des équations constitutives de matériaux et ont suggéré leurs propres formulations en regroupant les données mesurées expérimentalement dans une seule équation.

Ont développé une équation constitutive qui suppose que la dépendance de la contrainte sur la déformation, la vitesse de déformation et la température peut être décomposée de manière multiplicative en trois fonctions distinctes comprenant cinq constantes à déterminer par les données expérimentales obtenues pour un matériau spécifique. Le modèle traditionnel de type Arrhenius est en faveur de la prédiction de la contrainte d'écoulement à une contrainte fixe. En raison de l'absence d'effet de la déformation sur la contrainte d'écoulement, il ne peut pas satisfaire le besoin de simulations numériques de divers processus de formage à chaud.

Ce modèle constitutif amélioré était remarquable pour sa précision supérieure et appliqué avec succès à l'acier. L'objet de cette étude est de construire le comportement constitutif équation de description qui représente les relations de contrainte, de température, le taux de contrainte et la contrainte d'écoulement.

Afin de réaliser les simulations numériques de la réponse aux déformations et d'établir les paramètres de traitement à chaud d'un acier HSLA. Le comportement en déformation par compression de l'acier HSLA a été étudié aux températures de 700 °C à 1050 °C avec un pas de 50 °C et les vitesses de contrainte de $7,34 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $2,9 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $1,46 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ sur une machine de compression. Sur la base de l'analyse de l'effet de la déformation, de la température et de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement, des caractéristiques

d'adoucissement de type recristallisation dynamique de la courbe contrainte-déformation à pic unique ont été identifiées.

Le modèle traditionnel de type Arrhenius est favorable à la prédiction de la contrainte d'écoulement pour une contrainte fixe et ne peut pas satisfaire le besoin de simulations numériques de divers processus de déformation à chaud en raison de l'absence d'effet de la déformation sur la contrainte d'écoulement.

Un modèle de type Arrhenius amélioré avec une série de coefficients variables en fonction de la déformation (les constantes de matériau n et α et le facteur de structure A , et l'énergie d'activation de la déformation Q) permettant de prédire la contrainte d'écoulement lors de la compression à chaud. L'application a été démontrée dans ce travail pour un acier HSLA.

III.2. Détermination expérimentale de la contrainte d'écoulement

III.2.1. Procédures matérielles et expérimentales

Le test de la compression à chaud est le plus approprié de tous les tests de déformation pour l'étude des paramètres rhéologiques, car il permet d'obtenir une déformation homogène dans l'échantillon à partir d'une amélioration des conditions de lubrification jusqu'à l'interface échantillon-tas de la machine.

Le test de la compression permet également d'obtenir des déformations de l'ordre de l'unité. Le dispositif de compression à chaud est illustré à la [Figure III.1] Il permet également l'extinction de l'échantillon à la fin du test.

Le chauffage se fait par rayonnement dans un tube de quartz, ce qui garantit le meilleur compromis entre flexibilité d'utilisation et vitesse de montée en température grâce à six lampes infrarouges placées au centre d'une antenne parabolique. La zone de chauffage est plus grande avec une température homogène.

Le test de la compression est contrôlé par ordinateur et assure le réglage de la position de croisement lors de la montée en température, de telle sorte que la couche supérieure reste toujours en contact avec l'échantillon.

Un programmeur géré par microprocesseur permet de réaliser des cycles thermomécaniques complexes. Les températures maximales admissibles dans ce modèle sont de l'ordre de 1300 ° C.

La force est mesurée en continu. Lorsque cela dépasse un certain seuil, le croisement est automatiquement levé pour annuler la force.

De cette façon, l'effet de dilatation est compensé. Les échantillons utilisés sont cylindriques avec un diamètre de 7,8 mm et une hauteur de 11,3 mm. Avant la déformation, nos échantillons sont chauffés à l'intérieur du dispositif de compression jusqu'à la température de test, à une vitesse de 100° C par minute.

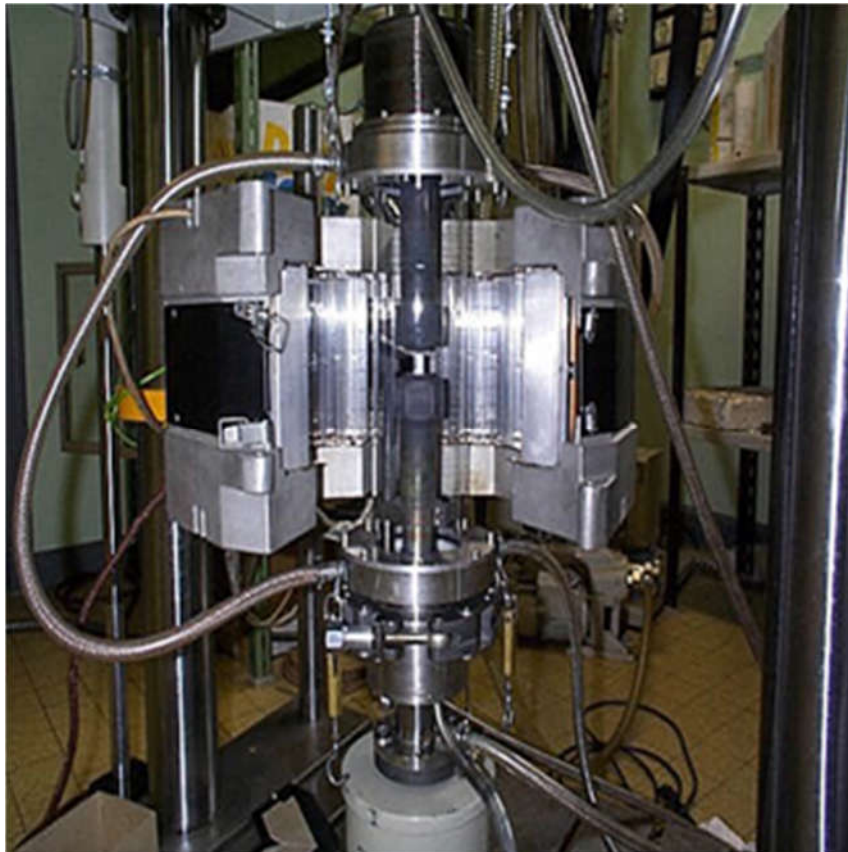


Figure III.1 : Dispositif de compression à chaud.

La température est contrôlée par deux thermocouples placés l'un au-dessus et l'autre au-dessous de l'échantillon. Dès que le test est terminé, la partie supérieure de la machine se soulève automatiquement pour nous permettre de faire tremper nos échantillons très rapidement à l'aide d'un doigt actionné de l'extérieur.

Les essais de compression ont été effectués à des températures comprises entre 700 °C et 1050 °C, pour des vitesses de déformation allant de (0,000734, 0,0029 et 0,0146 S⁻¹), en fonction

du cycle illustré à la [Figure III.2]. Ce cycle a pour but de : une précipitation progressive des éléments additifs.

Après homogénéisation de la structure par chauffage à 1300 °C suivi d'une trempe à l'eau, les éprouvettes sont fixées dans le dispositif de compression où elles subissent un traitement de mise en solution à 1050 °C.

Ensuite, ils sont refroidis à la température de déformation, comprise entre 700 °C et 1050 °C. [Tableau III.1] Afficher les compositions chimiques détaillées et les [Figures (III.3), (III.4)] présentent la microstructure initiale. La taille moyenne des grains est d'environ 40 μm.

Tableau III.1 : Compositions chimiques détaillées

% C	% S	% P	% Al	% Si	% Mn	% V	% Nb	% Ti
0.044	0.012	0.012	0.017	0.22	1.45	0.053	0.080	0.041

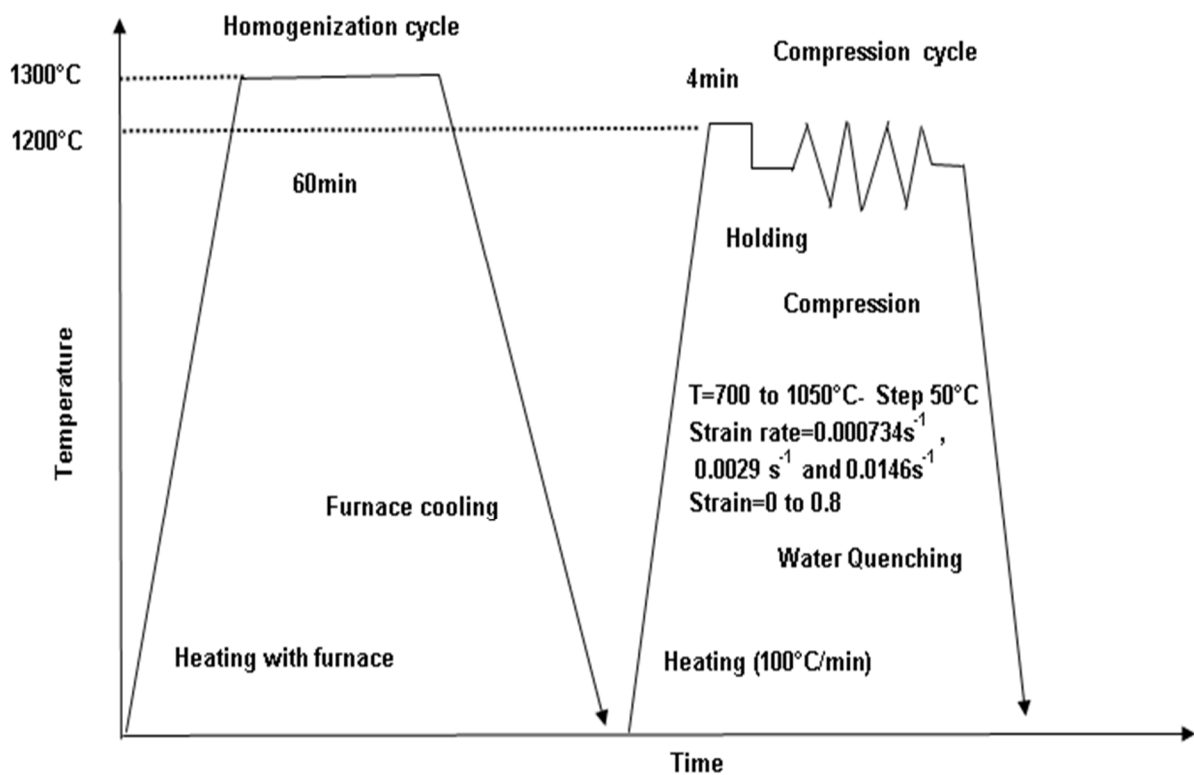


Figure III.2 : Procédures expérimentales pour les essais de compression de l'acier micro allié CMn (Nb-Ti-V)

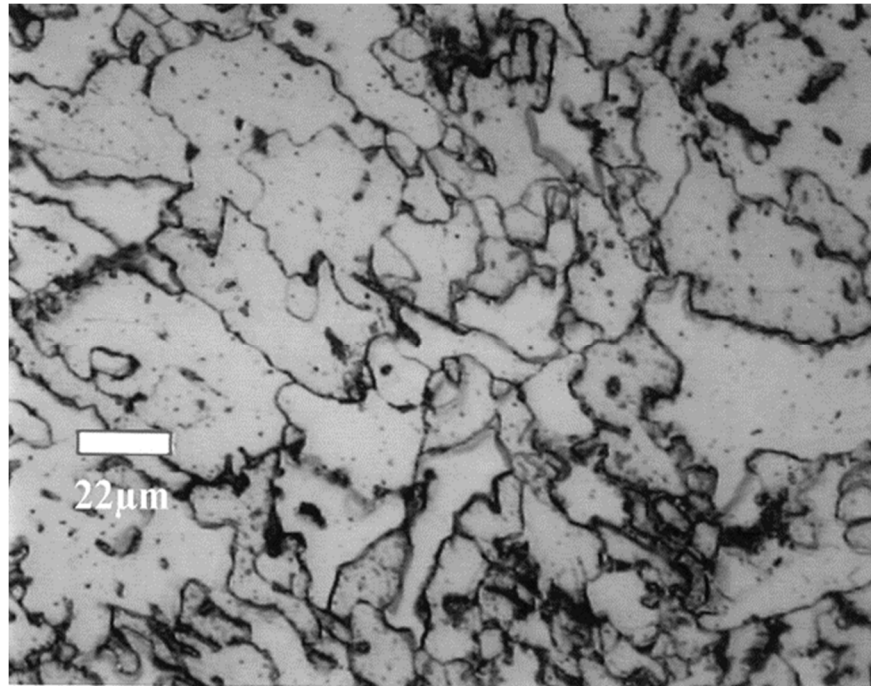


Figure III.3 : Microstructure initiale des échantillons.

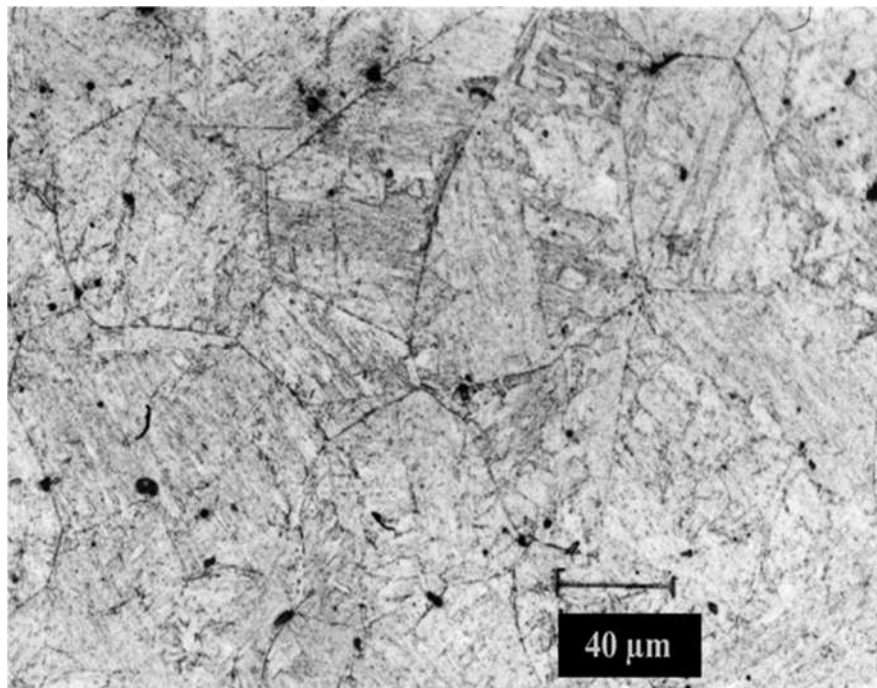


Figure III.4 : Echantillon refroidi après austénitisation à 1300 ° C.

III.2.2. Résultats expérimentaux

Les courbes contrainte-déformation obtenues par compression à chaud sont montrées dans les [Figures (III.5), (III.6) et (III.7)] à différentes températures (de 700°C à 1050°C) et vitesses de déformation ($0,0029 \text{ S}^{-1}$, $0,0146 \text{ S}^{-1}$ et $0,000734 \text{ S}^{-1}$). Leurs allures nous suggère de les classer en trois types a, b et c, en fonction des différentes gammes de température :

- La contrainte augmente rapidement et décroît avec une pente importante (700 et 750°C) (type a)
- La contrainte augmente rapidement jusqu'à atteindre un palier (800 et 850°C) (type b)
- La contrainte augmente jusqu'à un maximum puis décroît plus ou moins rapidement pour atteindre un état stationnaire (Domaine austénitique) (type c)

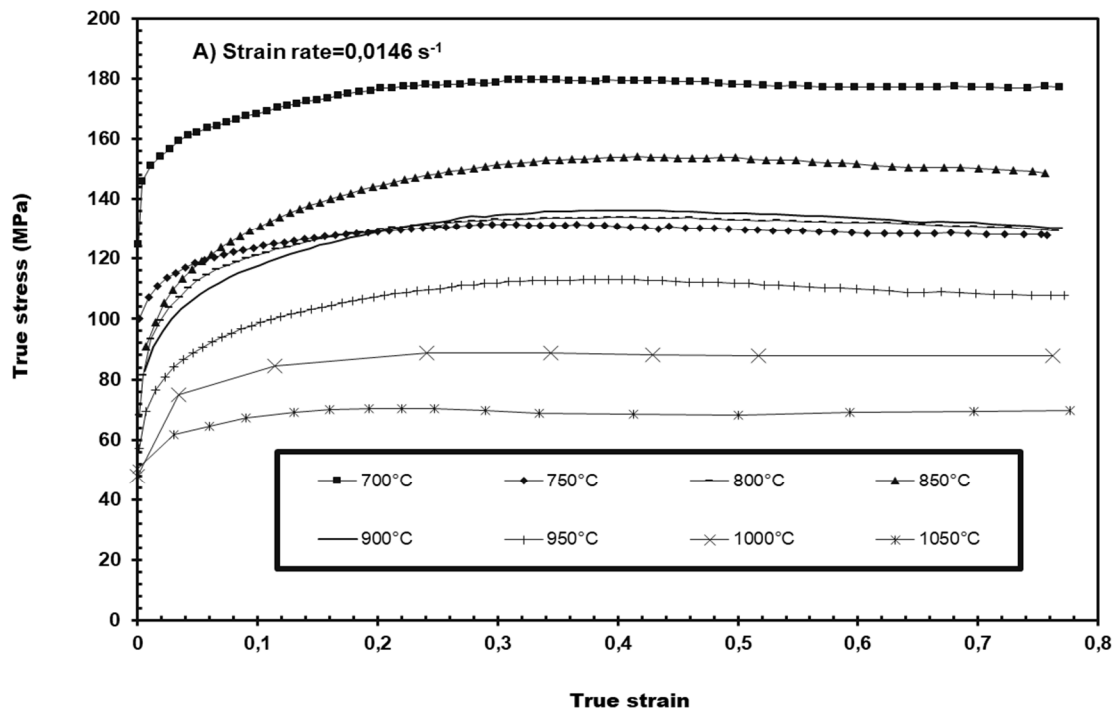


Figure III.5 : Courbes contrainte-déformation sous différentes températures avec une valeur de vitesse de déformation $0,0146 \text{ S}^{-1}$

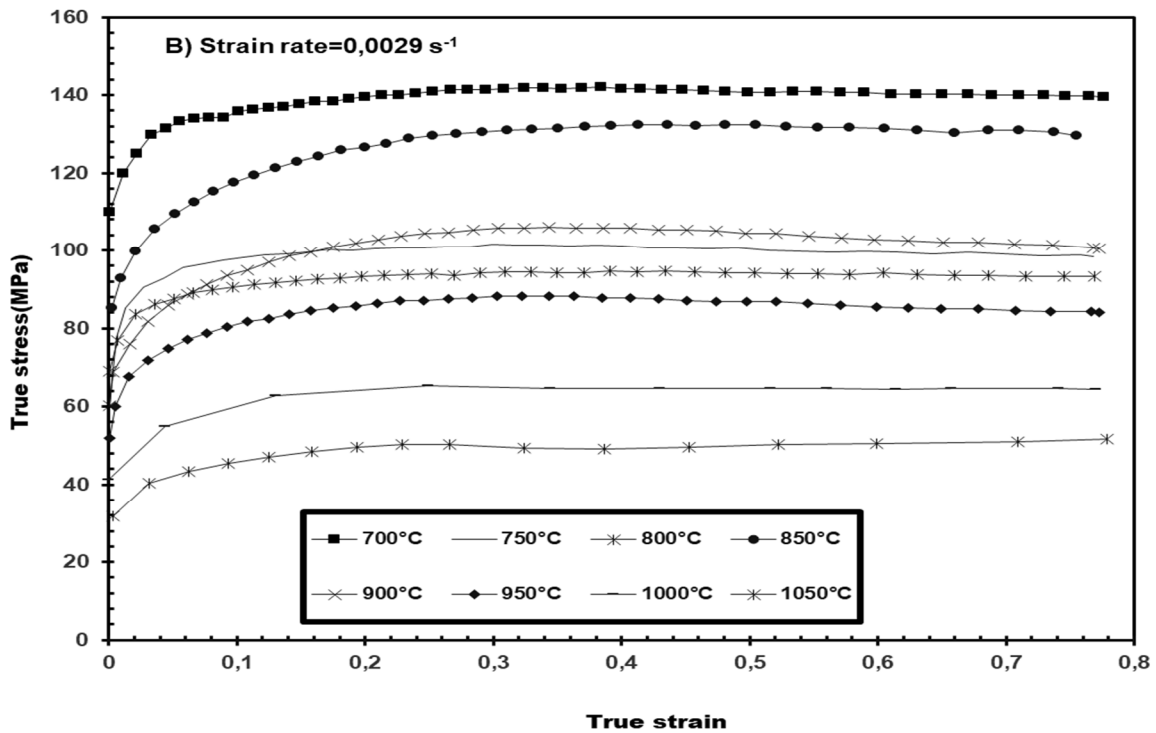


Figure III.6 : Courbes contrainte-déformation sous différentes températures avec une valeur de vitesse de déformation 0,0029 S⁻¹

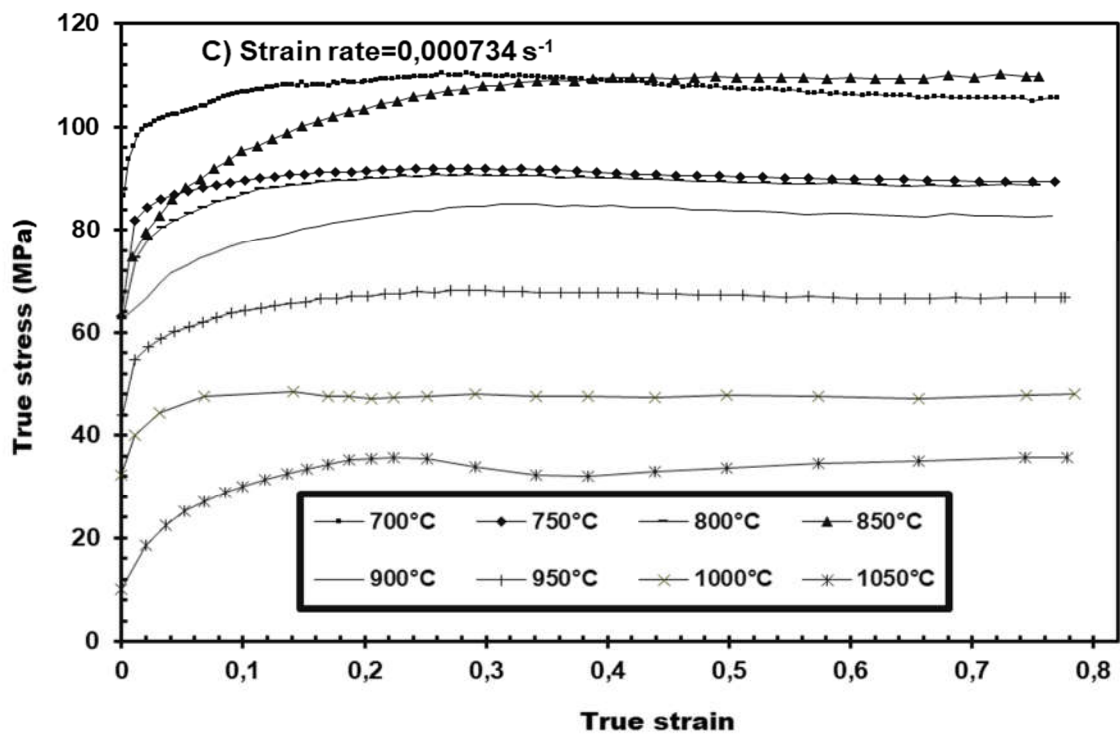


Figure III.7 : Courbes contrainte-déformation sous différentes températures avec une valeur de vitesse de déformation 0,000734 S⁻¹

III.3. Comportement rhéologique

III.3.1. Equations constitutives du comportement rhéologique

Jusqu'à présent, plusieurs équations empiriques ont été proposées pour déterminer les lois de comportement rhéologiques. L'équation de type Arrhenius a été largement utilisée pour caractériser la relation entre les paramètres de déformation dans un large gamme de contraintes. De plus, les effets de la température et le taux de contrainte sur le comportement de déformation peut également être représenté par le paramètre de Zener – Hollomon (Z), comme indiqué ci-après:

$$Z = |\dot{\varepsilon}| \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$|\dot{\varepsilon}| = AF(\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

Ou :

$$F(\sigma) = \begin{cases} |\sigma|^n & \alpha|\sigma|^n < 0.8 \\ \exp(\beta|\sigma|) & \alpha|\sigma| > 1.2 \\ [\sin(\alpha|\sigma|)]^n & \text{pour tous } \sigma \end{cases}$$

Avec :

Z : Paramètre de Zener-Hollomon

$\dot{\varepsilon}$: Vitesse de déformation en (S^{-1})

T : Température en (K)

Q : Energie d'activation apparente en ($K.J.mol^{-1}$)

σ : Contrainte d'écoulement en (MPa)

R : Constante des gaz parfaits ($8.314 J.mol^{-1}.K^{-1}$)

A, α et n : constantes matérielles. $\alpha = \beta/n$

en substituant la loi de puissance et loi exponentielle de $F(\sigma)$ dans l'équation (2), les relations de la vitesse de déformation seront présentée dans les équations suivantes :

$$|\varepsilon| = \beta |\sigma|^n \quad (3)$$

$$|\varepsilon| = \beta' \exp(\beta |\sigma|) \quad (4)$$

Où β et β' sont les constantes matérielles dépendantes des températures et de déformation. Il est communément admis que l'effet de la contrainte sur la déformation n'a pas été pris en compte dans l'équation (1)-(4).

Les effets de la déformation sur la contrainte sont étudiés par la prise en compte de l'influence de la contrainte sur une série de coefficients variables (l'énergie d'activation Q , constantes de matériau n et α et facteur de structure A) dans le modèle de type Arrhenius. Ce qui suit prend la déformation de 0,1 à titre d'exemple.

III.3.1.1. Calcul des constantes de matériau n , α et β

En prenant le logarithme naturel des deux côtés de l'équation (3) et (4), respectivement, donnent :

$$\ln|\sigma| = \frac{1}{n} \ln|\varepsilon| - \frac{1}{n} \ln\beta \quad (5)$$

$$|\sigma| = \frac{1}{\beta} \ln|\varepsilon| - \frac{1}{\beta} \ln\beta' \quad (6)$$

Ensuite

$$\frac{1}{n} = \frac{d \ln|\sigma|}{d \ln|\varepsilon|} \quad \text{Et} \quad \frac{1}{\beta} = \frac{d|\sigma|}{d \ln|\varepsilon|}$$

En remplaçant les valeurs de la contrainte d'écoulement et du taux de déformation correspondant à la déformation de 0,1 dans le logarithme des équations (5) et (6) donnent la relation entre la contrainte et le taux de déformation comme indiqué dans les [Figures (III.5), (III.6) et (III.7)].

Il est évident que les lignes sont presque parallèles qui nous conduit à observer que la pente des lignes varie par conséquent dans une gamme très faible. La légère variation de la pente de la ligne peut être attribuée à la dispersion dans les points de données expérimentales.

La valeur moyenne des pentes a été considérée comme la valeur de n et β qui a été jugée 5.629 et 0.114 respectivement. Ce qui donne la valeur de $\alpha = \beta/n = 0.020$ MPa [Figures (III.8)].

III.3.1.2. Calcul de l'énergie d'activation apparente Q

L'énergie d'activation apparente est un terme défini comme l'énergie à surmonter pour la nucléation et la croissance d'une nouvelle surface ou d'un nouveau grain limite à se produire. L'énergie d'activation peut également être définie comme énergie minimale requise pour démarrer la recristallisation dynamique, et il peut être pensé comme la hauteur de la barrière d'énergie potentielle.

L'énergie d'activation apparente est généralement notée par Q, qui est un paramètre physique important sert d'un indicateur de degré de difficulté de déformation dans la théorie de la déformation en plasticité. Pour tous les niveaux de contrainte (niveaux de contrainte faibles et élevés), l'équation (2) peut être représentée par le suivant :

$$|\varepsilon| = A[\sinh(\alpha|\sigma|)]^n \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

Si ε est constant, il existe une relation linéaire entre $\sinh(\alpha|\sigma|)$ et $1/T$ et l'équation (7) peut être réécrite comme suivant :

$$Q = Rn \frac{d\{\ln[\sinh(\alpha|\sigma|)]\}}{d(1/T)} \quad (8)$$

Les contraintes à la déformation de 0,1 sous différentes températures et vitesses de déformation peuvent être identifiées pour

La valeur de Q peut être déduite des pentes d'une parcelle de $\ln [\sinh (\alpha|\sigma|)]$ et $1/T$ ce qui donne que : $Q = 398.462$ KJ/mol. **[Figure (III.9)].**

III.3.1.3. Construction de l'équation constitutive à la déformation 0.1

En prenant le logarithme des deux côtés de l'équation (7), on obtient :

$$\ln[\sinh (\alpha|\sigma|)] = \frac{1}{n} \ln|\varepsilon| + \frac{Q}{nRT} - \frac{1}{n} \ln A \quad (9)$$

En substituant les valeurs de contrainte d'écoulement et de vitesse de déformation pour toutes les températures testées dans l'équation 9, qui donne les relations entre $\ln [\sinh (\alpha | \sigma |)]$ et $\ln |\varepsilon|$ à différentes températures ont été aménagées selon la **[Figure (III.9)]**. Ce qui donne La valeur moyenne de $A=1,7327.10^{15}$.

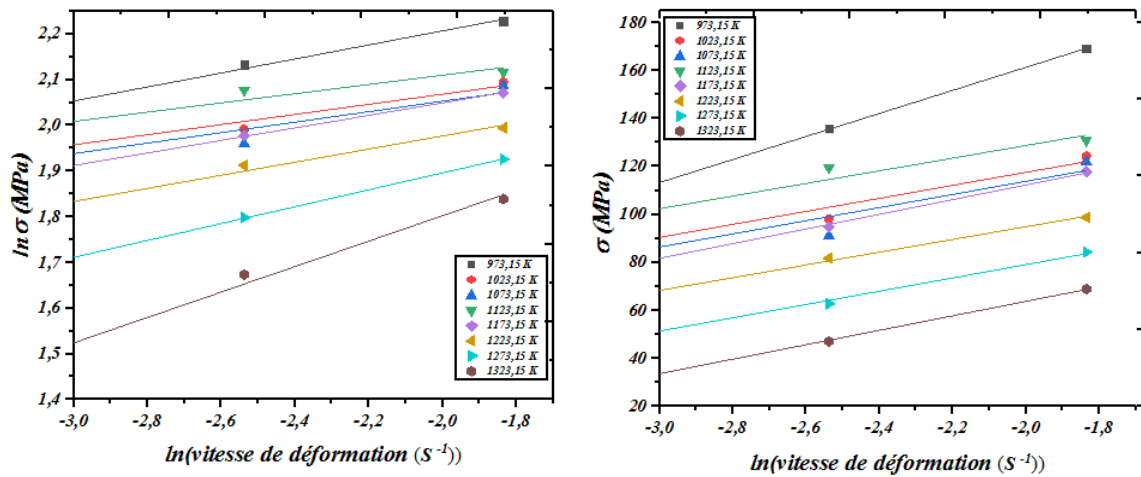


Figure III.8 : Les relations entre $[\ln|\epsilon|\text{ et } \ln|\sigma|]$ & $[\ln|\epsilon|\text{ et } \sigma]$.

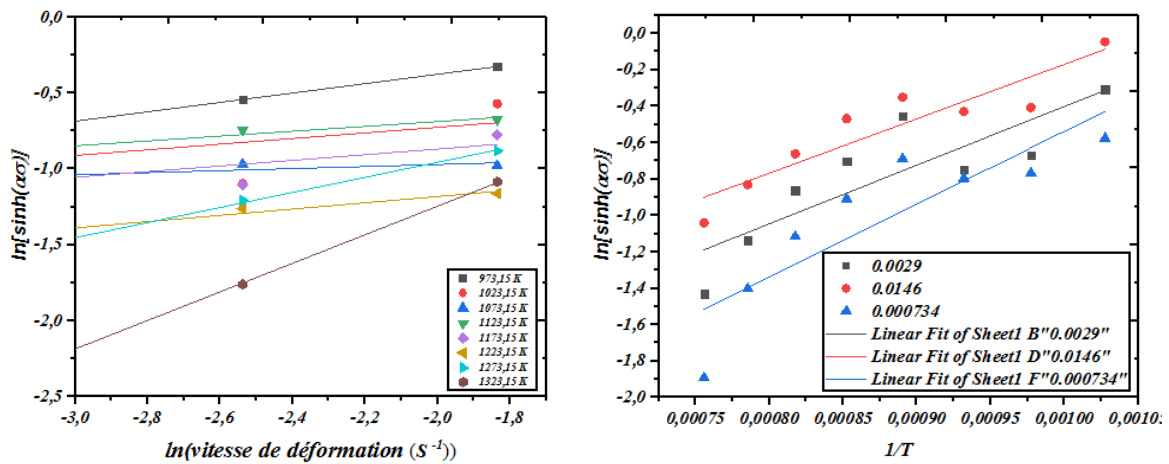


Figure III.9 : Les relations entre $[\ln|\epsilon|\text{ et } \ln[\sinh(\alpha|\sigma|)]]$ & $[T^{-1}\text{ et } \ln[\sinh(\alpha|\sigma|)]]$

III.3.1.4. Construction de l'équation constitutive de déformation de 0 ~ 0,8

Ce qui précède prend la déformation de 0,1 à titre d'exemple, alors que ce qui suit concerne l'influence de la déformation (0 ~ 0,8) avec un pas de 0,05 sur la contrainte d'écoulement.

$$Q = B_0 + B_1\epsilon + B_2\epsilon^2 + B_3\epsilon^3 + B_4\epsilon^4$$

$$n = C_0 + C_1\epsilon + C_2\epsilon^2 + C_3\epsilon^3 + C_4\epsilon^4 \tag{10}$$

$$\ln(A) = D_0 + D_1\epsilon + D_2\epsilon^2 + D_3\epsilon^3 + D_4\epsilon^4$$

$$\alpha = E_0 + E_1\epsilon + E_2\epsilon^2 + E_3\epsilon^3 + E_4\epsilon^4$$

Une série de coefficients variables dans le modèle de type Arrhenius à différentes déformations au sein de la plage de 0 ~ 0,8 ont été calculés en passant comme ci-dessus et présentés dans la [Figure (III.10)].

La contrainte est ajustée au moyen des paramètres Q, ln A, n, α évalués par compensation polynômiales fonction de la déformation ϵ (Equation 10).

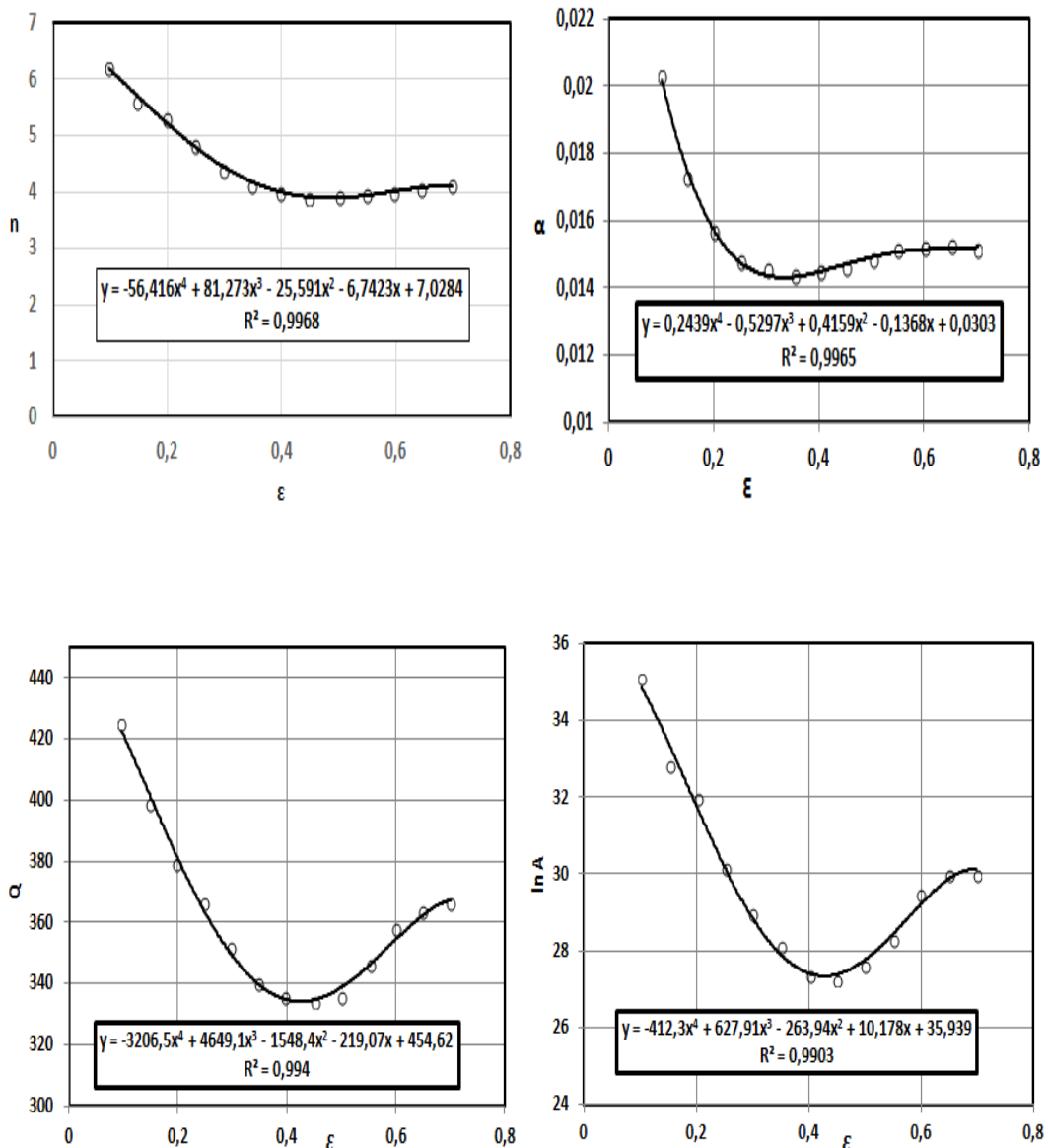


Figure III.10 : Les paramètres Q, ln A, n, α évalués par compensation polynômiale en fonction de la déformation ϵ .

Tableau III.2 : Résultats de l'ajustement polynomial de Q, n, lnA et α

Q		n		lnA		α	
B_0	454.62	C_0	7.0284	D_0	35.939	E_0	0.0303
B_1	-219.07	C_1	-6.7423	D_1	10.178	E_1	-0.1368
B_2	-1548.4	C_2	-25.591	D_2	-263.94	E_2	0.4159
B_3	4649.1	C_3	81.273	D_3	627.91	E_3	-0.5297
B_4	-3206.5	C_4	-56.416	D_4	-412.3	E_4	0.2439

III.3.2. Résultats du modèle développé

Afin de vérifier les équations constitutives développées de notre acier, la comparaison entre les résultats expérimentaux et prévus ont été réalisés.

La [Figure (III.11)] montre une comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats prévus par le modèle en considérant la compensation de déformation aux températures de 700°C à 1050°C et les vitesses de déformation de 0,0029 S⁻¹, 0,0146 S⁻¹ et 0,000734 S⁻¹.

On peut remarquer que les résultats des calculs sont bien en accord avec les résultats expérimentaux.

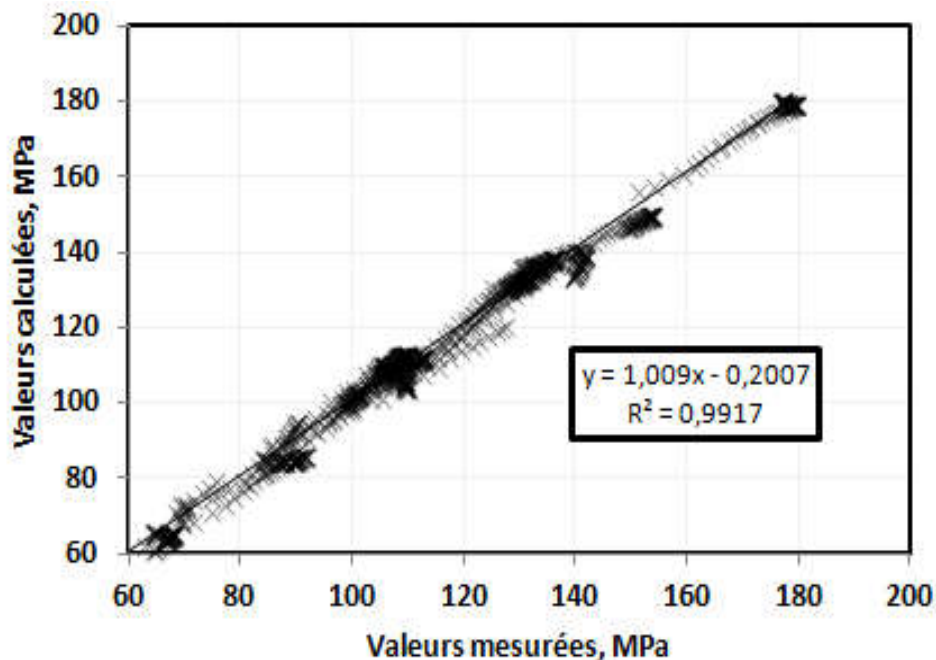


Figure III.11 : Valeurs de prédiction faces aux valeurs mesurées de la contrainte d'écoulement

Afin d'évaluer l'exactitude détaillée des éléments développés équation constitutive de notre matériau, l'erreur entre la contrainte d'écoulement calculée et la contrainte d'écoulement mesurée peut être calculée par les équations (11) à (13).

L'erreur quadratique moyenne, MSE [117], ainsi que la montre l'équation (11) :

$$MSE = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (t_i - y_i)^2 \quad (11)$$

Où t_i et y_i sont des valeurs de contrainte d'écoulement expérimentales et prévues, respectivement, et N le nombre d'ensembles de données.

L'erreur relative absolue (AAR) et le coefficient de corrélation (R) [65] :

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (t_i - \bar{t})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (t_i - \bar{t})^2 \sum_{i=1}^N (y_i - \bar{y})^2}} \quad (12)$$

$$AARE(\%) = \frac{100}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{y_i - t_i}{t_i} \right| \quad (13)$$

Où t et y sont respectivement la valeur expérimentale et la valeur prédite du contrainte réel ; \bar{t} et \bar{y} sont les valeurs moyennes de t et y respectivement ; N le nombre d'ensembles de données.

La [Figure (III.12)] montre les résultats détaillés de l'évaluation de la contrainte d'écoulement à des déformations de 0,1 à 0,8, et les vitesses de déformation de 0,0029 S⁻¹, 0,0146 S⁻¹ et 0,000734 S⁻¹. Il peut être facilement trouvé que, dans le pire des cas, l'erreur relative maximale dans l'estimation de la contrainte d'écoulement est 6%, et l'erreur relative moyenne pour une déformation fixe est 2,34%.

Les résultats montrent que l'application du modèle d'Arrhenius amélioré avec des paramètres variables peut prédire la contrainte d'écoulement à un degré de précision plus élevé. Cette précision est due à l'amélioration de l'énergie d'activation déformation Q ,

Les constantes de matériau n et α et le facteur structural « A » du modèle constitutif avec une série de coefficients variables en fonction de la déformation.

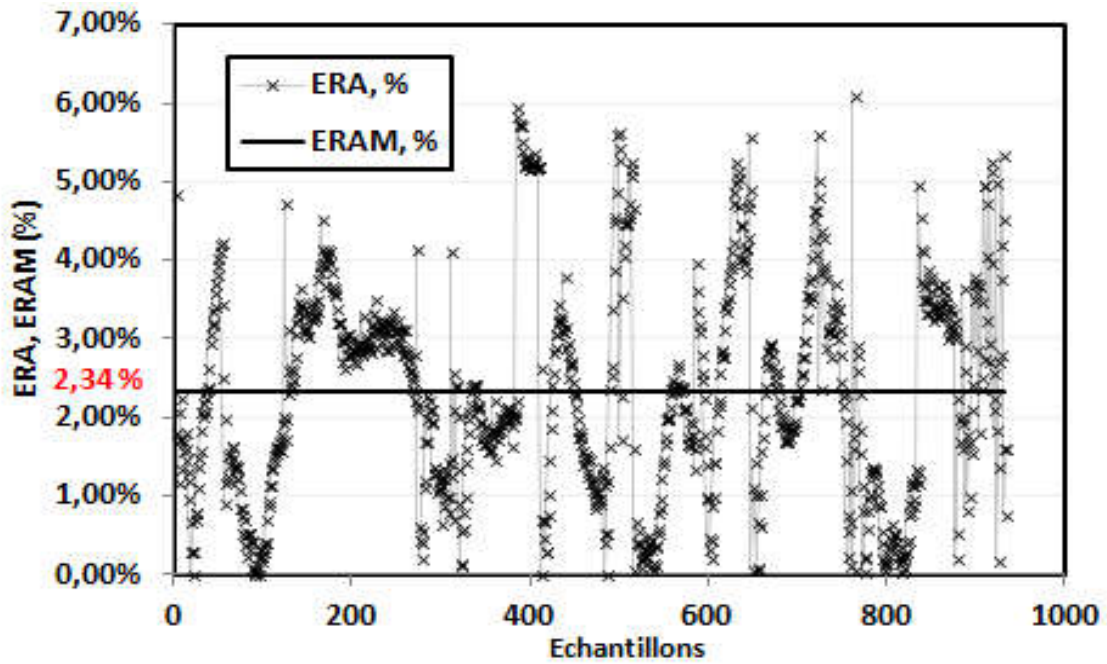


Figure III.12 : Evaluation de l'erreur relative absolue et l'erreur relative absolue moyenne pour l'ensemble des points de mesure

Les valeurs de la contrainte d'écoulement calculées par le modèle d'Arrhenius amélioré et mesurées pour des vitesses de déformation de $0,0029 \text{ S}^{-1}$, $0,0146 \text{ S}^{-1}$ et $0,000734 \text{ S}^{-1}$ sont présentées dans les [Figures (III.13) – (III.17)].

On peut voir sur la figure qu'il existe une proximité entre les valeurs prévues et mesurées de la contrainte d'écoulement aux températures 700°C à 1050°C .

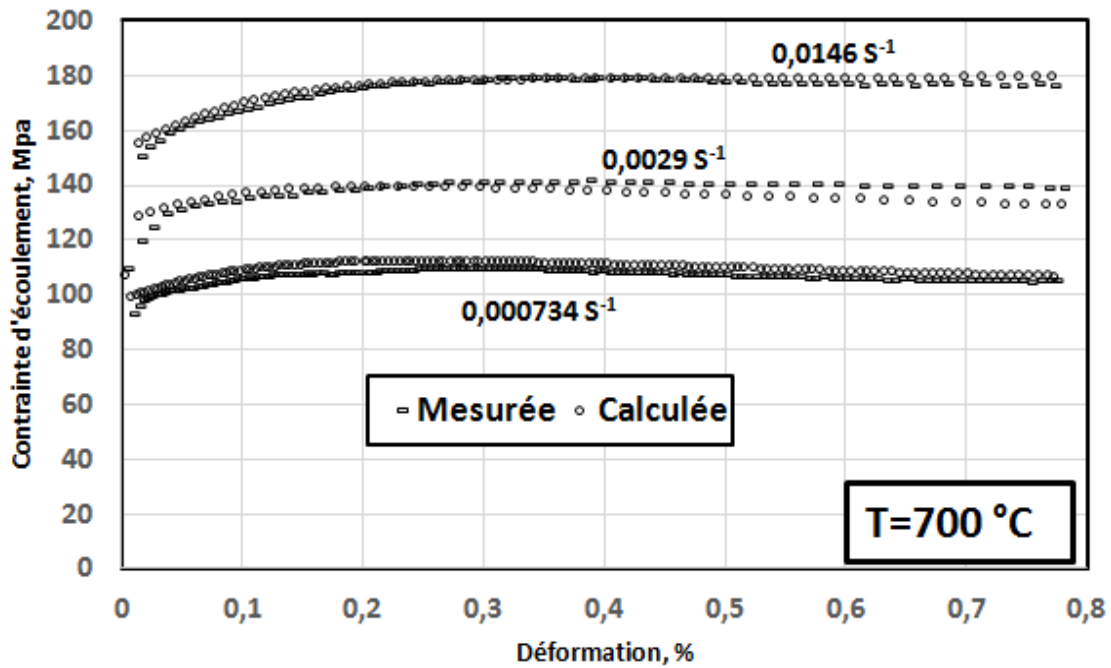


Figure III.13 : Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement par le modèle d'Arrhenius amélioré pour différentes vitesses de déformation et à $T = 700 \text{ °C}$

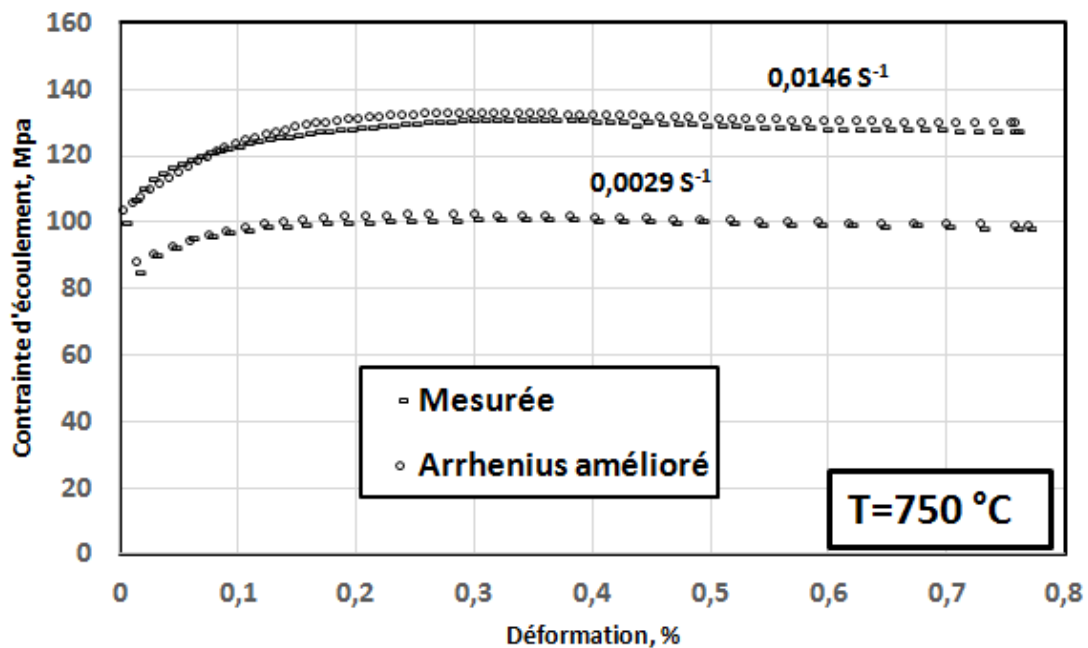


Figure III.14 : Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement par le modèle d'Arrhenius amélioré pour différentes vitesses de déformation et à $T = 750 \text{ °C}$

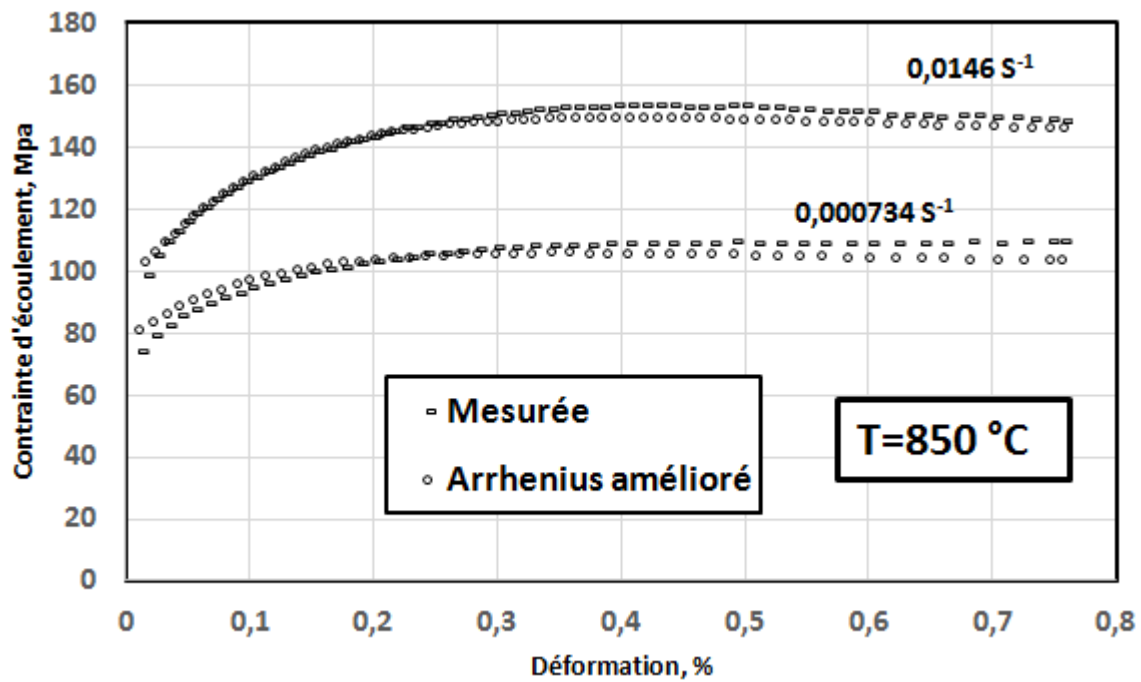


Figure III.15 : Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement par le modèle d'Arrhenius amélioré pour différentes vitesses de déformation et à $T = 850 \text{ } ^\circ\text{C}$

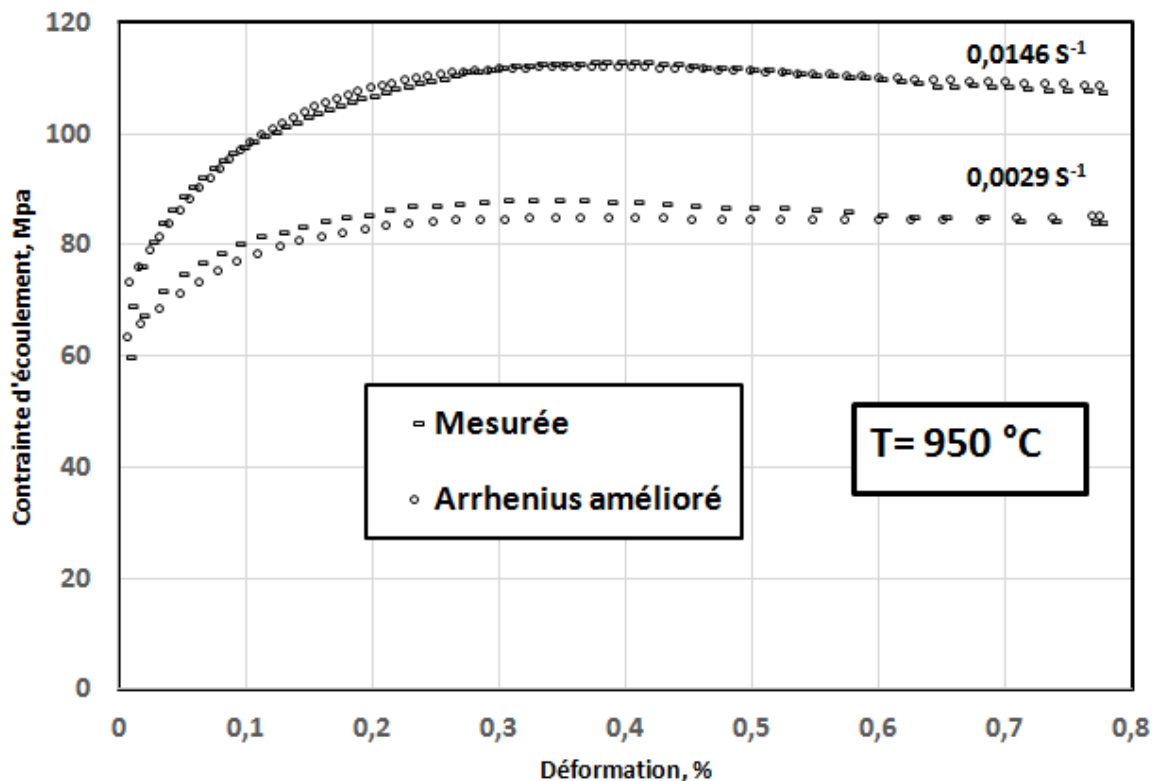


Figure III.16 : Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement par le modèle d'Arrhenius amélioré pour différentes vitesses de déformation et à $T = 950 \text{ } ^\circ\text{C}$

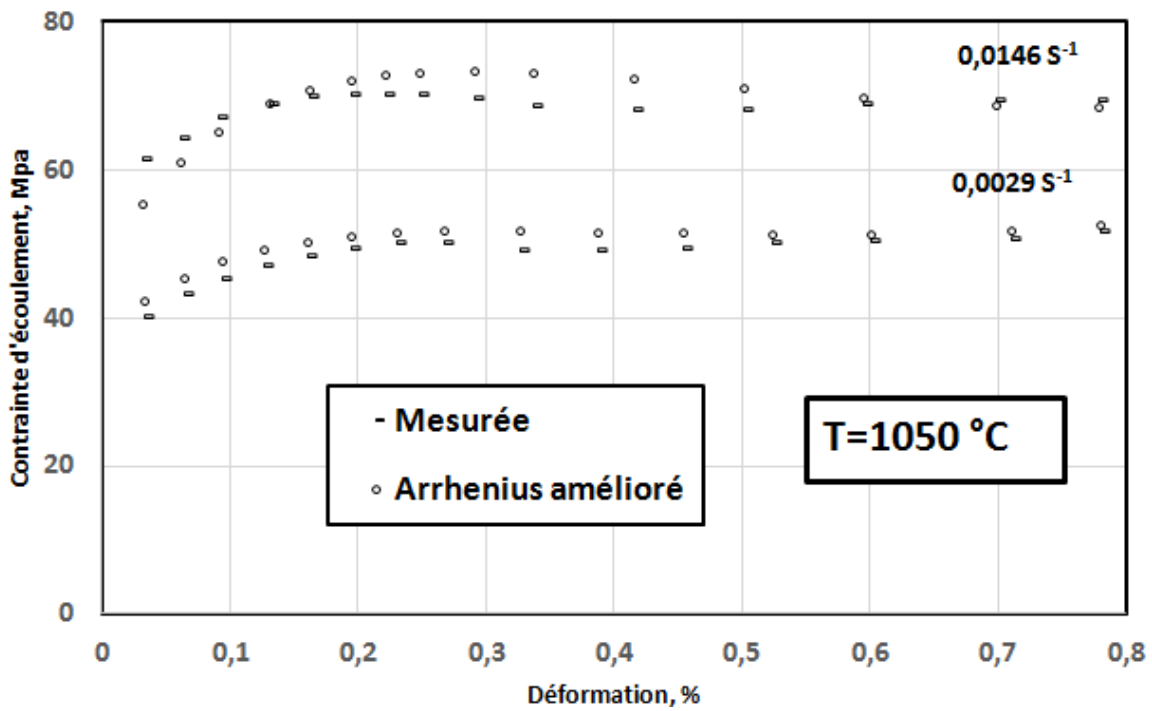


Figure III.17 : Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement par le modèle d'Arrhenius amélioré pour différentes vitesses de déformation et à $T = 1050 \text{ °C}$

III.4. Comparaisons entre les résultats des modèles développés

Les contraintes d'écoulement ont été calculées à l'aide d'une équation semi-empirique pour différentes déformations, vitesses de déformation et températures. Les valeurs calculées de la contrainte d'écoulement ont été comparées aux valeurs mesurées correspondantes de cette dernière en utilisant un paramètre statistique : carré du coefficient de corrélation (R-carré). On constate que la valeur du carré r entre les valeurs de contrainte d'écoulement calculées et mesurées était de 0,9917.

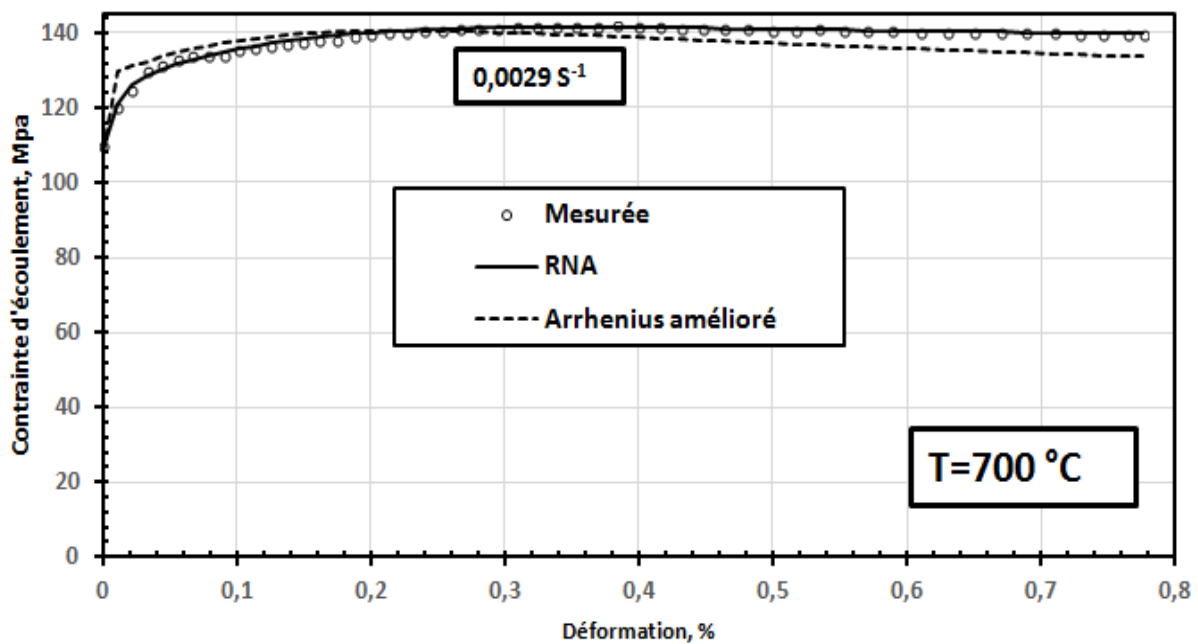


Figure III.18: Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement pour une vitesse de déformation de 0,0029 S⁻¹ à T = 700 °C

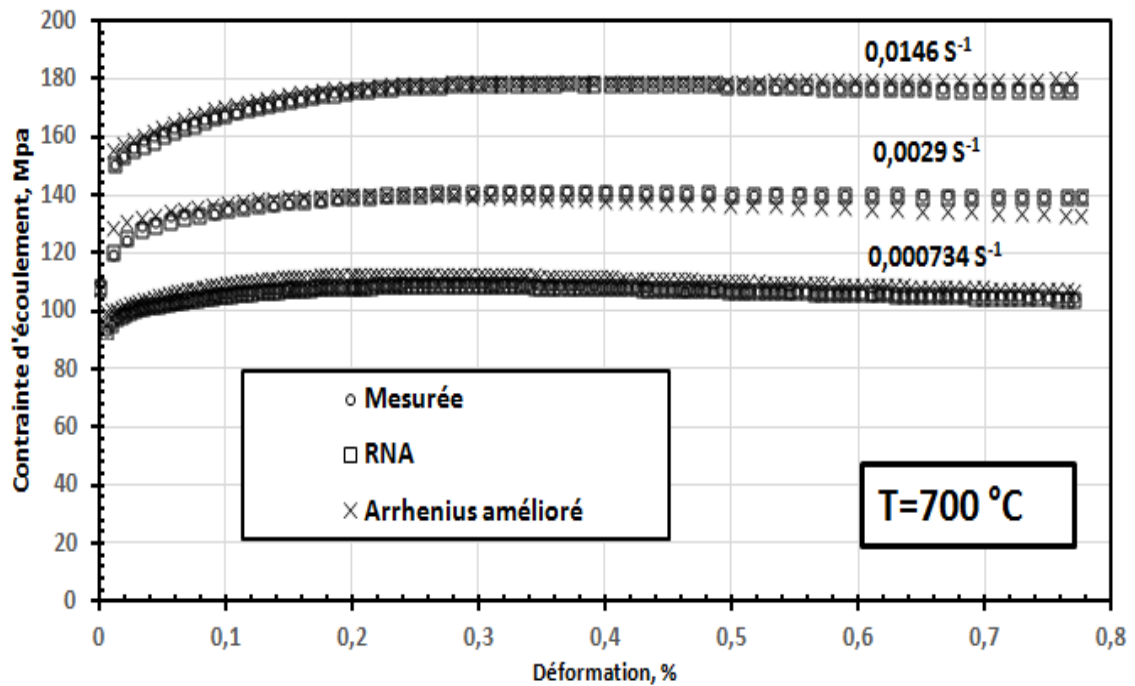


Figure III.19: Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement pour différentes vitesses de déformation à $T = 700\text{ °C}$

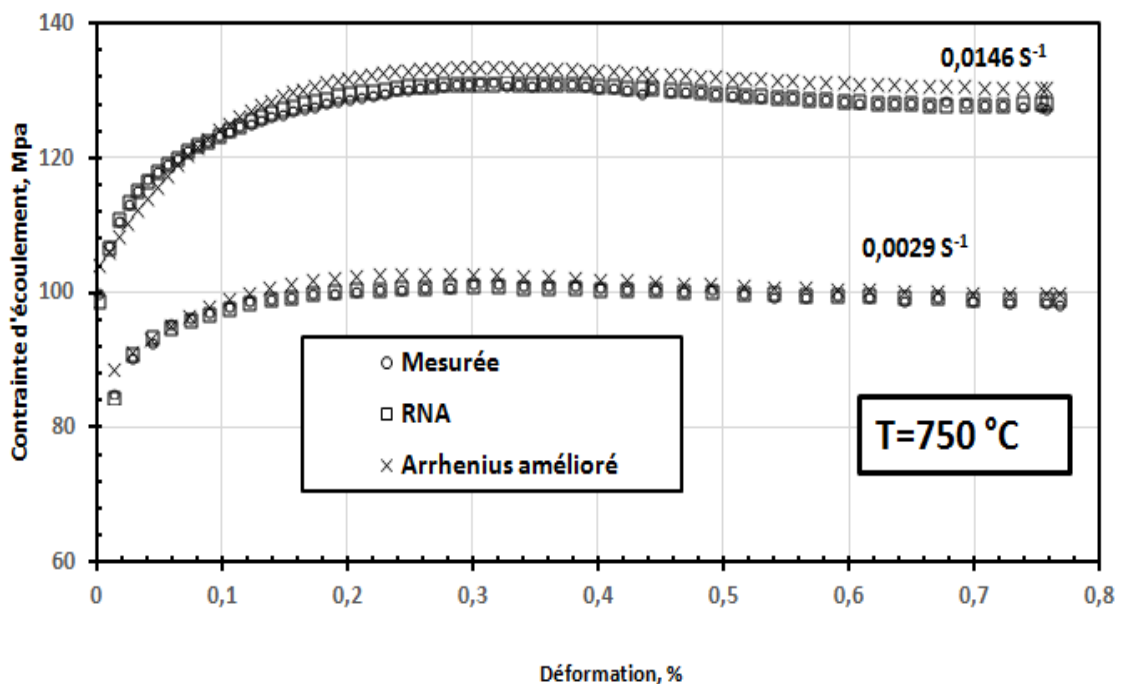


Figure III.20: Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement pour différentes vitesses de déformation à $T = 750\text{ °C}$

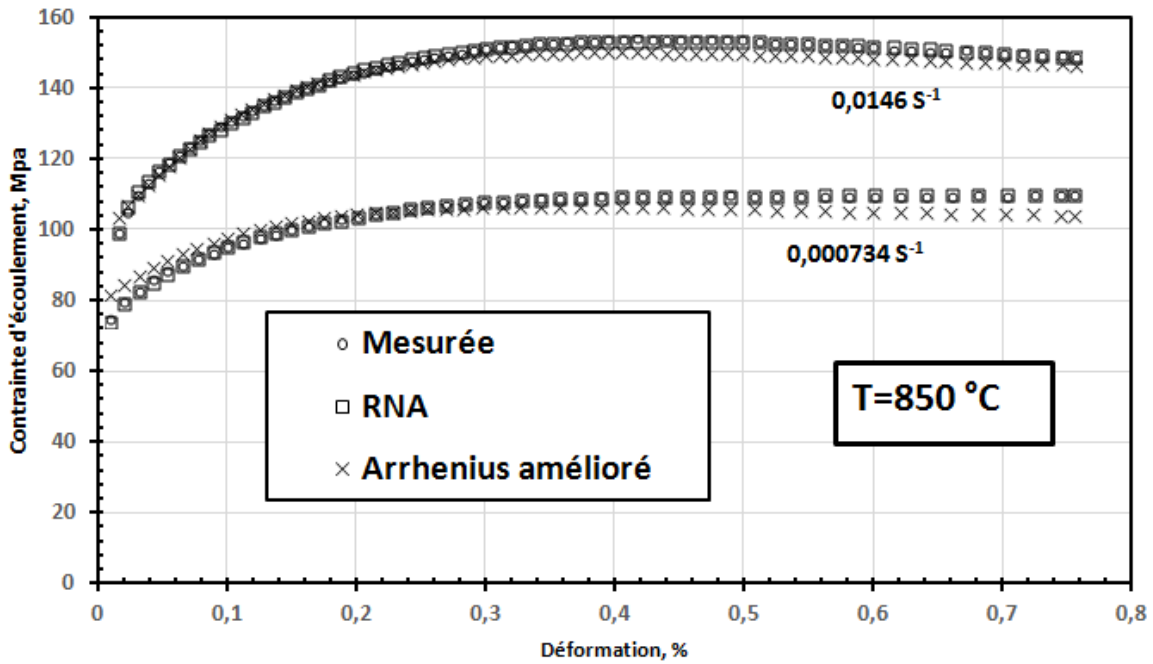


Figure III.21: Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement pour différentes vitesses de déformation à T = 850 °C

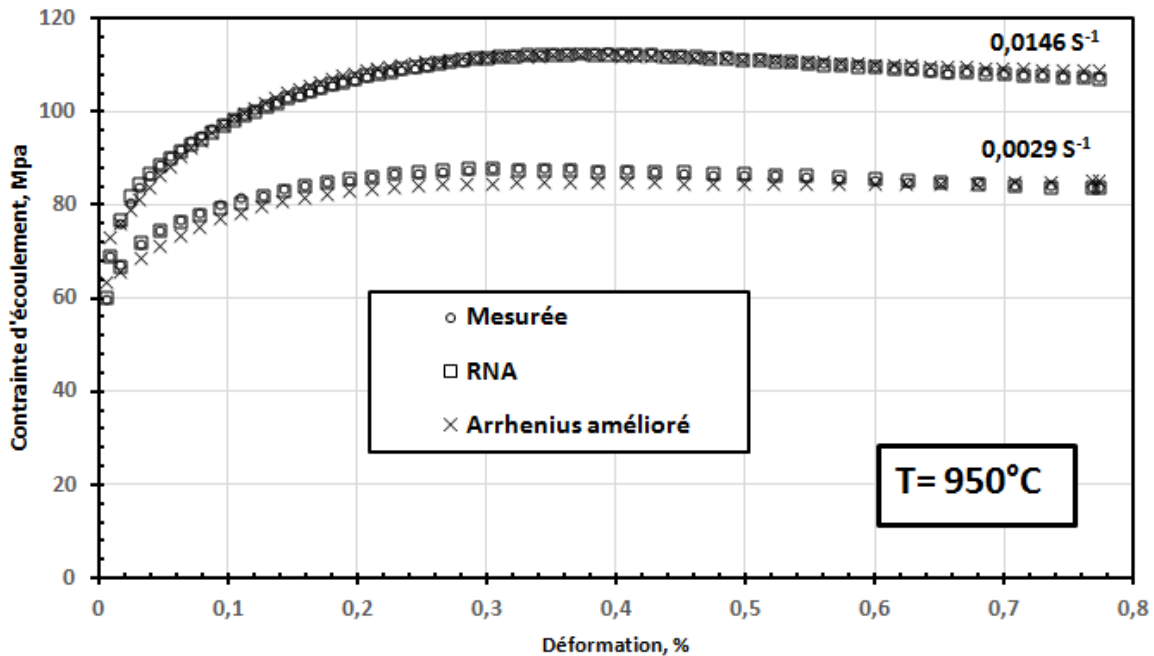


Figure III.22: Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement pour différentes vitesses de déformation à T = 950 °C

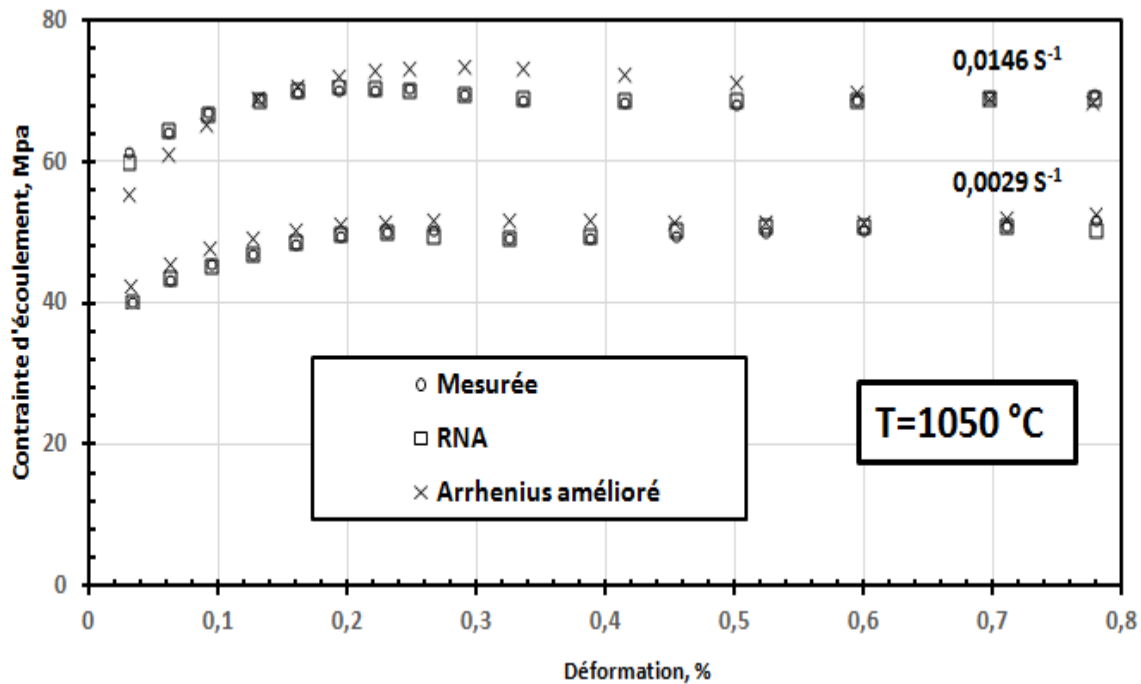


Figure III.23: Valeurs expérimentales et prévues de la contrainte d'écoulement pour différentes vitesses de déformation à T = 1050 ° C

III.5. Conclusion

Dans la présente étude, le comportement à l'écoulement d'un acier microallié a été étudié en utilisant des tests de compression à chaud la plage de température de 700 ~ 1050 °C et une vitesse de déformation plage de 0,0029 S⁻¹, 0,0146 S⁻¹ et 0,000734 S⁻¹. Le travail principal est de construire deux modèles rhéologiques qui représentent les relations entre déformation, température, vitesse de déformation et contrainte d'écoulement.

L'application d'un modèle amélioré de type Arrhenius (énergie d'activation de la déformation Q , constantes matérielles a , et n , et le facteur de structure A) avec une série de coefficients variables en fonction de la déformation pour prédire la contrainte d'écoulement lors de la compression à chaud de notre acier a été démontré dans ce travail. Les comparaisons entre les résultats prévus et expérimentaux montrent que, dans le pire des cas, l'erreur relative dans l'estimation de la contrainte d'écoulement est 6%, et l'erreur relative moyenne pour un taux de déformation fixe est 2,34%.



Conclusion générale



Le comportement à chaud d'un acier microallié a été étudié en utilisant des essais de compression à chaud dans une plage de température de 700 ~ 1050 °C avec un pas de 50°C et des vitesses de déformation 0,0029 S⁻¹, 0,0146 S⁻¹ et 0,000734 S⁻¹. L'objectif principal est de construire un modèle rhéologique qui représentent les relations entre déformation, température, vitesse de déformation et contrainte d'écoulement.

Initialement un modèle amélioré de type Arrhenius avec une série de coefficients variables en fonction de la déformation pour prédire la contrainte d'écoulement lors de la compression à chaud de notre acier a été détaillé dans ce travail.

Cette approche aide non seulement à réduire l'expérimentation nécessaire pour caractériser le comportement d'écoulement d'un matériau, mais réduit également les problèmes associés aux modèles constitutifs empiriques et semi-empiriques qui impliquent l'évaluation d'un grand nombre de constantes.

Les comparaisons entre les résultats prévus et expérimentaux montrent que, dans le pire des cas, l'erreur relative dans l'estimation de la contrainte d'écoulement, l'erreur relative moyenne pour un taux de déformation fixe et la valeur R² dans le tableau suivant :

<i>Modèle</i>	<i>Erreur relative maximale</i>	<i>Erreur relative moyenne</i>	<i>R²</i>
<i>Arrhenius amélioré</i>	6%	2,34%	0,9917

Le modèle de prévision a présenté une bonne approximation entre les données expérimentales et les valeurs de sorties prévues par le réseau de neurones, mieux que le modèle d'Arrhenius amélioré. Par conséquent, ce modèle peut être employé avec un degré satisfaisant d'exactitude et de fiabilité des aciers HSLA produits dans des conditions similaires.

Une fois notre modèle est établi, on peut l'utiliser selon différents points de vue, selon le domaine d'utilisation :

- Fournir des bibliothèques de modèles exécutables pour des utilisateurs.
- Analyse de sensibilité afin d'étudier le comportement du modèle en faisant varier les entrées.
- Exécution du modèle en mode inverse pour retrouver des entrées en fixant les sorties attendues.



Références bibliographiques

- [1] D.J NAYLOR "Review of international activity on microalloyed engineering steels", *Ironmaking and Steel Making* **1989**, vol 16, N° 4
- [2] MARK GRUMBACH "Aciers d'usage général", *techniques de l'ingénieur*, **1991**
- [3] PIERO BUFALINI and all "Accelerated cooling after control rolling of line-pipe plates influence of process conditions on microstructure and mechanical properties", *Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels*, october **1983**
- [4] PHILIPPE CHARLIER "Aciers à Dispersoïdes", *techniques de l'ingénieur*, **1991**
- [5] G. MURRY "Aciers micro-alliés, aciers à dispersoïdes pour pièces forgées" *revue de traitement thermique*, **1990**
- [6] L.J. CUDDY "Grain Refinement of Nb Steels by Control of Recrystallization during Hot Rolling", *Metallurgical Transactions A*, vol 15A, January **1984**
- [7] S. LIU "Weldability of Steels", *Metals Handbook*
- [8] F.B. PICKERING "The Spectrum of Microalloyed, High Strength Low Alloy Steels", *Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels*, october **1983**
- [9] TADAOKI TAIRA and all "Development of Super Tough Acicular Ferrite Steel for Line-pipe – Optimization of Carbon and Niobium Content in Low-Carbon Steel, *Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels*, october **1983**
- [10] T.R. Thomson, R.M Hobbs "Dual Phase Steels Production and Formability", *Mémoires Scientifiques. Revue de métallurgie*, avril **1980**
- [11] J. Malcolm Gray and all "Property Improvements in Bars and Forgings Through Microalloying and Inclusion Engineering", *Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels*, october **1983**
- [12] Alexander D. Wilson "Characterizing Inclusion Shape Control in Low Sulfur CMn- Cb Steels", *Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels*, october **1983**
- [13] F. Haessner, *Recrystallization of Metallic materials*, editor F. Haessner, second edition, Riederer Verlag, Stuttgart, p. 1 (**1978**).
- [14] P. Paillard, *Thèse de doctorat, Université de Paris-Sud*, (**1994**).
- [15] H. Hu, *International Symposium*, Edited by N. Hansen, D. Juul Jensen, T. Leffers, B. Ralph, Roskilde, Denmark, p. 75 (**1986**).

- [16] R.D. Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys et al. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A*, Vol. A238 p. 219 (1997).
- [17] J.M. Haudin et F. Montheillet, *Notions fondamentales sur les matériaux - Déformation plastique et essais mécaniques*, SNPM Editeur, Paris, 1989
- [18] J. Grewen, T. Noda, D. Sauer, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol. 67, p. 260 (1977).
- [19] R.D. Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys et al. Current issues in recrystallization: a review. *Materials Science and Engineering A*, Vol. A238 p. 219 (1997)
- [20] D. Hughes, N. Hansen, *Acta Materialia*, Vol. 45, N°9, p. 3871 (1997).
- [21] J.E. Bailey, P.B. Hirsch, *Proceedings of Royal Society of London A*, Vol. 267, p. 11 (1962).
- [22] H.J. Shin, H.T. Joeng and D.N. Lee, *Mater Sci. Eng.*, Vol. A279 p. 244 (2000)
- [23] Ph. Gerber, J. Tarasiuk, T. Chauveau, B. Bacroix, *Acta Mat.* Vol. 51, p. 6359 (2003).
- [24] M. Ly, *Rapport de stage de DEA Métallurgie et Matériaux*, INSTN, CEN Saclay, 91191 Gif sur Yvette Cedex, (1996).
- [25] Adda Y., Dupouy J.M., Philibert J. et Quéré Y., *Eléments de métallurgie physique*, tome 5, Déformation plastique, (1991).
- [26] Changizian, P.; Zarei-Hanzaki, A.; Roostaei, A.A. The high temperature flow behavior modeling of AZ81 magnesium alloy considering strain effects. *Mater. Des.* 2012, 39, 384–389.
- [27] Taleghani, M.A.J.; Navas, E.M.R.; Salehi, M.; Torralba, J.M. Hot deformation behaviour and flow stress prediction of 7075 aluminium alloy powder compacts during compression at elevated temperatures. *Mater. Sci. Eng. A* 2012, 534, 624–631.
- [28] Krishnan, S.A.; Phaniraj, C.; Ravishankar, C.; Bhaduri, A.K.; Sivaprasad, P.V. Prediction of high temperature flow stress in 9Cr–1Mo ferritic steel during hot compression. *Int. J. Press. Vessels Pip.* 2011, 88, 501–506.
- [29] Phaniraj, C.; Samantaray, D.; Mandal, S.; Bhaduri, A.K. A new relationship between the stress multipliers of Garofalo equation for constitutive analysis of hot deformation in modified 9Cr–1Mo (P91) steel. *Mater. Sci. Eng. A* 2011, 528, 6066–6071.
- [30] Yang, X.; Li, W. Flow Behavior and Processing Maps of a Low-Carbon Steel During Hot Deformation. *Metall. Mater. Trans. A* 2015, 46, 6052–6064.
- [31] Asgharzadeh, A.; Aval, H.J.; Serajzadeh, S. A Study on Flow Behavior of AA5086 over a Wide Range of Temperatures. *J. Mater. Eng. Perform.* 2016, 25, 1076–1084.

- [32] Lin, Y.C.; Nong, F.Q.; Chen, X.M.; Chen, D.D.; Chen, M.S. Microstructural evolution and constitutive models to predict hot deformation behaviors of a nickel-based superalloy. *Vacuum* **2017**, *137*, 104–114.
- [33] Cai, J.; Zhang, X.; Wang, K.; Miao, C. Physics-Based Constitutive Model to Predict Dynamic Recovery Behavior of BFe10-1-2 Cupronickel Alloy during Hot Working. *High Temp. Mater. Process.* **2016**, *35*, 1037–1045.
- [34] Xiao, G.; Yang, Q.W.; Luo-Xing, L.I. Modeling constitutive relationship of 6013 aluminum alloy during hot plane strain compression based on Kriging method. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **2016**, *26*, 1096–1104.
- [35] Lin, Y.C.; Li, Q.F.; Xia, Y.C.; Li, L.T. A phenomenological constitutive model for high temperature flow stress prediction of Al–Cu–Mg alloy. *Mater. Sci. Eng. A* **2012**, *534*, 654–662.
- [36] Quan, G.Z.; Wang, T.; Li, Y.L.; Zhan, Z.Y.; Xia, Y.F. Artificial Neural Network Modeling to Evaluate the Dynamic Flow Stress of 7050 Aluminum Alloy. *J. Mater. Eng. Perform.* **2016**, *25*, 1–12.
- [37] Han, Y.; Qiao, G.; Sun, J.P.; Zou, D. A comparative study on constitutive relationship of as-cast 904L austenitic stainless steel during hot deformation based on Arrhenius-type and artificial neural network models. *Comput. Mater. Sci.* **2013**, *67*, 93–103.
- [38] Lin, Y.C.; Xia, Y.C.; Chen, X.M.; Chen, M.S. Constitutive descriptions for hot compressed 2124-T851 aluminum alloy over a wide range of temperature and strain rate. *Comput. Mater. Sci.* **2010**, *50*, 227–233.
- [39] Jia, W.; Zeng, W.; Zhou, Y.; Liu, J.; Wang, Q. High-temperature deformation behavior of Ti60 titanium alloy. *Mater. Sci. Eng. A* **2011**, *528*, 4068–4074.
- [40] Zhu, Y.C.; Zeng, W.D.; Feng, F.; Sun, Y.; Han, Y.F.; Zhou, Y.G. Characterization of hot deformation behavior of as-cast TC21 titanium alloy using processing map. *Mater. Sci. Eng. A Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.* **2011**, *528*, 1757–1763.
- [41] Guo-Fu, X.U.; Peng, X.Y.; Liang, X.P.; Xu, L.I.; Yin, Z.M. Constitutive relationship for high temperature deformation of Al-3Cu-0.5Sc alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **2013**, *23*, 1549–1555.
- [42] Li, J.; Li, F.; Cai, J.; Wang, R.; Yuan, Z.; Xue, F. Flow behavior modeling of the 7050 aluminum alloy at elevated temperatures considering the compensation of strain. *Mater. Des.* **2012**, *42*, 369–377.

- [43] Mandal, S.; Sivaprasad, P.V.; Dube, R.K. Modeling Microstructural Evolution during Dynamic Recrystallization of Alloy D9 Using Artificial Neural Network. *J. Mater. Eng. Perform.* **2007**, *16*, 672–679.
- [44] Ramesh, R.; Gnanamoorthy, R. Artificial Neural Network Prediction of Fretting Wear Behavior of Structural Steel, En 24 Against Bearing Steel, En 31. *J. Mater. Eng. Perform.* **2007**, *16*, 703–709.
- [45] Ashtiani, H.R.R.; Shahsavari, P. A comparative study on the phenomenological and artificial neural network models to predict hot deformation behavior of AlCuMgPb alloy. *J. Alloys Compd.* **2016**, *687*, 263–273.
- [46] Devadas, C.; Baragar, D.; Ruddle, G.; Samarasekera, I.V.; Hawbolt, E.B. The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling: Part II. Factors influencing rolling loads. *Metall. Trans. A* **1991**, *22*, 321.
- [47] Mosleh, A.; Mikhaylovskaya, A.; Kotov, A.; Pourcelot, T.; Aksenov, S.; Kwame, J.; Portnoy, V. Modelling of the Superplastic Deformation of the Near-alpha Titanium Alloy (Ti-2.5Al-1.8Mn) Using Arrhenius-Type Constitutive Model and Artificial Neural Network. *Metals* **2017**, *7*, 568.
- [48] Wang, F.; Zhao, J.; Zhu, N. Constitutive Equations and ANN Approach to Predict the Flow Stress of Ti-6Al-4V Alloy Based on ABI Tests. *J. Mater. Eng. Perform.* **2016**, *25*, 4875–4884.
- [49] Mandal, S.; Sivaprasad, P.V.; Venugopal, S. Capability of a feed-forward artificial neural network to predict the constitutive flow behavior of as cast 304 stainless steel under hot deformation. *J. Eng. Mater. Technol.* **2007**, *129*, 242–247.
- [50] R. Forestier, E. Massoni, Y. Chastel, Estimation of constitutive parameters using an inverse method coupled to a 3D finite element software, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 125, p. 594–601, **2002**.
- [51] W. Chen, P. Garder, ‘Word level discriminative training for handwritten word recognition’, *Proc. 7th IWFHR*, pp. 393–402, Amsterdam, **2000**.
- [52] H. A. Beghdadi, M. Senouci, ‘Réseaux de neurones : théorie et pratique’, Office des Publications Universitaires, Algérie, **2005**.
- [53] Dreyfus G., Martinez J-M., Samuelides M., Gordon M.B., Badran F., Thiria SS., Hérault L, *Réseaux de neurones : Méthodologie et Applications*, Eyrolles, **2002**.
- [54] Zhan MY, Chen Z, Zhang H, Xia W (2006) Flow stress behavior of porous FVS0812 aluminum alloy during hot-compression. *Mech Res Commun* 33:508–514

- [55] Rakhshkhorshid M, Hashemi SH (2013) Experimental study of hot deformation behavior in API X65 steel. *Mater Sci Eng* 573:37–44
- [56] Peng K, Zhong H, Zhao L, Xue K, Ji Y (2014) Strip shape modeling and its setup strategy in hot strip mill process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 72:589–605
- [57] Mirzadeh H, Najafizadeh A (2010) Flow stress prediction at hot working conditions. *Mater Sci Eng A* 527:1160–1164
- [58] Lin YC, Chen XM (2011) A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Mater Des* 32:1733–1759
- [59] Lin YC, Chen XM (2011) A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Mater Des* 32:1733–1759
- [60] C.H. Park, B. Lee, S.L. Semiatin, C.S. Lee, Low-temperature superplasticity and coarsening behavior of Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo–0.1Si, *Mater. Sci. Eng. A* 527 (2010) 5203–5211.
- [61] Mirzadeh, H. and Najafizadeh, A. (2010). Flow stress prediction at hot working conditions. *Mater. Sci. Eng. A*, 527, pp. 1160–1164.
- [62] Lin, Y.C. and Chen, X.M. (2011). A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working, *Mater. Des.* 32, pp. 1733–1759.
- [63] Mirzadeh, H., Cabrera, J.M., Prado, J.M. and Najafizadeh, A. (2012). Modeling and prediction of hot deformation flow curves, *Metall. Mater. Trans. A*, 43, pp. 108–123.
- [64] Rakhshkhorshid, M. and Hashemi, S.H. (2013). Experimental study of hot deformation behavior in API X65 steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 573, pp. 37–44.
- [65] Rakhshkhorshid, M. (2015). Modeling the hot deformation flow curves of API X65 pipeline steel, *Int. J. Adv. Manuf. Tech.*, 77, pp. 203–210