



الجمهورية الجزائرية
الديمقراطية
الشعبية



Republique Algérienne Democratique Et Populaire

وزارة التعليم العالي والبحث
العلمي

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

جامعة العربي التبسي
التبسي - تبسة

Université Larbi tébessi- Tébessa –

Faculté des Sciences et de la Technologie

Département de Génie Civil

MEMOIRE

Présenté pour l'obtention du **diplôme de Master Académique**

En : (Génie Mécanique)

Spécialité : (Génie Des Matériaux)

Par : (Djabri Salah Eddine)

Sujet

**Comportement du coefficient d'écroutissement des
métaux à haute température**

Présenté et soutenu publiquement, le 22 /06/ 2021 , devant le jury composé de :

Torchane Lazhar

M.C.A

Président

Mohamed Tahar Hannachi

M.C.A

Rapporteur

Laouadi Bouzide

M.C.B

Examineur 1

Remerciement.....	(i)
Liste des tableaux.....	(ii)
Liste des figures.....	(iii)
Liste des abréviations et symboles.....	(iv)
Résumé.....	(v)
Introductions général	1

CHAPITRE I : COMPORTEMENT thermo Mécanique des aciers

I.1 Introduction.....	1
I.2. Performances mécaniques à des températures inférieures à l’ambiante	4
I.3. Performances mécaniques à des températures supérieures à l’ambiante.....	5
I.4. Thermo élasticité linéaire.....	9
I.4.1 Effet de la température sur les propriétés mécaniques.....	10

CHAPITRE II : Comportement mécanique de l’exposant d’écrouissage

II.1. Introduction.....	14
II.2. Phénomène d’écrouissage.....	14
II.2.1. Mécanisme et effet de l’écrouissage	14
II.2.2. Influence de l’écrouissage sur les caractéristiques mécaniques.....	14
II.2.3. Courbe et coefficient d’écrouissage	15
II.3. Essais mécaniques et lois simples.....	16
II.3.1. Paramètres importants.....	16
II.3.1.1. Elément de volume représentation.....	16
II.3.1.2. Direction de sollicitation.....	18
II.4. Types de sollicitation.....	21
II.4.1. Essais monotones.....	21
II.4.2. Essais cycliques.....	24
II.4.3. Dureté et résilience.....	26

II.5. Quelques lois simples.....	30
II.6. Etude de Krassowsky pissarenko.....	34

CHPITER III : Techniques expérimentales

III.1. Introduction.....	36
III.2. Matériaux	36
III.2.1. Choix de matériaux	36
III.2.2. Composition chimique	37
III.3. Essais mécaniques	38
III.3.1. Les essais de traction	38
III.3.2. Description générale d'une machine de traction	38
III.3.3. Grandeurs mesurées	38
III.4. Essai de dureté.....	43
III.5. Résultats des essais mécaniques	45
III.5.1. Essai de traction	45
III.5.2. Essais de dureté	47
III.5.3. Courbes de ténacité et de coefficient d'écrouissage fonction de température.....	48
III.6. Analyse et discussion des résultats.....	50
Conclusion générale	53

Liste de tableau

N°		page
1	Tableau .I.1 Evolution des performances mécaniques quand on élève la température de l'acier.	7
2	Tableau .I.2: Valeurs de calcul normalisées des principales caractéristiques des aciers de construction.	8
3	Tableau .II.1 : éléments de volumes macroscopiques.	17
4	Tableau III.1. Equivalences des nuances entre les normes NF EN 10025-2, NF 10025 et NF A 35-501.	36
5	Tableau III.2. Equivalence des normes.	37
6	Tableau. III.3. Composition chimique.	38
7	Tableau III.4. Symbole et désignation.	43
8	Tableau III.5. Les résultats l'essai de dureté Brinell (avant et après la recuit).	47

Liste de figure

<i>N^o</i>		page
1	Figure I.1. Courbe de traction pour plusieurs températures	7
2	Figure I.2 Influence de la vitesse de traction sur Rm et Re b) – Évolutions moyennes de l'allongement réparti en fonction <i>de</i> ReH(d'après [1] et [2])	8
3	Figure II.1. Variations des caractéristiques mécaniques en fonction de l'écrouissage d'un fil d'acier à 0,06 % C.	15
4	Figure .II.2 Phénomène d'écrouissage sur une courbe rationnelle de traction.	16
5	Figure. II.3. Courbes rationnelles typiques de différents matériaux	17
6	Figure .II.4. Schématisation de l'essai de traction compression.	19
7	Figure .II.5. Schématisation de l'essai de compression.	20
8	Figure .II.6 . Schématisation de l'essai de torsion.	20
9	Figure .II.7. Schématisation de l'essai de flexion quatre points.	21
10	Figure .II.8.Essai d'ecrouissage en traction.	22
11	Figure .II.9. Représentation schématique d'une courbe de fluage.	23
12	Figure .II.10. Représentation schématique d'un essai de relaxation.	23
13	Figure .II.11. Essai cyclique à déformation imposée.	24
14	Figure .II.12. Courbe de consolidation cyclique typique Se produit un phénomène de relaxation des contraintes.	25
15	Figure .II.13. Courbe de Woehler typique.	26
16	Figure .II.14. Essai de dureté Vickers.	28
17	Figure .II.15. Essai de résilience.	30
18	Figure .II.16. Courbe de traction.	31
19	Figure II.17. Loi de Hollomon.	32
20	Figure .II.18. Loi de Ludwik.	32

21	Figure III.1. Courbe de traction	41
22	Figures III.2.La machine de la traction.	42
23	Figure III.3. Eprouvettes de traction	42
24	Figure III.4.: défèrent types de la dureté [5].	44
25	Figure.III.5. La machine de la dureté HB.	44
26	Figure III.6. Courbe de traction après recuit.	45
27	Figure III.7. Courbe déformé avant recuit.	46
28	Figure III.8: Courbes de traction de comparaison avant et après recuit.	46
29	Figure III.9. Comparatif des Essais de dureté Brinell avant et après recuit.	47
30	Figure III.10 : Evolution de la ténacité en fonction de la température	48
31	- Figure III.11 : Évolution de la ténacité énergétique en fonction de la température.	49
32	Figure III.12: Evolution de l'exposant d'écrouissage en fonction de la température après recuit.	49
33	Figure III.13: déformations critiques en fonction de la température	50

Listeau abrégations et symboles

σ : Contrainte MPa

σ_0 : Contrainte de référence MPa

σ_c : Contrainte critique de clivage MPa

E : Module d'élasticité (d' Young) KN/mm²

G : Module de glissement/mm²

ν : Coefficient de contraction latérale (Poisson)

ϵ : Déformation%

ϵ_0 : Déformation de référence %

$\dot{\epsilon}$: vitesse de Déformation

ϵ_p : Déformation plastique %

R_e : Limite d'élasticité MPa

n : Coefficient d'écrouissage

N : Fonction du coefficient d'écrouissage

k_{μ} : Ténacité minimale MPa \sqrt{m}

k_{Ic} : Ténacité MPa \sqrt{m}

T : Température (k)

T_0 : Température embouent (k)

Résumé

Au début de notre étude nous avons tenté de décrire et définir un procédé de comportement thermomécanique des aciers. En même temps, on a donné les paramètres gouvernant le phénomène de comportement mécaniques. Parallèlement à ce travail une série d'essais mécaniques à été réalisées (traction, dureté) avant et après recuit, suivi par une combine de calculs concernant l'évolution de l'exposant d'écrouissage et de la ténacité en fonction de la température.

ABSTRACT

At. The beginning of our study we tried to describe and define a process of thermo mechanical behavior of steels. At the same time, we gave the parameters governing the phenomenon of mechanical behavior .parallel to this work a series of mechanical tests to be carried out (tension, hardness) before and after annealing, followed by a combination of calculations concerning evolution of l'exposantd'hardening and toughness as a function of temperature.

المخلص:

في بداية دراستنا حاولنا وصف وتعريف عملية السلوك الميكانيكي الحراري للفولاذ. في الوقت نفسه أعطينا المعلمات التي تحكم ظاهرة السلوك الميكانيكي ، وبالتوازي مع هذا العمل سلسلة من الاختبارات الميكانيكية يتم إجراؤها (الشد والصلابة قبل وبعد عملية لتدلين متبوعا بمجموعة من الحسابات المتعلقة بتطور التصلب والصلابة كدالة لدرجة الحرارة.

Introduction générale

Introduction Générale

La déformation plastique d'un matériau cristallin modifie ses propriétés de par son influence sur sa structure interne ; ces évolutions de propriétés et de microstructure, appelées écrouissage, jouent un rôle très important pour les caractéristiques mécaniques du matériau. En effet, le durcissement par écrouissage est largement utilisé pour augmenter les caractéristiques mécaniques de nombreux alliages métalliques.

Au cours d'un essai de traction, la consolidation d'un matériau est le résultat d'un mouvement et d'une multiplication des dislocations qui balayent les plans de glissement et s'entrecroisent entre elles en augmentant leur densité.

Pour un matériau poly-cristallin, cette consolidation se traduit par une augmentation de la contrainte dans le domaine plastique lorsque la déformation augmente. Cette augmentation de la contrainte persiste jusqu'à ce que sa valeur atteigne un maximum c'est à dire celle de la résistance à la traction.

L'écrouissage c'est l'effet des interactions entre dislocations qui augmente avec la multiplication

des dislocations au cours de la déformation plastique. Cet effet est responsable du fort durcissement

des alliages de structure cubique à faces centrées ; tels que les alliages des cuivres

L'écrouissage a une influence sur les propriétés mécaniques des aciers. Les effets de ce phénomène

se traduisent par l'amélioration des caractéristiques telles que :

- sa résistance à la traction augmente et semble tendre vers une limite ;
- sa limite d'élasticité croît plus rapidement que la résistance et finit par tendre vers la même valeur.
- l'allongement baisse rapidement et ne décroît par la suite que lentement

Au-dessus de la température ambiante les caractéristiques de résistances diminuent.

L'évolution des caractéristiques d'élasticité avec l'élévation de température. Les variations, en fonction de la température, de la résistance à la traction d'un acier de construction métallique sont plus complexes. Un ordre de grandeur de l'évolution des caractéristiques d'élasticité. Le module d'élasticité E diminue quand la température s'élève. Le chauffage au-dessus de la température ambiante provoque une dilatation réversible, grandeurs sont données en (%).

Ce travail a pour objectif l'étude des comportements thermomécanique, notamment l'exposant d'érouissage n . Il est composé de deux chapitres répartis comme suit:

Le premier chapitre, étudie les comportements thermomécaniques des aciers, en considérant la variation du paramètre de température on va découvrir les comportements correspondants, tout en prenant en compte les conditions de chauffage et de refroidissement.

Le second Chapitre 2, est consacré à traiter les concepts de comportement de mécanique des aciers.

L'exposant d'érouissage est lié aux comportements à froid parfaite plastique (Hollomon) et élasto-plastique (Ludwick).

Le troisième chapitre est réservé aux enregistrements des résultats expérimentaux, et développe une démarche de calculs des combinaisons entre la ténacité et l'exposant d'érouissage. Tout cela est accompagné par des discussions et d'analyse des résultats.

Chapitre I

COMPORTEMENTTE RMOMECAIQUE DES ACIER

I.1. Introduction

Lors d'une sollicitation, un matériau peut réagir de différentes manières :

Par échauffement thermique, par déformation élastique, déformation plastique, par déformation et croissance de défauts. On appelle modèle de comportement la relation qui relie la contrainte appliquée à la température, la déformation et la vitesse de déformation [1].

I.2. Performances mécaniques à des températures inférieures à l'ambiante

Les caractéristiques mécaniques des aciers de construction évoluent lorsque la température varie. Au-dessous de la température ambiante, les caractéristiques de résistance augmentent. Le tableau 3 donne des ordres de grandeur de cette augmentation, pour les aciers non alliés dont la limite d'élasticité nominale n'est pas supérieure à 500 N/mm². De même, le module d'élasticité E croît légèrement quand la température s'abaisse ; le tableau 3 donne des ordres de grandeur de cette évolution. Le refroidissement au-dessous de la température ambiante provoque un raccourcissement réversible.

- Mais le problème que pose l'emploi des aciers de construction à températures inférieures à 20 °C est celui du risque de déclenchement d'une rupture fragile. Ce type de rupture se produit sans (ou après une très faible) déformation plastique ; dans ces conditions l'acier n'assure pas la sécurité de comportement qui est normalement due à la plasticité ; il est propre aux aciers dans lesquels le fer est à l'état cubique centré (il n'apparaît pas avec les aciers dans lesquels le fer est à l'état cubique à faces centrées – aciers dits « austénitiques »). Le comportement d'un acier face à ce risque de rupture fragile est caractérisé, d'une manière totalement conventionnelle, à l'aide de la valeur de son énergie de rupture par choc (dite aussi résilience) déterminée à des températures de référence.

En fait cette procédure a pour objet de traduire pratiquement l'évolution de la résilience de l'acier en fonction de la température d'essai (laquelle peut varier de quelques dizaines de degrés Celsius au-dessus de la température ambiante jusqu'à des niveaux pouvant atteindre – 196 °C) et ceci à l'aide de la « courbe de transition de la résilience ». On constate que la résilience du métal diminue lorsque la température s'abaisse et que, à travers une transition s'étendant sur un certain domaine de température, elle passe des niveaux relativement élevés correspondant aux cas où la rupture est ductile (avec développement préalable d'une déformation plastique importante) à des niveaux extrêmement faibles qui traduisent le fait que l'acier subit alors une rupture fragile, c'est-à-dire sans déformation plastique (le passage se

fait par l'intermédiaire de conditions mixtes avec une rupture partiellement fragile et partiellement ductile).

_ La procédure de l'essai de résilience dit « *Essai de flexion par choc sur éprouvette Charpy* » est décrite par la norme NF EN 10045-1. Il s'agit d'un essai de rupture par flexion d'une éprouvette bi-appuyée, l'application de l'effort se faisant à mi-distance des appuis au droit de l'entaille, il permet de mesurer l'énergie (désignée par le symbole KV et exprimée en Joule) absorbée par la rupture sur mouton-pendule de l'éprouvette entaillée (cette énergie n'est désormais plus rapportée à l'unité de surface de la section utile de l'éprouvette).

_ Le résultat d'un tel essai dépend (en dehors de l'effet de la température évoqué plus haut) :

- de la présence et de la géométrie de l'entaille qui engendre une concentration de contrainte et qui modifie le comportement du matériau en générant des contraintes triaxiales de traction qui vont faire qu'il sera nécessaire d'exercer des contraintes plus élevées (que Re) pour provoquer une déformation plastique, au risque de voir apparaître la rupture sans passer par un stade plastique, c'est-à-dire d'arriver à la rupture fragile. Cet effet d'entaille croît quand le rayon à fond d'entaille diminue (cas du passage de l'éprouvette en U à l'éprouvette en V) ;
- de la vitesse de déformation de l'éprouvette avant sa rupture et donc de la vitesse d'impact du mouton-pendule. On a vu qu'une augmentation de la vitesse de déformation engendre à la fois une augmentation de Re et de Rm et une diminution de l'écart entre ces deux caractéristiques, ce qui traduit une diminution de l'amplitude de la déformation plastique avant rupture[3].

_ Les niveaux de résilience donnés à une température déterminée qui apparaissent dans les normes de produits ont essentiellement le rôle de valeurs repères permettant de vérifier que la courbe de transition de l'acier considéré se situe, par rapport à l'échelle des températures, en deçà des limites imposées. C'est ainsi que l'on en vient à parler (conventionnellement) de température de transition à une valeur donnée (en joules) de la résilience KV. Souvent il est fait référence à une résilience de 27 J (correspondant à une température de transition représentée par le symbole $T27J$) et à 40 J ($T40J$) voire 50 J ($T50J$) pour certains aciers à haute limite d'élasticité, ce qui est une façon de prendre en compte un point de la courbe de transition de la résilience. C'est ce point qui fait l'objet d'une garantie dans les normes de produit. Il faut signaler que certaines normes, dans certains cas, proposent à titre indicatif, une description plus complète de la courbe de transition de la résilience. Ces températures de transition sont des repères conventionnels. Plus elles sont basses, plus l'acier est résistant à la rupture fragile. Mais elles doivent être utilisées avec discernement car la loi qui les relie aux

températures minimales de service des constructions est fort complexe ; elle fait intervenir de nombreux paramètres tels que [3]:

- les caractéristiques mécaniques de l'acier ;
- son épaisseur ;
- ses conditions de mise en œuvre (écrouissage éventuel, soudage) ;
- les sollicitations auxquelles il est soumis et leurs conditions d'application.

Cet aspect du problème est traité dans le cadre du document NF A 36-010 « *Choix des qualités d'acier pour construction métallique ou chaudronnée vis-à-vis du risque de rupture fragile* » ; il fera l'objet de la norme européenne NF EN 1993-1-10 « *Choix des qualités d'acier* » dans le cadre de l'Eurocode 3 « *Calcul des structures en acier* ».

I.3. Performances mécaniques à des températures supérieures à l'ambiante

Les caractéristiques mécaniques prises en compte dans les calculs sont alors au premier chef :

- la limite d'élasticité à chaud ;
- la résistance à la traction à chaud ;
- le module d'élasticité à chaud.

Au-dessus de la température ambiante les caractéristiques de résistance diminuent. Le tableau 4 donne un ordre de grandeur de l'évolution des caractéristiques d'élasticité avec l'élévation de température. Les variations, en fonction de la température, de la résistance à la traction d'un acier de construction métallique sont plus complexes. En effet, au cours d'un essai de traction à chaud, dès que la charge unitaire correspondant à la limite d'élasticité est dépassée, l'acier s'écrouit et devient susceptible de subir un phénomène de vieillissement qui induit un durcissement dont la première conséquence est une augmentation de la résistance à la traction. Cette augmentation, qui se fait le plus sentir vers 200 à 300 °C, est d'autant plus importante que l'acier est plus « vieillissant », c'est-à-dire qu'il est au premier chef, plus riche en azote libre (c'est-à-dire non fixé par de l'aluminium, du titane ou du niobium).

Tableau.I.1 : Evolution des performances mécaniques quand on élève la température de l'acier.

Quand on enlève la température au dessus de 20°C jusqu'a	La limite d'élasticité diminue de (1)	Le module d'élasticité diminue de (1)	La longueur de base augmente (1)
100 °C	7 %	3,5 %	0,10 %
200 °C	16 %	6 %	0,21 %
300 °C	26 %	9%	0,36 %
400 °C	38 %	13 %	0,51 %

(1) Par rapport à sa valeur à 20°C

Le module d'élasticité E diminue légèrement quand la température s'élève comme l'indique le tableau 1. Le chauffage au-dessus de la température ambiante provoque une dilatation réversible. Le tableau 1 en donne des ordres de grandeur (en %).

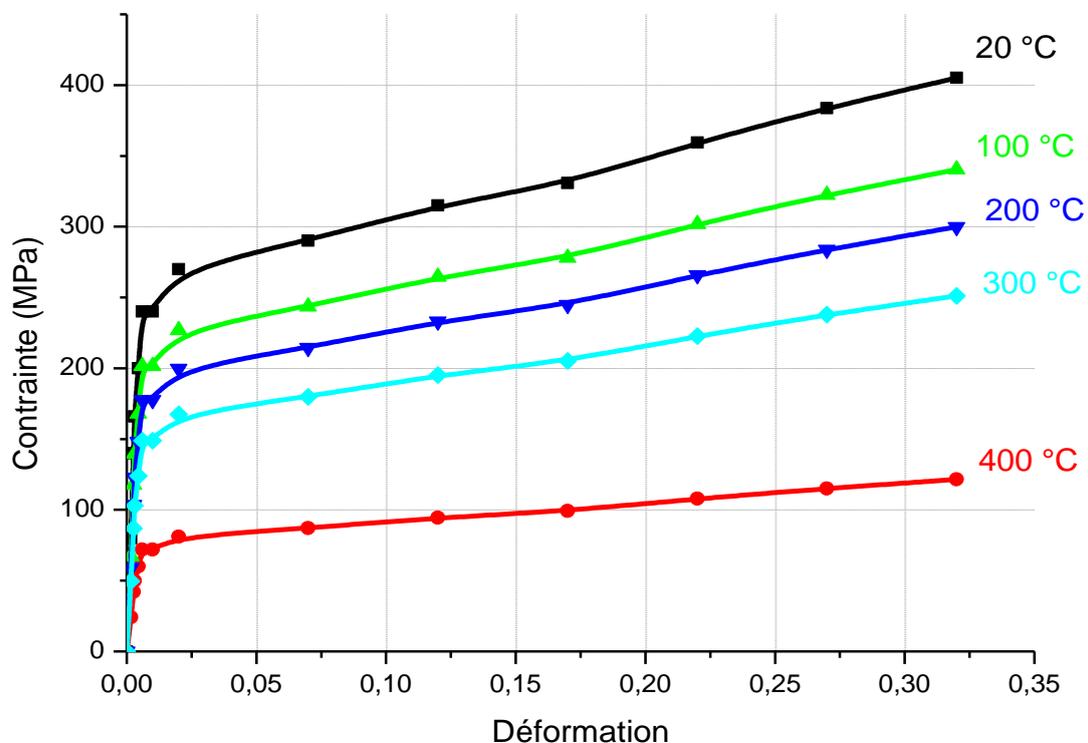


Figure I.1 : Courbe de traction pour plusieurs température.

Tableau.I.2 : Valeurs de calcul normalisées des principales caractéristiques des aciers de construction.[2]

Module d'élasticité (d' Young)	E	210 KN/mm ²
Module de glissement	$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$	81 KN/mm ²
Coefficient de contraction latérale (Poisson)	ν	0,3
Coefficient de dilatation thermique	α_T	10 ⁻⁵ /°C
Charge volumique (masse volumique)	γ	78,5KN/m ³

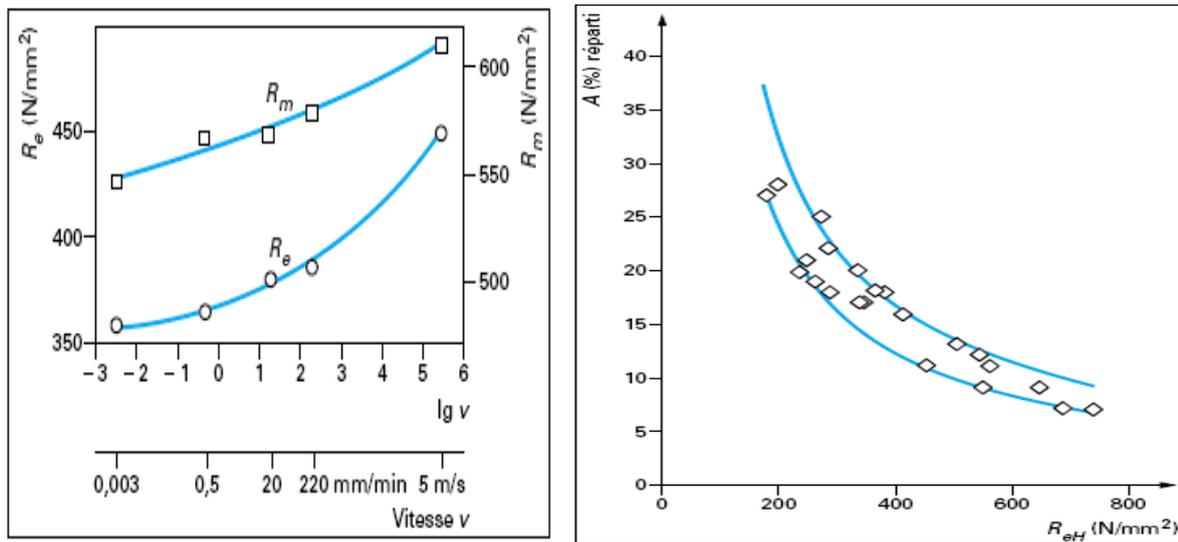


Figure I.2 : Influence de la vitesse de traction sur R_m et R_e b) – Évolutions moyennes de l'allongement réparti en fonction de R_{eH} (d'après [1] et [2]).

Cumulant les deux déformations, l'allongement à la rupture dépend ainsi de la géométrie de l'éprouvette. C'est la raison pour laquelle sa valeur n'est significative que si l'éprouvette est proportionnelle, c'est-à-dire si ses dimensions obéissent à la relation :

$$l_0 = 5,65 \sqrt{S_0} \tag{I.1}$$

Pour compléter cette mesure (et pallier la difficulté créée par la double origine de l'allongement à la rupture), on prend parfois en compte la valeur du rapport R_e/R_m en lui fixant une valeur maximale à ne pas dépasser. Cette procédure peut donner à penser qu'en exigeant que la différence entre R_e et R_m soit assez grande, on s'assure que l'allongement réparti est grand et donc que la consolidation peut être importante et permette d'accepter un taux de

travail provisoirement trop élevé (concentration de contrainte ou surcharge accidentelle). Cette préconisation est assez illusoire car elle ne prend pas en compte les particularités de la déformation plastique des métaux. Il serait préférable de se référer à la valeur de l'allongement plastique réparti (allongement plastique correspondant à la charge unitaire égale à R_m). La norme NF EN 10002-1 définit les modalités de sa mesure (en le dénommant « allongement total pour-cent sous charge maximale ») mais cette grandeur ne fait pas l'objet d'une garantie dans les normes de produits. À titre indicatif, la figure 4 (construite à partir des courbes de traction publiées par (H.E.) BOYER [1]) donne un ordre de grandeur des variations, en fonction de Re_H , des allongements répartis des aciers de construction métallique d'emplois habituels. Ce graphique montre que ces allongements répartis conservent des valeurs élevées susceptibles d'assurer, dans bien des cas, la sécurité en service de la construction.

I.4. Thermo-élasticité linéaire

Les matériaux sont souvent soumis à des chargements thermiques qui ont pour effet de dilater les structures. Les déformations thermiques sont directement proportionnelles à la variation de température ΔT , par le coefficient de dilatation thermique α :

$$\varepsilon_{th} = \alpha \cdot \Delta T \quad (I.1)$$

Lorsque la structure n'est pas liée mécaniquement à l'extérieur, alors ce champ de déformation thermique ne générera pas de contraintes s'il vérifie les équations de compatibilité. On montre qu'une telle condition impose un champ de températures linéaire dans la structure. Dans le cas contraire, ou si la structure est liée mécaniquement à l'extérieur (on parle alors de dilatation contrariée), alors des contraintes seront générés dans le solide. Par exemple, lorsque l'on chauffe de façon homogène une barre de métal, celle-ci se dilate sans qu'il y ait création de contraintes à l'intérieur.

Par contre, si on impose à celle-ci de garder la même longueur, alors une contrainte de compression sera créée dans la barre pour respecter cette condition. Une autre façon de créer des contraintes dans la barre est de la chauffer de façon non homogène. Par exemple, lors d'un chauffage par induction à haute fréquence, le diamètre extérieur de la barre est plus dilaté que le centre. La partie

extérieure de la barre sera donc mise en compression par la partie intérieure. D'une façon plus générale, lors d'une sollicitation dite "thermomécanique", les déformations thermiques s'ajoutent aux déformations mécaniques, elles même reliées aux contraintes par la loi de comportement du matériau. Dans le cas élastique linéaire isotrope, on obtient une relation entre les déformations et les contraintes sous la forme[4]:

$$\underline{\varepsilon} = \frac{1+\nu}{E} \underline{\sigma} + \left(\alpha \Delta T - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\underline{\sigma}) I \right) \quad (\text{I.2})$$

L'inversion de cette relation nous fournit la loi de comportement dite "thermo-élastique" du matériau :

$$\underline{\sigma} = \frac{E}{1+\nu} \left(\underline{\varepsilon} - \frac{\nu}{1-2\nu} \text{tr}(\underline{\varepsilon}) I \right) - \frac{E}{1-2\nu} \alpha \Delta T \quad (\text{I.3})$$

I.4.1. Effet de la température sur les propriétés mécaniques

L'influence de la température sur la **rhéologie** est souvent exprimée par le coefficient a dans la relation :

$$\sigma_0 = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \exp(-\alpha \Delta T) \quad (\text{I.4})$$

avec

σ_0 contrainte d'écoulement, K consistance, ε déformation généralisée, n coefficient d'écrouissage, $\dot{\varepsilon}$ vitesse de déformation généralisée, m sensibilité à la vitesse, α dépendance de la température. Rappelons que, pour un acier par exemple, ce même coefficient a pour ordre de grandeur : $\alpha = 2,5 \cdot 10^{-3} \text{K}^{-1}$ entre 900 °C et 1 200 °C (il est beaucoup plus faible vers 20 °C). Les coefficients m de sensibilité à la vitesse et n d'écrouissage doivent être respectivement aussi proches que possible. Il n'est pas possible de respecter également α (dépendance à la température) : c'est une des raisons qui impose de réaliser les essais de simulation à température constante. Pratiquement, pour les métaux, cette loi peut être simplifiée suivant le niveau de la température de mise en forme.

• **Travail à chaud** : la température du métal T est supérieure à $0,5 T_f$ (T_f étant la température de fusion) ; l'écrouissage est alors négligeable ($n \approx 0$) ; la sensibilité à la vitesse de déformation m devient le facteur prépondérant :

$$\sigma_0 = k \dot{\varepsilon}^m, \text{ avec } 0,1 \leq m \leq 0,2 \quad (\text{I.5})$$

$$\underline{\varepsilon} = \frac{1+\nu}{E} \underline{\sigma} + \left(\alpha \Delta T - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\underline{\sigma}) \underline{I} \right) \quad (\text{I.6})$$

L'inversion de cette relation nous fournit la loi de comportement dite "thermo-élastique" du matériau :

$$\underline{\sigma} = \frac{E}{1+\nu} \left(\underline{\varepsilon} - \frac{\nu}{1-2\nu} \text{tr}(\underline{\sigma}) \underline{I} \right) - \frac{E}{1-2\nu} \alpha \Delta T \underline{I} \quad (\text{I.7})$$

• **Travail à froid** : la température du métal T est inférieure à $0,3 T_f$ la sensibilité à la vitesse est alors négligeable ($m \approx 0$) , le coefficient d'écrouissage n devient le facteur prépondérant :

$$\sigma_0 = A \dot{\varepsilon}^n, \text{ avec } 0,1 \leq n \leq 0,3 \quad (\text{I.8})$$

Au-dessus de la température ambiante les caractéristiques de résistance diminuent. La figure (I.2) donne un ordre de grandeur de l'évolution des caractéristiques d'élasticité avec l'élévation de température. Les variations, en fonction de la température, de la résistance à la traction d'un acier de construction métallique sont plus complexes. En effet, au cours d'un essai de traction à chaud, dès que la charge unitaire correspondant à la limite d'élasticité est dépassée, l'acier s'écrouit et devient susceptible de subir un phénomène de vieillissement qui induit un durcissement, dont la première conséquence est une augmentation de la résistance à la traction. Cette augmentation, qui se fait le plus sentir vers 200 à 300 °C, est d'autant plus importante que l'acier est plus "vieillissant".

L'acier au S235JR étudié a fait l'objet d'une caractérisation en traction. Des calculs ont été

réalisés pour les températures 200, 400, 600 et 800 °C (figure I.2.) . Lors de cette campagne, il a été observé une chute de la ductilité et une sensibilité négative, liées au grossissement des grains. Des paliers de Lüders ont également été observés à basse température. L'effet Lüders s'atténuant lorsque la température augmente. A 20 °C, au début de la déformation plastique, une bande de déformation localisée apparaît sur l'éprouvette : une chute de contrainte est observée sur la courbe correspondante. Ensuite, la bande se propage sur toute la longueur utile de l'éprouvette : un plateau de contrainte est observé sur la courbe. A 200 °C, des instabilités sont nettement observées. Nous avons tenté de montrer la nécessité de mieux tenir compte, lors de la conception des tubes, des déformations et des contraintes qu'engendrent les variations de la température. Le module d'élasticité E diminue quand la température s'élève. Le chauffage au-dessus de la température ambiante provoque une dilatation réversible. Le glissement inter granulaire traversant ou suivant les joints de grains est favorisé par l'activation thermique et est surtout sensible aux températures dépassant le tiers de la température de fusion du matériau.

Chapitre II

Comportement mécanique de l'exposant d'écroutissage

II.1.Introduction

Ces matériaux, sont des solutions très intéressantes susceptibles de résoudre des problèmes rencontrés dans différents domaines industriels. Un alliage métallique possède une mémoire de forme si après déformation permanente à basse température, il retrouve sa forme initiale par simple chauffage. La mise en forme ne recouvre qu'une partie des différents aspects du comportement qui dépend, avant tout, de la nature, du nombre et de la séquence des cycles de chargements m mécanique et thermomécaniques.[5]

II.2. Phénomène d'écrouissage

II.2.1. Mécanisme et effet de l'écrouissage

La déformation plastique d'un matériau cristallin modifie ses propriétés de par son influence sur sa structure interne ; ces évolutions de propriétés et de microstructure, appelées écrouissage, jouent un rôle très important pour les caractéristiques mécaniques du matériau. En effet, le durcissement par écrouissage est largement utilisé pour augmenter les caractéristiques mécaniques de nombreux alliages métalliques.

Au cours d'un essai de traction, la consolidation d'un matériau est le résultat d'un mouvement et d'une multiplication des dislocations qui balayent les plans de glissement et s'entrecroisent entre elles en augmentant leur densité.

Pour un matériau poly-cristallin, cette consolidation se traduit par une augmentation de la contrainte dans le domaine plastique lorsque la déformation augmente. Cette augmentation de la contrainte persiste jusqu'à ce que sa valeur atteigne un maximum c'est à dire celle de la résistance à la traction ($\sigma_{max} =$)

L'écrouissage c'est l'effet des interactions entre dislocations qui augmente avec la multiplication des dislocations au cours de la déformation plastique. Cet effet est responsable du fort durcissement des alliages de structure cubique à faces centrées ; tels que les alliages des cuivres.

II.2.2. Influence de l'écrouissage sur les caractéristiques mécaniques.

L'écrouissage a une influence sur les propriétés mécaniques des aciers. Les effets de ce phénomène se traduisent par l'amélioration des caractéristiques telles que :

- sa résistance à la traction augmente et semble tendre vers une limite ;
- sa limite d'élasticité croît plus rapidement que la résistance et finit par tendre vers la même valeur.

- l'allongement baisse rapidement et ne décroît par la suite que lentement.

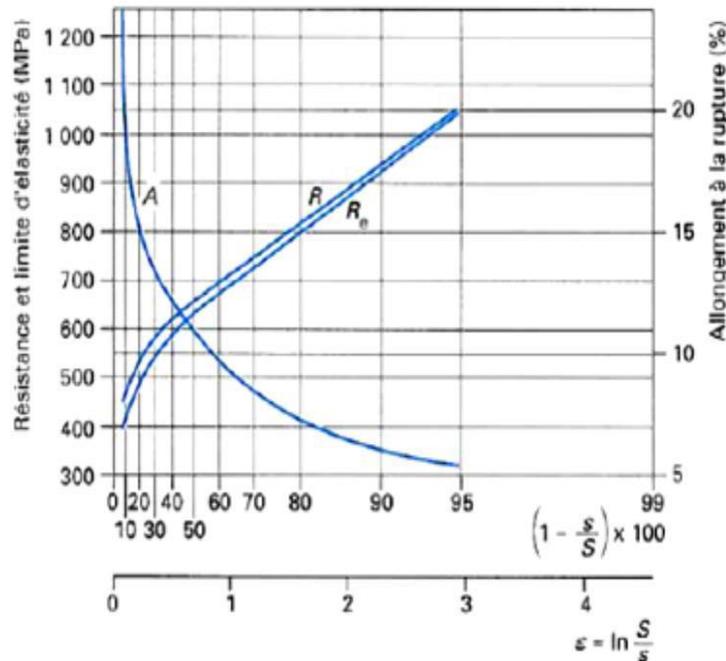


Figure II.1. Variations des caractéristiques mécaniques en fonction de l'écrouissage d'un fil [14] d'acier à 0,06 % C

II.2.3. Courbe et coefficient d'écrouissage :

Dans le domaine des déformations plastiques homogènes (avant l'apparition de la striction), le phénomène d'écrouissage peut être évalué sur les courbes rationnelles de traction. Sur une courbe de traction classique, la charge à la rupture est une grandeur conventionnelle puisque elle ne tient compte que de la section initiale S_0

$$R_m = \sigma_{max} / S_0$$

Cela empêche de tenir compte dans les calculs de plasticité car la section est variable dans le temps. A ce effet, on définit une contrainte vraie σ_v qui correspond à la charge appliquée rapportée à la section instantanée $S(t)$

Une portion parabolique AB de cette Courbe peut être mise sous une certaine forme empirique qui relie la contrainte vraie L'expression la plus utilisée est celle de *Lüdiuk*

σ_0 Et k sont des constantes du matériau

Et n est le coefficient d'écrouissage

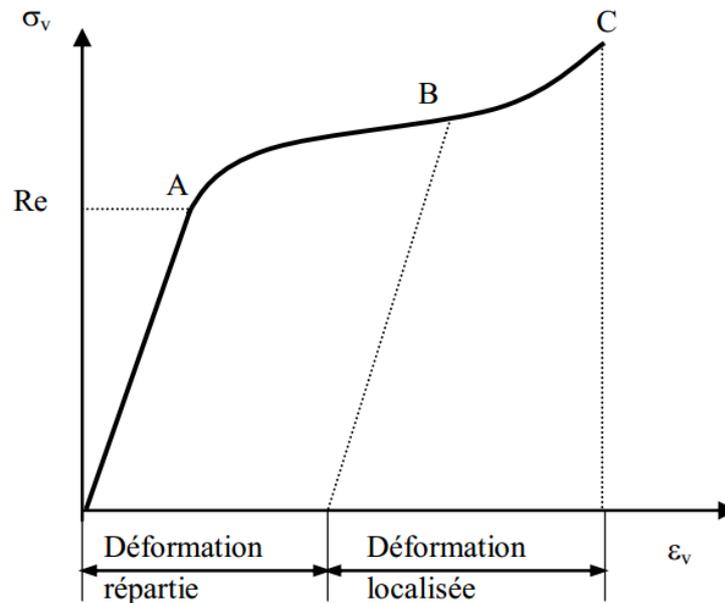


Figure .II.2 Phénomène d'écrouissage sur une courbe rationnelle de traction [14]

Le coefficient d'écrouissage caractérise la déformation rationnelle répartie (*homogène*) que peut subir un matériau et l'aptitude à répartir uniformément cette déformation. Ce coefficient dépend du matériau et du traitement qu'il a subi. En général On a :

N.B:

Si $n = 0,1$: le matériau a une faible consolidation ;

Si $n = 0,4$: le matériau a une forte consolidation ;

Si $n = 0$: Le matériau ne subit aucune consolidation, C'est donc que ce matériau est parfaitement plastique.

II.3. Essais mécaniques et lois simples

II.3.1.Paramètres importants

II.3.1.1. Élément de volume représentatif

Pour réaliser un essai mécanique, un élément de volume "représentatif" du matériau doit être utilisé, afin que les hypothèses des milieux continus soient satisfaites. Le tableau II.1 donne, en fonction du type de matériau, la taille Caractéristique minimale de l'éprouvette qu'il conviendra d'utiliser.

Tableau. II.1 : éléments de volumes macroscopiques.

Type matériau	Type et taille des hétérogénéités	élément de volume caractéristique
métaux et alliages	grain : 0,001 à 0,1 mm	0,5 × 0,5 × 0,5 mm
polymères	molécule : 0,01 à 0,05 mm	1 × 1 × 1 mm
bois	fibres : 0,1 à 1 mm	10 × 10 × 10 mm
béton	granulats : 10 mm	100 × 100 × 100 mm

Le dépouillement des essais consiste ensuite souvent à transformer les courbes "force-déplacement" obtenues en courbes "contrainte-déformation", appelées "Courbes rationnelles". La figure II.3 donne une courbe rationnelle typique obtenue pour différents types de matériaux. Il faut noter ici que la courbe rationnelle relie deux scalaires entre eux (une "contrainte" σ et une "déformation" ϵ) et non deux tenseurs. Le choix de ces scalaires dépend du type d'essai et du type de matériau.

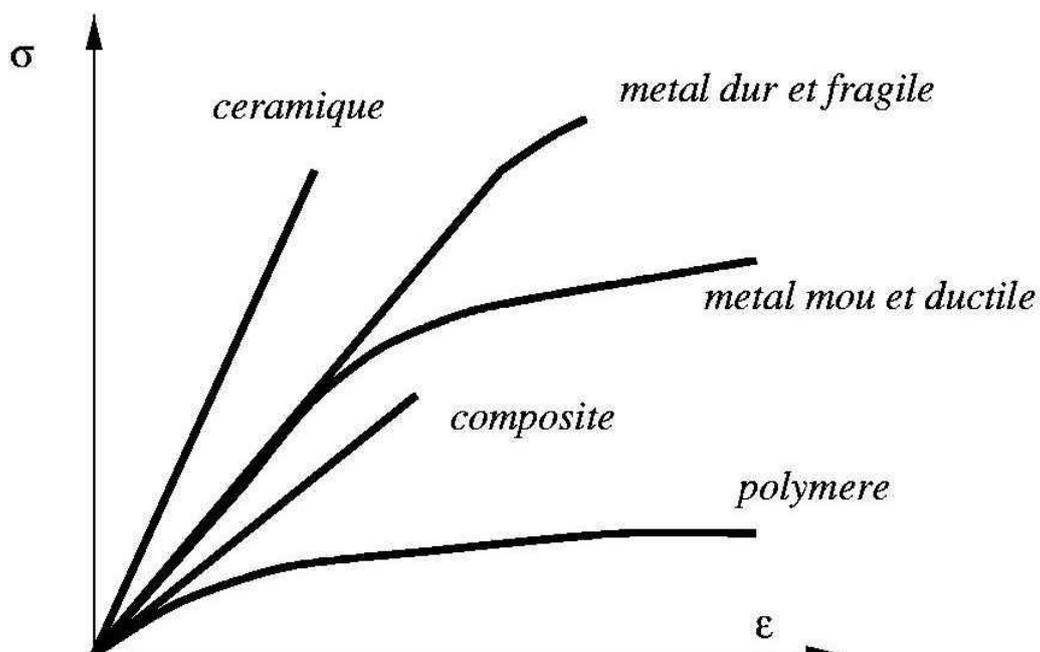


Figure. II.3. Courbes rationnelles typiques de différents matériaux

II.3.1.2. Direction de sollicitation

Lors de la réalisation d'essais mécaniques, le choix de la direction de sollicitation peut s'avérer primordial. En effet, il conditionne souvent le domaine de validité de la loi de comportement obtenue. On peut classer les directions de sollicitation en deux grandes catégories : les sollicitations uni axiales et les sollicitations multiaxiales. On parle alors d'essai "uni axial" ou d'essai[6]

"Multiaxial". Les principaux essais uni axiaux utilisés sont :

- la traction-compression
- la torsion
- la flexion

L'éprouvette est alors sollicitée dans une direction de l'espace des contraintes.

La variation d'un paramètre de l'essai ne change pas cette direction. Les essais

Multiaxiaux sont nombreux et variés. Ils sont plus difficiles à interpréter.

Ils consistent le plus souvent à combiner plusieurs sollicitations uni axiales

Entre elles au cours du temps, de façon à tester l'influence de la direction

De sollicitation sur le comportement du matériau. L'essai multiaxial le plus courant est celui de "traction-torsion".

- **Traction-Compression**

La traction-compression est l'essai le plus couramment utilisé sur les métaux

(Figure. II.4.). Toutefois, les déformations atteintes par ce type d'essai sont limitées par la rupture du matériau (en traction), et par le flambage de

L'éprouvette (en compression). Ce type d'essai est donc principalement utilisé pour obtenir une loi de comportement simple et rapide en traction, ou pour solliciter cycliquement le matériau en traction-compression, à faibles déformations, et obtenir une loi de comportement en fatigue (voir paragraphe suivant).

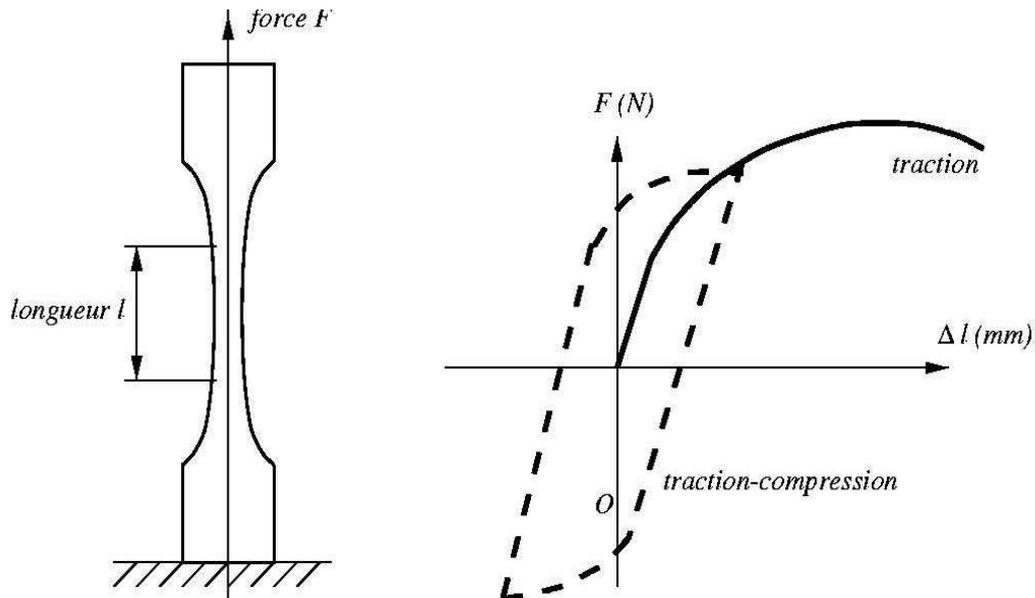


Figure .II.4. Schématisation de l'essai de traction compression.

Pour avoir accès à une loi de comportement valable pour de plus grandes Déformations qu'en traction, on réalise donc des essais spécifiques de compression (Figure .II.5). Le dépouillement de l'essai est cependant rendu délicat par la présence de frottement à l'interface éprouvette-outil.

- **Torsion**

L'essai de torsion (figure. II.6) permet d'avoir accès à une loi de comportement pour de grandes déformations, sans problèmes de frottement entre l'éprouvette et l'outil. Cependant, la déformation et la contrainte ne sont pas homogènes le long du rayon de l'éprouvette.

On utilise donc parfois un cylindre à paroi mince comme éprouvette.

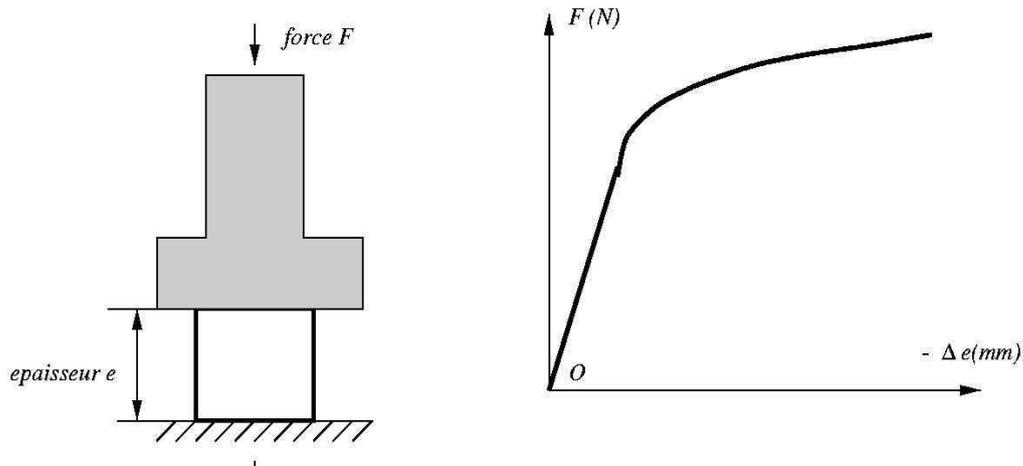


Figure II.5. Schématisation de l'essai de compression.[7]

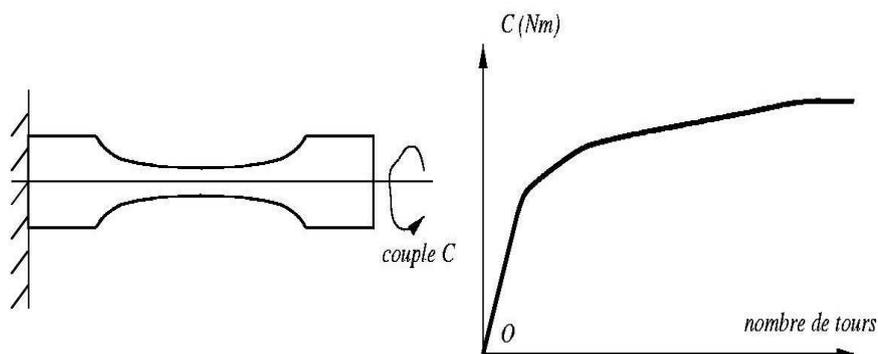


Figure II.6 . Schématisation de l'essai de torsion[7]

- **Flexion**

La flexion (Figure II.7) est l'essai le plus couramment employé sur les céramiques.

La flexion quatre points permet de solliciter le matériau avec un moment constant entre les deux points d'application de la charge. Comme en torsion, la déformation et la contrainte ne sont pas constantes dans l'épaisseur de l'éprouvette.

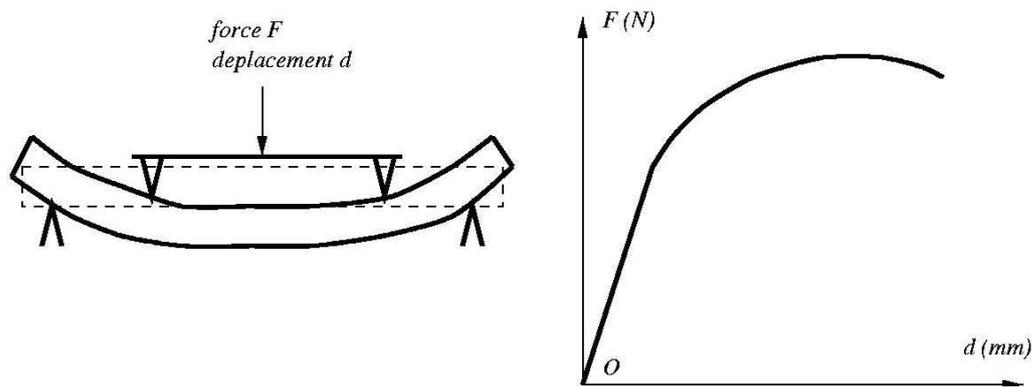


Figure .II.7. Schématisation de l'essai de flexion quatre points

II.4.Types de sollicitation

II.4.1.Essais monotones

Les essais monotones les plus classiques sont ceux de traction, de compression, de torsion et de flexion. La sollicitation est alors appliquée au matériau jusqu'à sa rupture (traction, torsion, flexion) ou jusqu'à une déformation

Filamenté grande (compression). En fonction du mode d'application de la sollicitation, on peut réaliser principalement des essais d'écrouissage, de fluage ., ou de relaxation, et les combiner entre eux (essais d'écrouissage-relaxation,[8] ...).

La figure .II.8 montre une courbe "force-allongement" (et la courbe contrainte déformation associée) typique obtenue sur un métal lors d'un essai d'écrouissage en traction monotone. Ce type d'essai est généralement réalisé à des vitesses comprises entre 10^{-3} et $1s^{-1}$. On distingue successivement :

- un domaine de comportement élastique réversible, où l'arrêt de la sollicitation permet à l'éprouvette de retourner dans son état initial, et où les contraintes et les déformations sont reliées linéairement par la loi de Hooke
- un domaine de comportement plastique homogène, caractérisé par une déformation irréversible du matériau.
- un domaine de comportement plastique h'hétérogène, initié par l'apparition

D'une "striction". La déformation se localise dans l'éprouvette jusqu'à rupture de celle-ci.

Les essais de fluage sont réalisés en appliquant une contrainte constante au matériau, en général en traction. Le type de courbe obtenu est donné sur la figure .II.9.

Elle représente la déformation de l'éprouvette en fonction du temps, pour une contrainte constante donnée. Une première déformation apparaît instantanément à la mise en charge. C'est la déformation correspondant à la contrainte appliquée dans un essai d'écrouissage. Ensuite, une déformation lente apparaît au cours du temps. La vitesse de déformation est de l'ordre de 10^{-6} à $10^{-4} s^{-1}$. Dans un premier temps (domaine de fluage primaire), elle décroît, pour atteindre une valeur constante dans le domaine de fluage secondaire (ou fluage stationnaire). En fin, cette vitesse de déformation augmente (domaine de fluage tertiaire) jusqu'à la rupture.

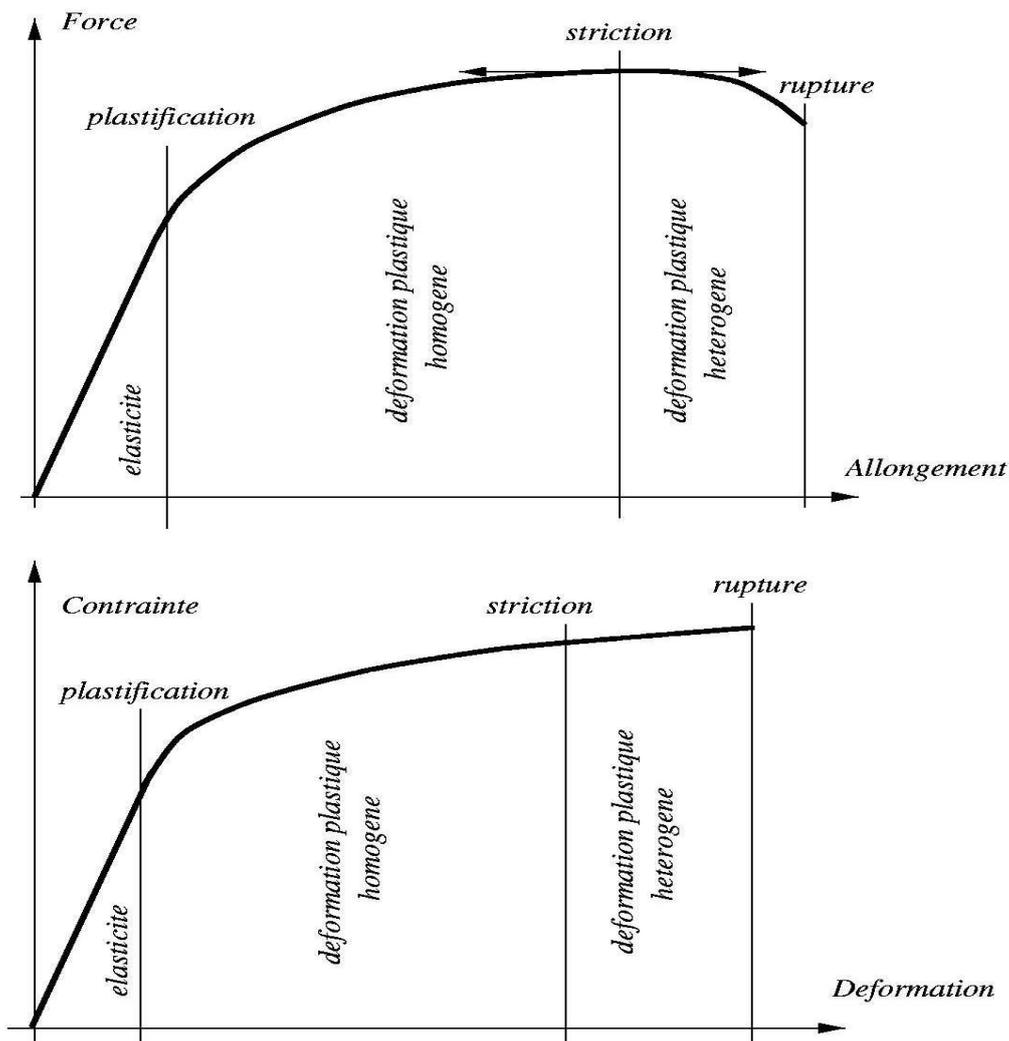


Figure .II.8.Essai d'écrouissage en traction.[8]

Les essais de relaxation servent à caractériser l'évolution au cours du temps des contraintes internes d'un matériau. Pour cela, On applique une déformation Constante à l'éprouvette, puis on observe l'évolution de la contrainte (Figure II.10) . Ce type d'essai est très utilisé pour obtenir les propriétés viscoplastiques du matériau.

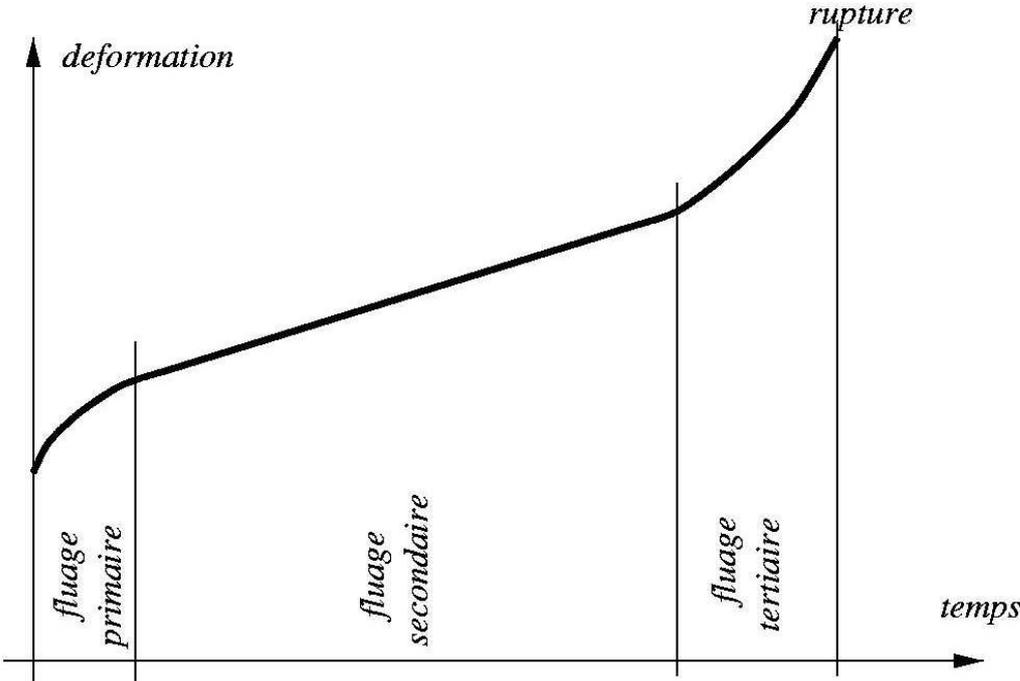


Figure .II.9. Représentation schématique d'une courbe de fluage

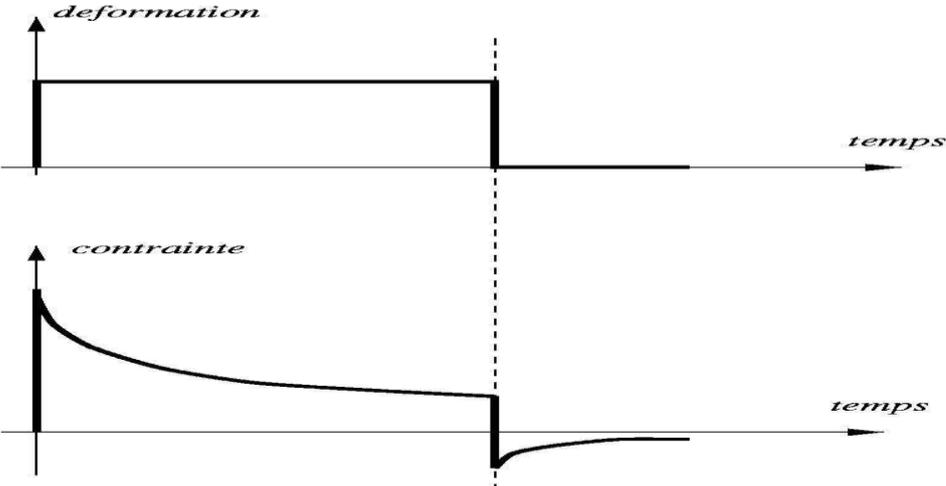


Figure .II.10. Représentation schématique d'un essai de relaxation.

II.4.2. Essais cycliques

Les essais cycliques sont caractérisés par une suite de sollicitations alternées

Les plus courants sont ceux de traction-compression, mais on utilise également des essais de flexion ou de torsion alternée. L'objectif de ces essais est d'obtenir la loi de comportement "cyclique" du matériau, qui caractérise son

Évolution au fur et à mesure des cycles de sollicitation. Les essais de traction compression peuvent être réalisés à déformation ou à contrainte imposée.

La figure II.9. montre le type de résultats obtenus en déformation imposée

(traction-compression par exemple), dans le cas d'un matériau à durcissement

Cyclique. Lorsque l'amplitude de contrainte n'évolue plus sur plusieurs cycles, on dit que l'on a atteint le "cycle stabilisé". Pour obtenir la loi de comportement cyclique du matériau, on effectue plusieurs essais à déformation

Imposée plus ou moins grande. Pour chaque essai, on note l'amplitude de contrainte aux cycles stabilisés, que l'on trace en fonction de l'amplitude de déformation. La figure. II. 12 montre le type de courbe obtenu, appelé "courbe de consolidation cyclique". Cette courbe ressemble à celle obtenue lors d'un essai d'écrouissage, mais ne traduit pas du tout le même type de comportement.[9]

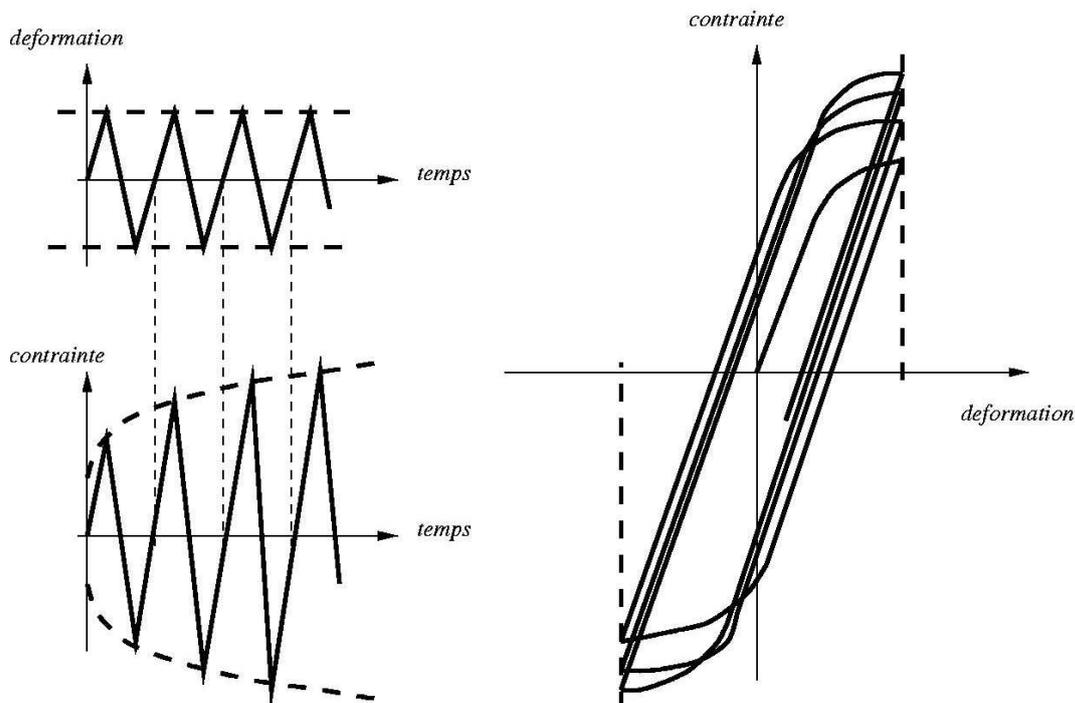


Figure II.11. Essai cyclique à déformation imposée[9]

Lors d'essais cycliques, le matériau rompt au bout d'un certain nombre de cycles. L'endommagement du matériau au cours de l'essai est appelé "fatigue".

On parle donc couramment d'essais de fatigue lorsque la sollicitation

est cyclique. La fréquence de sollicitation est ici donnée par le nombre de

Cycles par seconde. Notons également que les cycles de déformation (ou de contraintes) peuvent être plus ou moins compliqués. Ils peuvent par exemple

présenter un plateau (déformation constante), de sorte qu'à chaque cycle, il

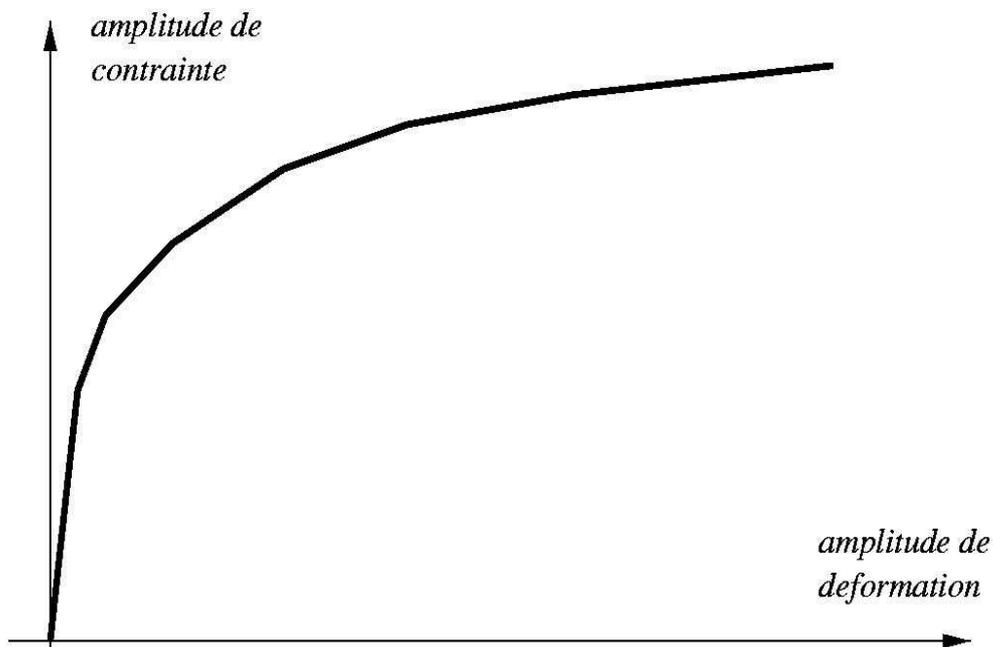


Figure .II.12. Courbe de consolidation cyclique typique
Se produit un phénomène de relaxation des contraintes.

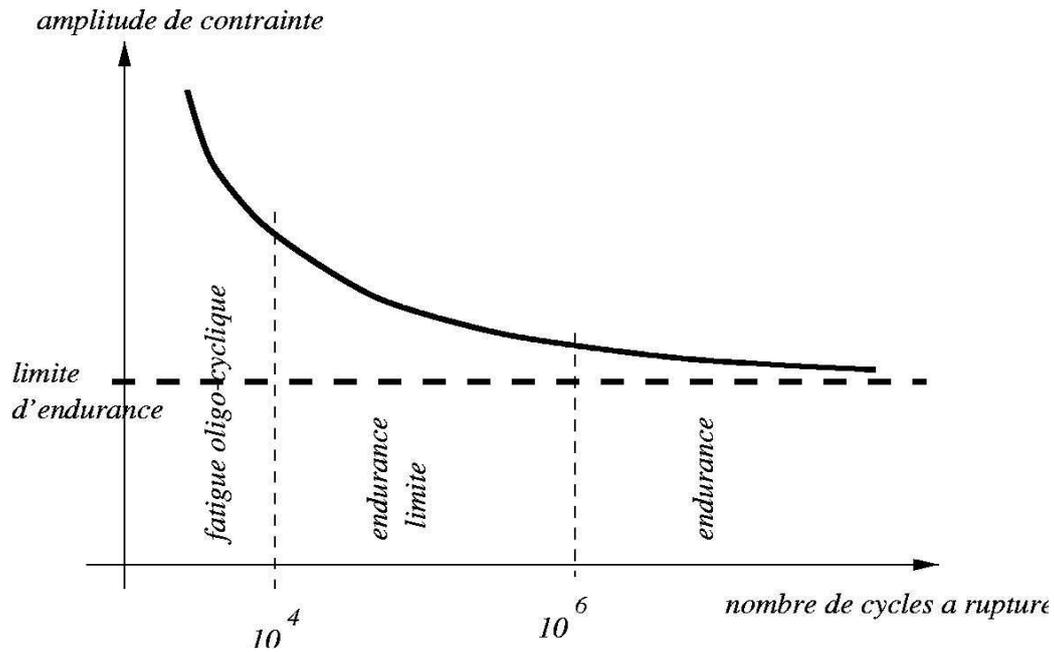


Figure .II.13. Courbe de Woehler typique.

Le nombre de cycles à rupture lors d'un essai de fatigue est un renseignement intéressant. Il pourra en effet être utilisé ultérieurement pour prévoir la durée de vie d'une pièce en service, en fonction de ses sollicitations. La courbe la plus largement utilisée pour représenter la durée de vie des matériaux est la courbe de "Woehler". L'amplitude de contrainte est donnée en fonction du nombre de cycle à rupture (figure .II.13). On distingue sur cette courbe un domaine dit "oligocyclique", où le nombre de cycles à rupture est relativement faible. Ce domaine est caractérisé par une plastification globale de l'éprouvette à chaque cycle. Dans le domaine dit "d'endurance limitée", la consolidation cyclique diminue la plastification de l'éprouvette au cours des cycles. Le nombre de cycles à rupture est plus élevé. Enfin, dans le domaine d'endurance, le comportement de l'éprouvette est purement élastique. Pour certains matériaux, on peut même considérer que, en-dessous d'une certaine amplitude de contrainte (la limite d'endurance), le nombre de cycles à rupture est infini.

II.4.3.Dureté et résilience

D'autres essais mécaniques peuvent être utilisés pour caractériser le comportement d'un

matériau. Les plus fréquents sont l'essai de dureté, destiné le plus souvent à estimer rapidement et simplement la limite d'élasticité du matériau, et l'essai de résilience visant à caractériser le risque de rupture fragile du matériau.

- **Essai de dureté**

L'essai de dureté est largement utilisé sur les métaux. Il caractérise la résistance

qu'oppose le matériau à la pénétration d'un autre corps plus dur que lui.

Ainsi, pour des conditions expérimentales données, la dureté du métal sera d'autant plus grande que la pénétration du corps sera faible. Il existe trois

principaux types d'essais de dureté, qui diffèrent essentiellement par la forme du pénétrateur : l'essai Brinell, l'essai Vickers et l'essai Rockwell :

– Dans l'essai Brinell, le pénétrateur est une bille en acier extra-dur de diamètre D . On la pose sur l'échantillon à étudier et on exerce sur elle une force F pendant un temps donné t . La dureté est ensuite calculée

comme le rapport entre F (exprimée en Kgf) et la surface S (exprimée en mm^2) de la calotte sphérique ainsi formée : $HB = F/S$.

La surface S peut être aisément calculée à partir du diamètre d de l'empreinte.

Il est évident que la valeur HB obtenue doit être accompagnée des caractéristiques de l'essai : la force appliquée F , le temps d'application t , et le diamètre de la bille D . La valeur de la charge peut atteindre

3000Kg, et le diamètre D de la bille est en général de 5 ou 10mm.

– Dans l'essai Vickers (figure .II.12.), le pénétrateur est une pyramide en diamant à base carrée dont l'angle au sommet est de 136° . L'empreinte formée est donc pyramidale. Si S est la surface latérale de cette empreinte (exprimée en mm^2), d sa diagonale (en mm) et F la force appliquée (en Kgf), alors la dureté est : $Hv = F/S = 1,8544F/d^2$.

La charge utilisée est en général comprise entre 5 et 120Kg. Toutefois, il est possible de faire des essais dits de micro dureté avec des charges n'excédant pas 100g si l'on veut étudier une zone très locale du matériau.

Ces essais sont alors réalisés et analysés sous microscope.

– Dans l'essai Rockwell, le pénétrateur est soit une bille, soit un cône de diamant d'angle au sommet 120° , avec une extrémité sphérique de 0,2mm de diamètre.

On ne mesure plus la surface de l'empreinte, mais sa profondeur. On applique en général une recharge d'environ 10Kg avant l'essai, et on mesure l'évolution de la profondeur de l'empreinte lors du passage à la charge totale. La valeur de la dureté est notée

HR, avec un indice suppl. éventaire donnant le type de bille ou clone

Utilisé'e et la charge F utilisé'eu. Par exemple, HRA correspond à un cône

Et une charge de 60Kg, et HRB à une bille de diam`etre 1,59mm (1/16 de pouce) et une charge de 100Kg

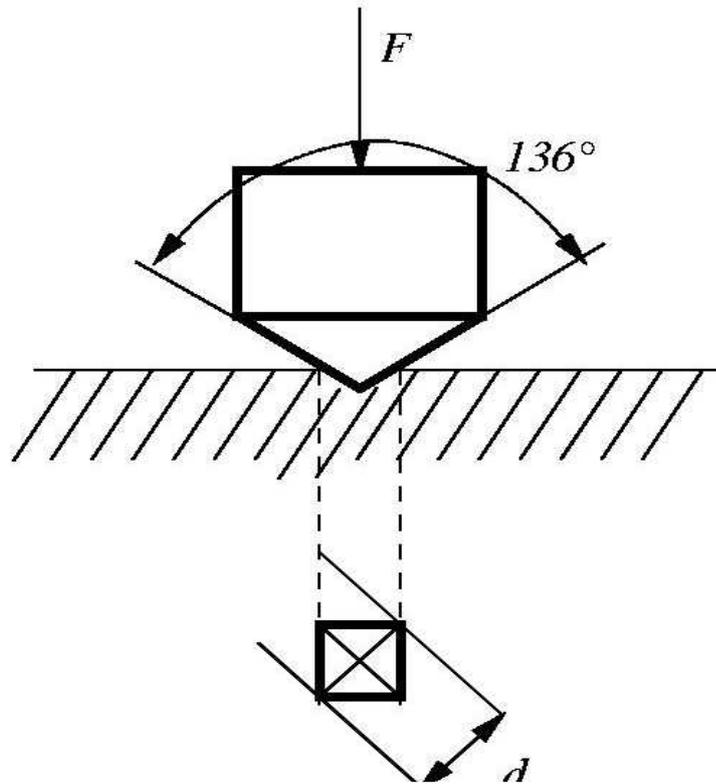


Figure .II.14. Essai de dureté Vickers.

Pour déterminer la dureté d'un matériau, il est indispensable de faire plusieurs mesures et d'adopter une valeur moyenne. Parfois, les mesures successives sont réalisées le long d'une droite, par exemple dans l'épaisseur d'une pièce préalablement coupée. On parle alors de profil de dureté. Entre deux empreintes, il convient de laisser suffisamment de distance, pour éviter que la déformation du métal lors de l'essai précédent ait une influence sur le résultat de l'essai courant.

L'essai Brinell est peu sensible l'à état de surface car il conduit à des empreintes relativement larges. Par contre, il n'est pas possible de l'utiliser correctement sur des métaux très durs. Les essais Vickers et Rockwell peuvent être utilisés sur tout type de métal, mais sont sensibles à l'état de surface.

L'essai de dureté le plus utilisé aujourd'hui est l'essai Vickers. On en déduit une dureté Hv. Parfois, on parle de "dureté vraie", et on la note H. En fait, cette dureté vraie est le rapport entre la force appliquée, F (en Kgf), et la surface de l'empreinte projetée sur la face étudiée, Sp (en mm²). Il existe des abaques pour relier H à Hv, et également pour relier les différents types de dureté entre eux. La dureté vraie H est utilisée car elle permet d'avoir une première estimation, par un essai simple, de la limite d'élasticité du matériau.

On peut en effet considérer en première approximation.

Un facteur correctif est cependant souvent utilisé pour rendre compte de l'écrouissage du matériau.

- **L'essai de résilience**

L'essai de résilience sur éprouvette entaillée a pour but de caractériser le risque de rupture fragile du matériau. On appelle la résilience l'énergie de rupture ramenée ou non à la section sous entaille de l'éprouvette. Elle s'exprime donc en J/cm² ou en J. C'est une mesure de la ténacité du matériau, c'est-à-dire de sa capacité globale à absorber de l'énergie.

L'appareil couramment utilisé pour les essais de résilience est le "mouton de Charpy" (figure. II.15). Un couteau de masse M situé à l'extrémité d'un bras de longueur l vient rompre par impact une éprouvette. L'énergie absorbée par la rupture est $Mgl (\cos(\alpha) - \cos(\beta))$, où g est l'accélération de la pesanteur,

α l'angle de départ du bras, et β l'angle de remontée du bras après impact.

Il convient cependant de soustraire à cette valeur le travail de frottement du bras sur son axe et celui des fragments de matériau projetés. Les valeurs courantes de résilience ainsi mesurées sont de l'ordre de 100 à 300J sur des aciers. Les éprouvettes sont des parallélépipèdes entaillés à l'opposé du point d'impact. Si l'entaille est en forme de V, la résilience est notée kV. Si l'entaille est en forme de U, la résilience est notée Ku. Les dimensions des éprouvettes et des entailles sont normalisées.

L'essai de résilience est très facile à mettre en œuvre. Il est largement utilisé dans l'industrie pour évaluer l'incidence d'une opération de mise en forme ou de traitement thermique sur les caractéristiques du matériau. Par exemple, la résilience d'un acier normalisée est donnée, et devra être respectée par le fabricant de cet acier.

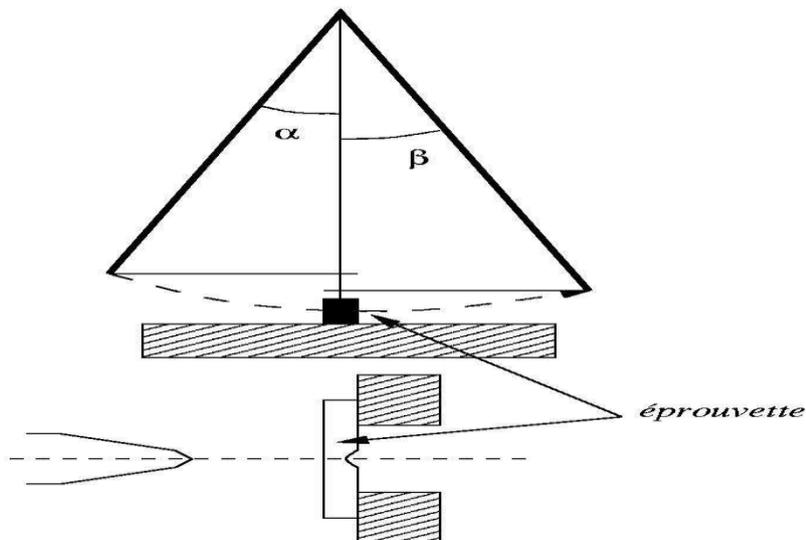


Figure .II.15. Essai de résilience.

Par contre, des essais de résilience ne pourront être comparés que s'ils sont réalisés dans les mêmes conditions (forme d'éprouvette, température, . . .).

La résilience mesurée par un essai Charpy n'est qu'une valeur d'énergie globale caractérisant le matériau dans les conditions de l'essai. Elle n'est pas en relation directe avec une propriété intrinsèque du matériau. Pour remonter à des propriétés plus locale, on peut par exemple utiliser un essai de Charpy instrumenté, ou on mesure l'évolution de la charge au cours du temps. En fait, la résistance à la rupture brutale d'un matériau est maintenant étudiée à l'aide de la mécanique de la rupture. Un facteur d'intensité de contraintes critique K_{Ic} caractérise par exemple la résistance d'un matériau à la propagation brutale d'une fissure en déformation plane. C'est un paramètre intrinsèque du matériau. Des corrélations empiriques ont été établies pour certains matériaux entre les valeurs de K_{Ic} et la résilience kV ; Le facteur d'intensité de contraintes est décrit plus en détails dans le dernier chapitre de ce document.

II.5. Quelques lois simples

Le principal objectif des essais mécaniques est la mise en place d'une loi destinée à être utilisée pour la prévision du comportement du matériau. Cette loi de comportement pourra par exemple être appliquée lors de la mise en forme d'une pièce, pour calculer les efforts nécessaires (choix des outillages et de la presse), pour évaluer l'aptitude du matériau à cette mise en forme (remplissage des formes), Pour ce type d'application, il n'est parfois pas

nécessaire de faire appel à des lois compliquées. On se contente alors de relations simples, qui servent simplement à décrire le comportement du matériau dans un cas particulier. Nous allons voir ici quelques relations d'écrouissage issues d'essais de traction.

Une courbe contrainte-déformation ($\sigma - \epsilon$), lors d'un essai d'écrouissage est caractérisée par une partie élastique et une partie plastique. Nous nous intéressons ici principalement à la partie plastique. Cette courbe sera donc parfois transformée comme décrit sur la figure. II.16. La déformation plastique sera notée ϵ_p et la contrainte σ . Dans le cas d'un essai de traction par exemple, on aura, $\sigma = \frac{F}{S}$ où F est la force appliquée, et S la section courante de l'éprouvette, $\epsilon_p = \epsilon - \epsilon_e = \frac{\ln l}{l_0} - \sigma/E$ où l est la longueur de la partie utile de l'éprouvette (l_0 la longueur initiale) et E le module d'Young du matériau.

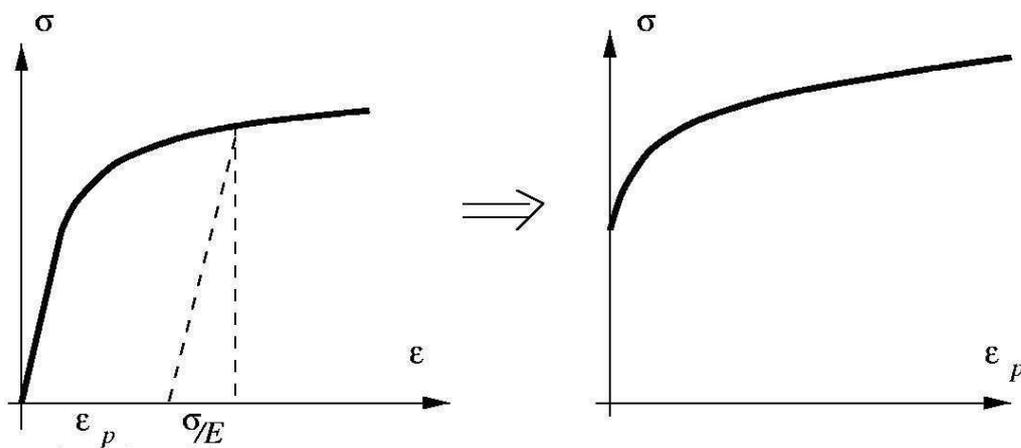


Figure .II.16. Courbe de traction.

En pratique, pour beaucoup de matériaux (dont la plupart des métaux), la partie élastique de la déformation est très faible devant la partie plastique lors d'une opération de mise en forme. Il est donc fréquent, dans une approche

Phénoménologique, de négliger ϵ_e , et donc de confondre ϵ et ϵ_p .

Les principales lois de comportement phénoménologiques utilisées sont les suivantes :

– la loi de Hollomon ou loi puissance, décrite sur la figure .II.17, où la contrainte est donnée sous la forme (K et n sont deux paramètres) :

$$\sigma = K \epsilon^n$$

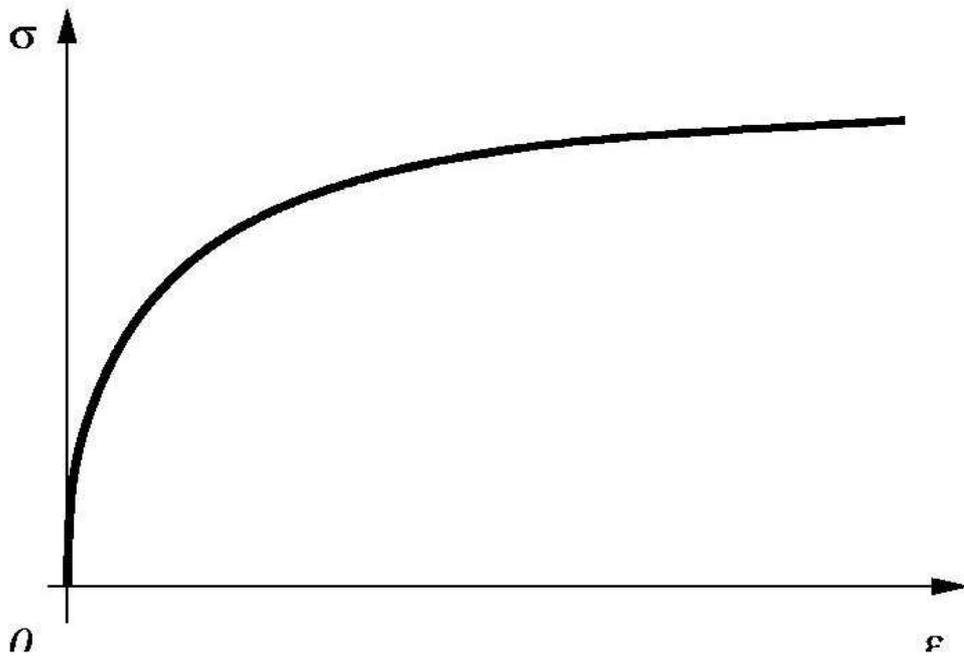


Figure II.17. Loi de Hollomon.

Pour identifier les paramètres K et n , on transforme la courbe en $\ln \sigma - \ln \epsilon$ qui devient linéaire. La pente de cette courbe donne le coefficient

$$n = d \ln(\sigma) / d \ln(\epsilon) \quad (\text{II.1})$$

n , appelé coefficient d'écrouissage.

– la loi de Ludwik, décrite sur la figure II.16, qui a la forme (σ_e , K et n sont des paramètres) :

$$\sigma = \sigma_e + k \epsilon^n \quad (\text{II.2})$$

, et que le paramètre n n'est pas le coefficient d'écrouissage du matériau

Figure .II.19. Loi de Swift.

II.6. Etude de krassowsky et pissrenko

Le critère local de rupture présent par krassowsky et pissrenko établit une relation entre la facture d'intensité de contraintes critique et la limite d'élasticité sous la forme :

$$K_{Ic} = A * R_e^N \quad (II.3)$$

N est une fonction du coefficient d'écrouissage.

$$N = -(1-n)/2n \quad (II.4)$$

Et A est fonction de la ténacité minimale k_μ et de la contrainte critique de clivage σ_c .

$$A = k_\mu (\sigma_c)^{-N} \quad (II.5)$$

La ténacité K_{Ic} évolue de façon exponentielle avec la température selon la relation :

$$K_{Ic} = k_\mu \exp(T/T_0) \quad (II.6)$$

(T_0 est une constante).

La limite d'élasticité décroît avec la température T selon la relation :

$$R_e = R_e^0 \exp(-Y*T) \quad (II.7)$$

(Y est une autre constante).

Après artère de la loi de krassowsky et pissrenko et la ténacité la d'écrouissage on fonction de la température T :

$$n = 1 - (2T/T_0 \ln(R_e/R_m))^{-1} \quad (II.8)$$

Chapitre III
Techniques
expérimentales

III.1. Introduction

L'expérience est complément essentiel à la théorie et représente l'argument de toutes les questions du comportement mécaniques des aciers avant (déformation) et après (déformation). Dans cette étape on a peu faire une série d'expérience (analyse chimique, l'essai traction, Dureté et l'essai résilience) sur des éprouvettes plates. Les résultats sont enregistrés et commentés convenablement. En parallèle une partie calcul additionnelle pour déterminer les paramètres géométriques.[10]

III.2. Matériaux

III.2.1. Choix de matériaux

Le matériau utilisé est un acier de construction à faible pourcentage de carbone. Cet acier est désigné par (E24-2) en norme française et Européenne (S235JR) de composition chimique normalisée (tableau III.3).

La désignation symbolique commence par la lettre S suivie d'un nombre entier égal à la valeur minimale de la limite d'élasticité, garantie pour la gamme d'épaisseur la plus faible. La norme NF EN 10025-2 donne les équivalences suivantes par rapport aux anciennes nuances définies par les anciennes normes NF EN 10025 et NF A 35-501 (tableau III.1).

Tableau III.1. Equivalences des nuances entre les normes NF EN 10025-2, NF 10025 et NF A 35-501[35].

Nuance selon NF EN 10025-2	Nuance selon l'ancienne norme NF EN 10025	Nuance selon l'ancienne norme NF A 35-501
S235JR	S235JR	E 24-2

La désignation numérique est constituée par cinq chiffres. les trois premiers chiffres à gauche ont une signification définie par la norme NF EN 10027-2. Les deux derniers chiffres à droite sont arbitraires, la signification de l'ensemble doit donc être recherchée dans la norme de produit. Ce mode de désignation est très peu utilisé dans les documents contractuels et autres spécifications de projet qui préfèrent se référer à la désignation symbolique normalisée toute fois, la connaissance des anciennes normes facilite la lecture exacte des différentes nuances (tableaux III.1 et III.2).

Tableau III.2. Equivalence des normes [11]

Qualités selon les Nouvelles normes européennes			Qualités équivalentes selon les anciennes normes nationales							
nor me	Designa tion symboli que	Désigna tion Numeri que	Fran ce	Allem eng	Itali a	Ru	espag ne	USA	USA	jao pn
EN100 25	NF A 35- 501	DIN 17100	UNI 7070	BS 4360	UN E 360 80	AST M	AST M	JIS 3101	ASTM	JIS 310 1
S235J R S235J RGI S235J RG2	1.0037 1.0036 1.0038	E24-2 E24- 2NE	St37 -2 USt 37-2 RSt3 7-2	Fe360 B	40A 40B	AE23 5B	A283 C	A570G r33	A570G r33	

III.2.2. Composition chimique

L'analyse spectrale prend une part exceptionnelle à côté des examens mécaniques et. En peu de temps, elle livre des informations sur l'échantillon en déterminant avec certitude aussi bien les concentrations importantes en éléments d'alliages, que pour les petites teneurs en impuretés indésirables. Elle est l'un des moyens les plus rationnels pour le contrôle des nuances en usine.

Tableau III.3 : Composition chimique

NUANCES	C%	S%	P%	Si%	Mn%
TS E 235 A	0.15	0.035	0.040	0.30	0.70

III.3. Essais mécaniques

III.3.1. Les essais de traction

Le but des essais mécaniques est d'obtenir des valeurs qui caractérisent les propriétés du matériau ou, qui permettent d'apprécier son comportement lorsqu'il est soumis à une contrainte. Ces valeurs pourront ensuite être utilisées dans des calculs de résistance des matériaux

III.3.2. Description générale d'une machine de traction

Une machine de traction est constituée d'un bâti portant une traverse mobile. L'éprouvette de traction, vissée ou enserrée entre des mors, selon sa géométrie, est amarrée à sa partie inférieure à la base de la machine et à sa partie supérieure à la traverse mobile (dans le cas d'une machine mécanique) ou au vérin de traction (dans le cas d'une machine hydraulique). Le déplacement de la traverse vers le haut réalise la traction. Une machine de traction comporte une cellule de charge, qui permet de mesurer l'effort appliqué à l'éprouvette et le déplacement de l'éprouvette peut être suivi de diverses façons. Les dispositifs expérimentaux sont généralement asservis et peuvent être pilotés à vitesse de montée en charge, à charge constante, à vitesse de déformation constante, etc. selon ce qui peut être proposé par le système de pilotage [11].

III.3.3. Grandeurs mesurées

L'essai fournit un diagramme donnant la force appliquée à l'éprouvette en fonction de son allongement (Figure III.1), et cela d'habitude pour une vitesse de traverse constante. Dans le cas général, on observe:

- une partie rectiligne correspondant au domaine d'élasticité ;
- le domaine de déformation plastique uniforme ;

-un maximum correspondant à la charge maximale supportée par l'éprouvette, appelée couramment charge de rupture ;

-le domaine de striction dans lequel les déformations se localisent dans une zone limitée dont la section diminue rapidement ;

-et finalement la rupture de l'éprouvette. La norme NF A 03-151 fournit les définitions des caractéristiques mécaniques que permet de déterminer l'essai de traction.

-L'allongement rémanent A_x est la variation de la longueur entre repères de l'éprouvette soumise d'abord à une charge unitaire prescrite puis déchargée. La charge unitaire est, à tout instant de l'essai, le quotient F/S_0 de la charge F par la section initiale S_0 de l'éprouvette. L'allongement est exprimé en pourcentage de la longueur initiale entre repères L_0 .

-L'allongement rémanent après rupture est la variation de la longueur entre repères $L_u - L_0$ mesurée après rupture de l'éprouvette en rapprochant soigneusement les deux fragments (L_u est la longueur entre repères après rupture d'éprouvette). Cette variation doit être mesurée à 0,25 mm près. Dans certains cas, cette mesure est rendue difficile par la forme des surfaces de rupture, notamment pour les ruptures en sifflet.

-L'allongement pour-cent après rupture A est l'allongement rémanent de la longueur entre repères après rupture $L_u - L_0$, exprimé en pourcentage de la longueur initiale entre repères L_0 :

$$A = 100 \frac{L_u - L_0}{L_0} \quad (\text{III.1})$$

-La *striction* est la réduction localisée des dimensions transversales de l'éprouvette se produisant au cours de l'essai. La section après rupture après reconstitution de l'éprouvette. Le *coefficient de striction* Z est le rapport de la variation ultime de section transversale $S_0 - S_u$ produite par l'essai à la section initiale S_0 :

$$Z = 100 \frac{S_0 - S_u}{S_0} \quad (\text{III.2})$$

-La résistance à la traction R_m est la charge unitaire qui correspond à la charge maximale supportée par l'éprouvette :

$$R_m = F_m / S_0 \quad (\text{III.3})$$

- La charge unitaire à la limite apparente d'élasticité s'appelle aussi, par abréviation, limite apparente d'élasticité R_e (ou parfois limite d'écoulement). Elle correspond à la charge F_e pour laquelle, pour la première fois, l'allongement de l'éprouvette continue à augmenter sans que la charge augmente, ou alors que celle-ci diminue:

$$R_e = F_e/S_0 \quad (\text{III.4})$$

- La limite supérieure d'écoulement R_{eH} est la valeur de la charge unitaire au moment où l'on observe effectivement une chute de l'effort (succédant immédiatement au domaine d'élasticité).

- La limite inférieure d'écoulement R_{eL} est la plus faible valeur de la charge unitaire pendant l'écoulement plastique uniforme en négligeant cependant les éventuels phénomènes transitoires

- La charge unitaire à la limite d'allongement rémanent R_r , par abréviation limite d'allongement rémanent, est celle à laquelle correspond, après suppression de la charge, un allongement rémanent prescrit, souvent 0,2 %; on écrit par alors $R_r, 0,2$.

- La charge unitaire à la limite conventionnelle d'élasticité, par abréviation limite

Conventionnelle d'élasticité R_p , est la charge unitaire à laquelle correspond un allongement non proportionnel légal à un pourcentage prescrit de la longueur initiale entre repères: e S_u est l'aire de la section minimale

après reconstitution de l'éprouvette. Le *coefficient de striction* Z est le rapport de la variation ultime de section transversale $S_0 - S_u$ produite par l'essai à la section initiale S_0 :

$$Z = 100 \frac{S_0 - S_u}{S_0} \quad (\text{III.5})$$

- La résistance à la traction R_m est la charge unitaire qui correspond à la charge maximale supportée par l'éprouvette :

$$R_m = F_m/S_0 \quad (\text{III.6})$$

- La charge unitaire à la limite apparente d'élasticité s'appelle aussi, par abréviation, limite apparente d'élasticité R_e (ou parfois limite d'écoulement). Elle correspond à la charge F_e pour laquelle, pour la première fois, l'allongement de l'éprouvette continue à augmenter sans que la charge augmente, ou alors que celle-ci diminue:

$$R_e = F_e/S_0 \quad (\text{III.7})$$

- La limite supérieure d'écoulement R_{eH} est la valeur de la charge unitaire au moment où l'on observe effectivement une chute de l'effort (succédant immédiatement au domaine d'élasticité).

- La limite inférieure d'écoulement R_{eL} est la plus faible valeur de la charge unitaire pendant l'écoulement plastique uniforme en négligeant cependant les éventuels phénomènes transitoires

- La charge unitaire à la limite

d'allongement rémanent R_r , par abréviation limite d'allongement rémanent, est celle à la qui

le correspond, après suppression de la charge, un allongement rémanent prescrit, souvent 0,2 %; on écrit par alors $R_{r, 0,2}$.

- La charge unitaire à la limite conventionnelle d'élasticité, par abréviation limite

Conventionnelle d'élasticité R_p , est la charge unitaire à laquelle correspond un allongement non proportionnel égal à un pourcentage prescrit de la longueur initiale entre repères:

Souvent 0,2 %; on écrit alors $R_{p0,2}$ [12]

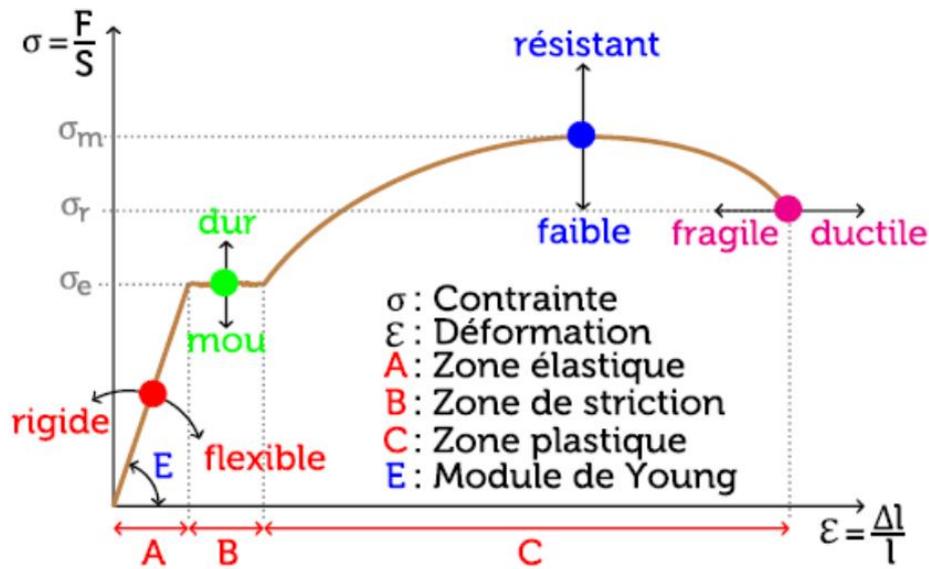


Figure III.1. Courbe de traction

Les essais de traction ont été réalisés sur la machine de traction du laboratoire contrôle qualité de Anabib (ENTTPP) à tébessa (figure III.2.).

Le découpage s'effectue à froid à l'aide d'une scie pour éviter tout échauffement qui pourrait modifier les propriétés et caractéristiques du matériau.



Figures III.2.La machine de la traction.

Nous avons préparé six éprouvettes plats (10 avant et 10 après la recuit prélevées du le sens longitudinale de le même bobine (voir figures III.3) Leurs dimensions des éprouvettes sont données au tableau III .4.

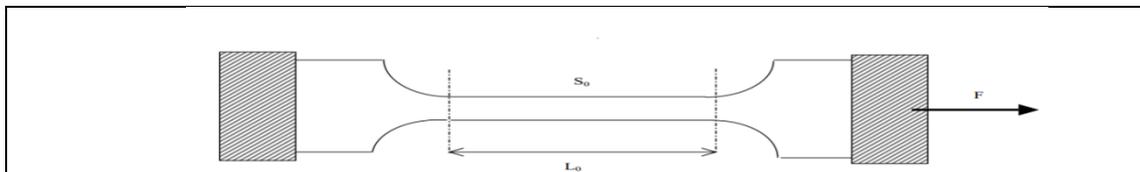


Figure III.3. Eprouvettes de traction

Tableau III.4: Symbole et Désignation

Symbole	Désignation	Unité
L_0	longueur utile initiale de l'éprouvette	mm
S_0	section initiale de l'éprouvette	mm ²
L	longueur utile de l'éprouvette (fonction de l'effort exercé)	mm
F	force appliquée à l'extrémité de l'éprouvette	N

III.4. Essai de dureté

C'est à cette catégorie d'essais qu'appartiennent la plupart des appareils employés industriellement (voir figure III.4). Un pénétrateur suffisamment dur pour ne pas être déformé par le matériau à essayer, et de forme variable, est enfoncé dans le métal par l'action d'une force constante appliquée dans des conditions bien définies ; on mesure soit les dimensions transversales, soit la profondeur de l'empreinte [9]. La première étape avant un test de dureté consiste à traiter l'échantillon de manière à permettre une bonne visibilité des résultats. Ainsi, on commence par enrober l'échantillon, puis on le polit. Pour cela, nous avons utilisé des papiers de verre d'un grain allant de 800 à 4000, afin de poncer les défauts initiaux du matériau. En effet, pour visualiser la marque que le Duro mètre laisse dans le matériau, il est hautement préférable de ne pas avoir de rayures ou d'impuretés qui pourraient fausser la lisibilité. A l'issue de ce polissage, l'échantillon étudié représente plus de reliefs, et réfléchit la lumière (même au microscope, le métal ne présente que peu de défauts), on a atteint le « poli miroir » [13].

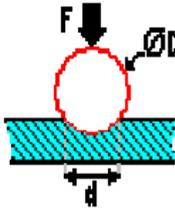
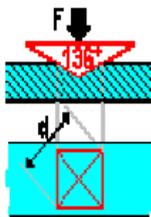
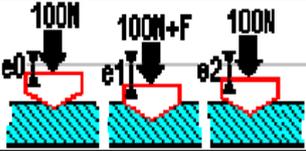
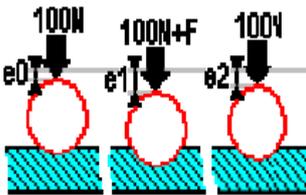
Méthodes d'essais	Pénétrateur		Charge F (N)	Paramètre mesuré	Expression de la dureté
Brinell	HB : Brinell Hardness Bille d'acier (HBS) ou de carbure de tungstène (HBW) de diamètre D		Pour une bille de 10 mm : 29400 N (poids correspond à une masse de 3000 kg) Pour une bille de 2,5 mm : 1837 N (187 kg) (à appliquer pendant 15 à 30 s)	Diamètre d(mm) de l'empreinte	$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$ Unité: MPa
Vickers	Pyramide en diamant à base carrée d'angle au sommet 136°		Entre 49 (charge correspond à une masse de 5 kg → HV5) et 980 (HV100) (à appliquer pendant 15 s)	Diagonale d(mm) de l'empreinte	$HV = \frac{1,854.F}{d^2}$ Unité: MPa
Rockwell B	Cône de diamant d'angle au sommet 120°		1470 N pendant 3 à 8 s.	Augmentation z(mm) de la profondeur de pénétration entre les mesures faites sous précharge, avant et après essai sous charge totale	HRC = 100 - 500.z avec z (mm) = e ₂ - e ₀
Rockwell C	Bille en acier de 1,6 mm de diamètre		900 N		HRC = 130 - 500.z avec z (mm) = e ₂ - e ₀

Figure III.4.: différents types de la dureté[13]



Figure.III.5. La machine de la dureté HB.

III.5. Résultats des essais mécaniques

Les démarches expérimentales sont portées sur deux types d'éprouvettes à l'usine ENTTPP (Anabib-Elmalabiod, Tébessa) :

- Éprouvettes déformées : Avant recuit.
- Éprouvettes traitées après déformation : Après recuit.
-

III.5.1. Essai de traction

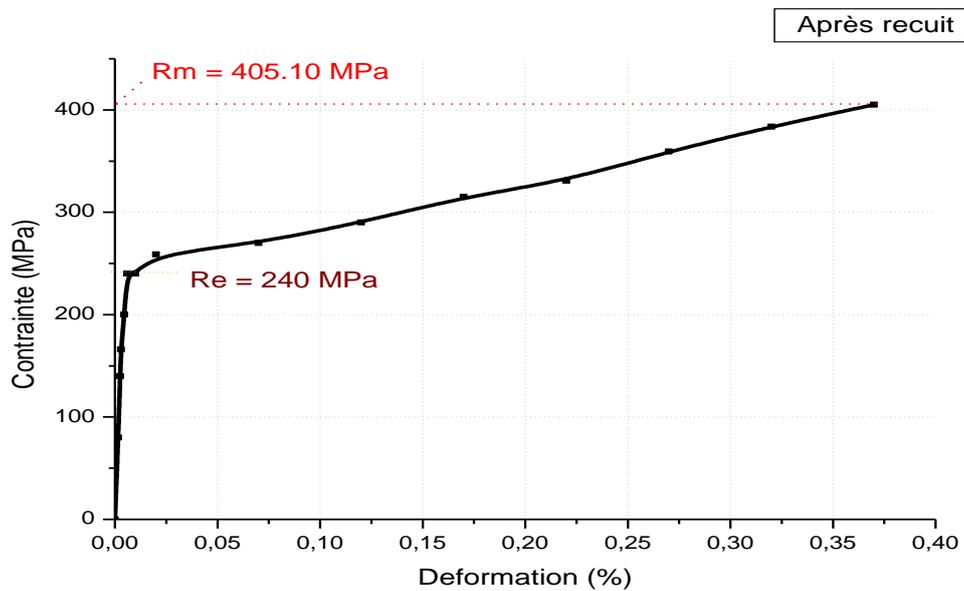


Figure III.6. Courbe de traction après recuit.

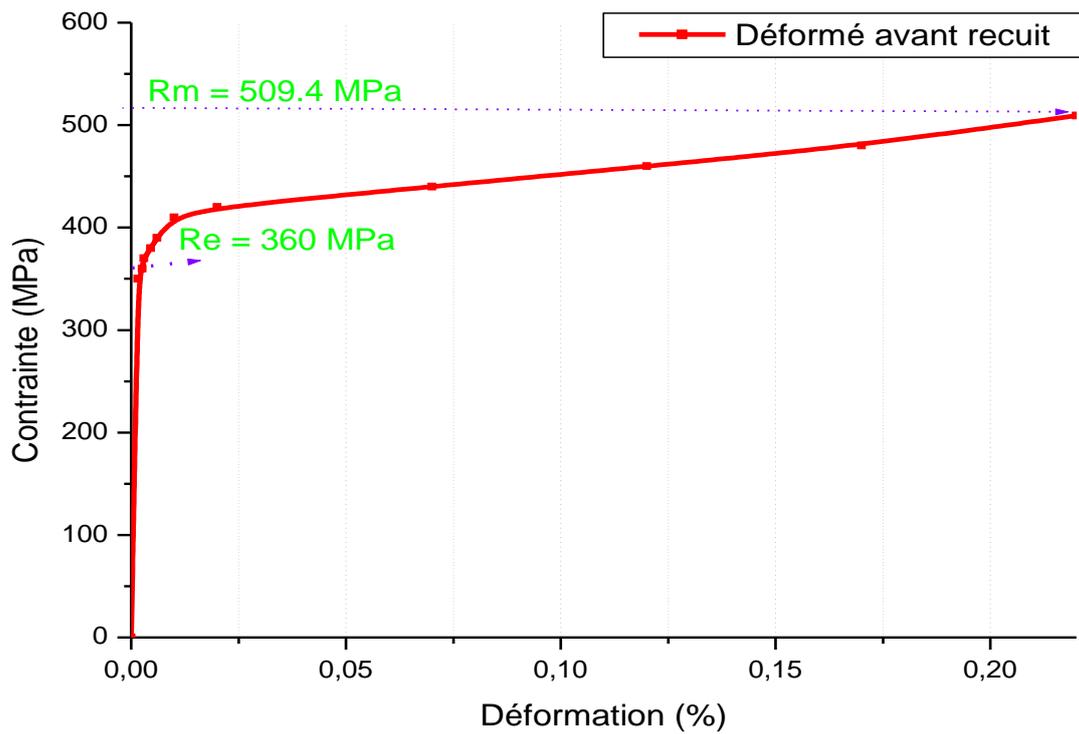


Figure III.7. Courbe déformé avant recuit.

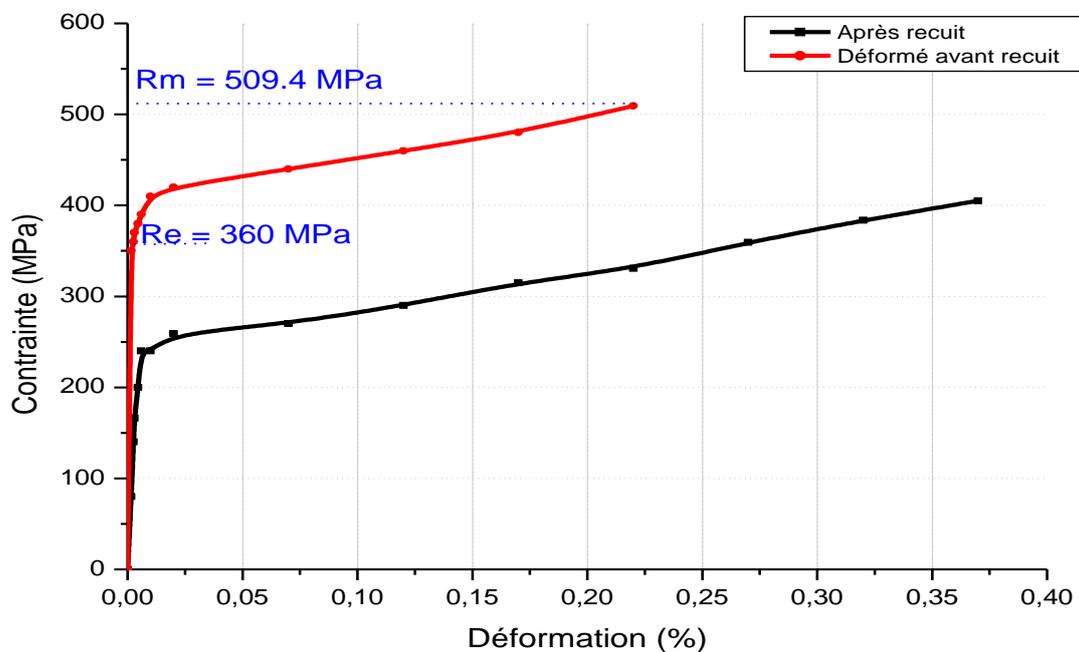
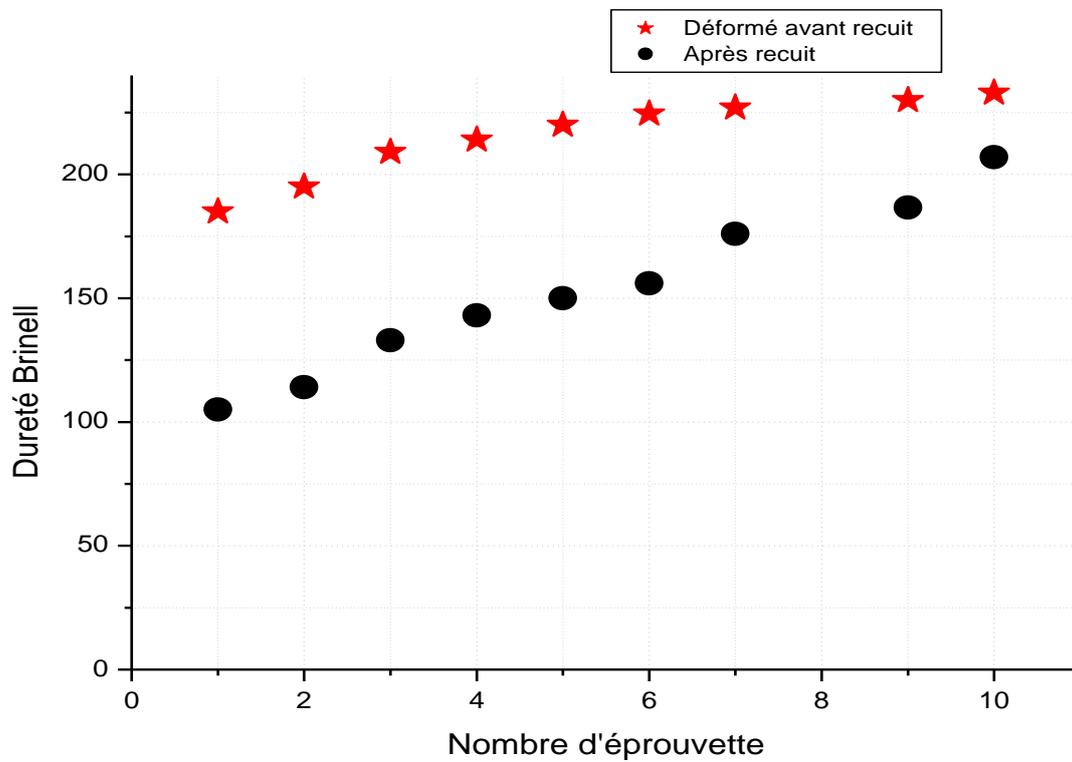


Figure III.8: Courbes de traction de comparaison avant et après recuit.

III.5.2. Essais de dureté

Tableau III.5. Les résultats l'essai de dureté Brinell (avant et après la recuit)

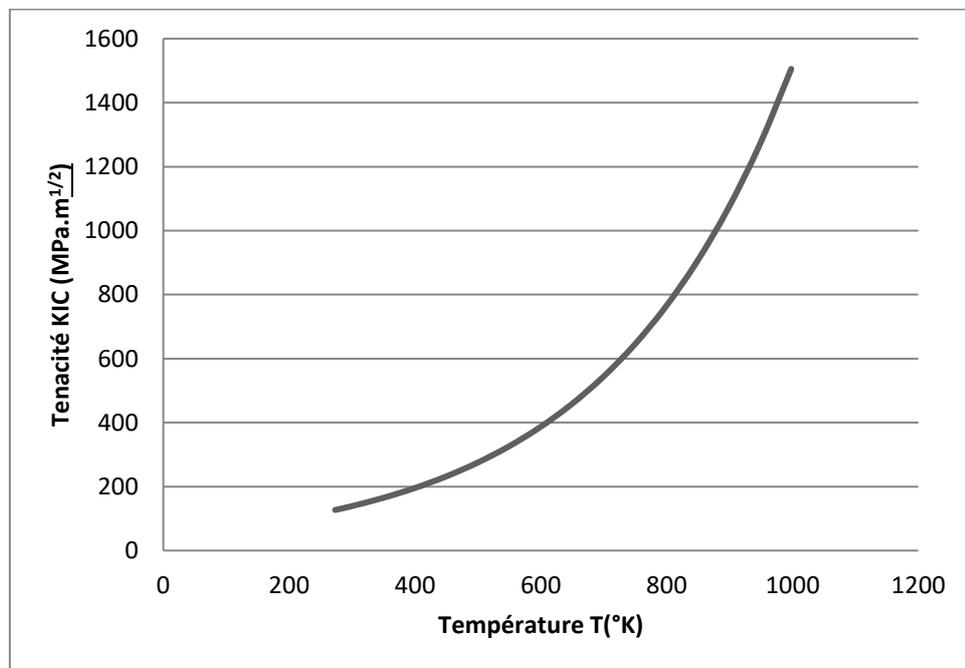
N°	Eprovettes	Avant recuit	Après recuit
		HRB	HRB
1		185	105
2		195	114
3		209	133
4		214	143
5		220	150
6		224.5	156
7		227	176
8		231	186.6
9		239	190
10		247	207

**Figure III.9.** Comparatif des Essais de dureté Brinell avant et après recuit.

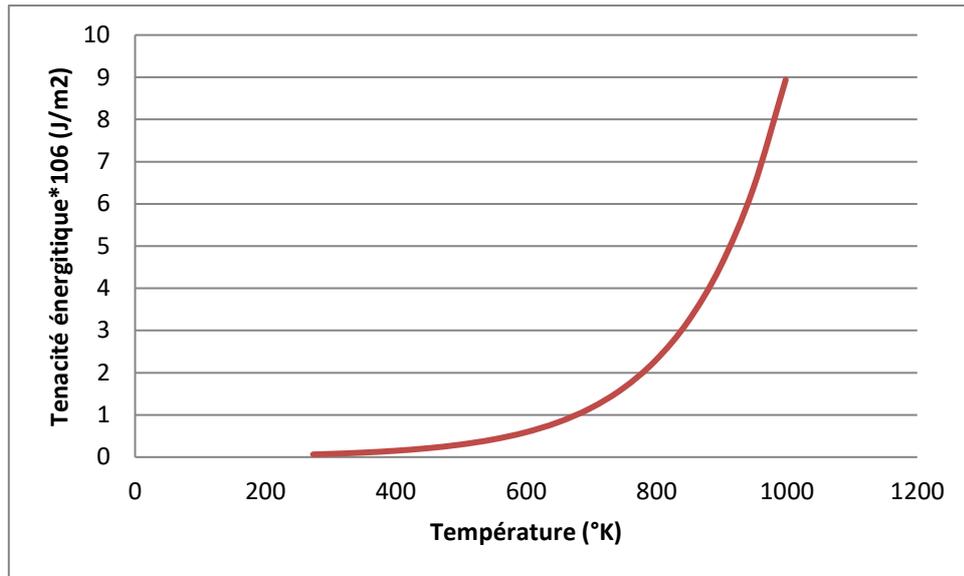
III.5.3. Courbes de ténacité et de coefficient d'écrouissage fonction de température

Les courbes ci-dessous sont des résultats de calculs théoriques, avec prises en compte de tous les paramètres mécaniques concernant l'acier considéré pendant l'opération. Le résumé des courbes est comme suit :

- La variation de la ténacité en fonction de la température.
- La de variation ténacité énergétique en fonction de la température.
- Le comportement de la limite élastique en fonction de la température avant et après recuit.
- L'exposant d'écrouissage en fonction de la température.
- Le comportement de la déformation en fonction de la température avant et après recuit.



- **Figure III.10** : Evolution de la ténacité en fonction de la température.



- **Figure III.11** : Évolution de la ténacité énergétique en fonction de la température.

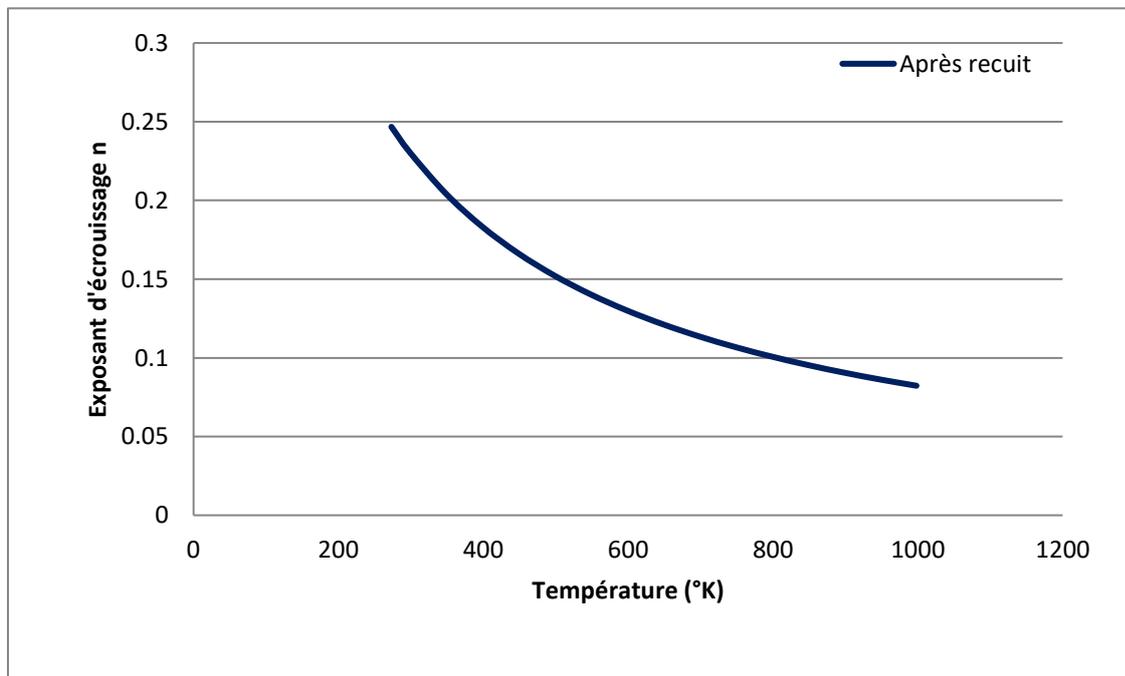


Figure III.12: Evolution de l'exposant d'érouissage en fonction de la température après recuit.

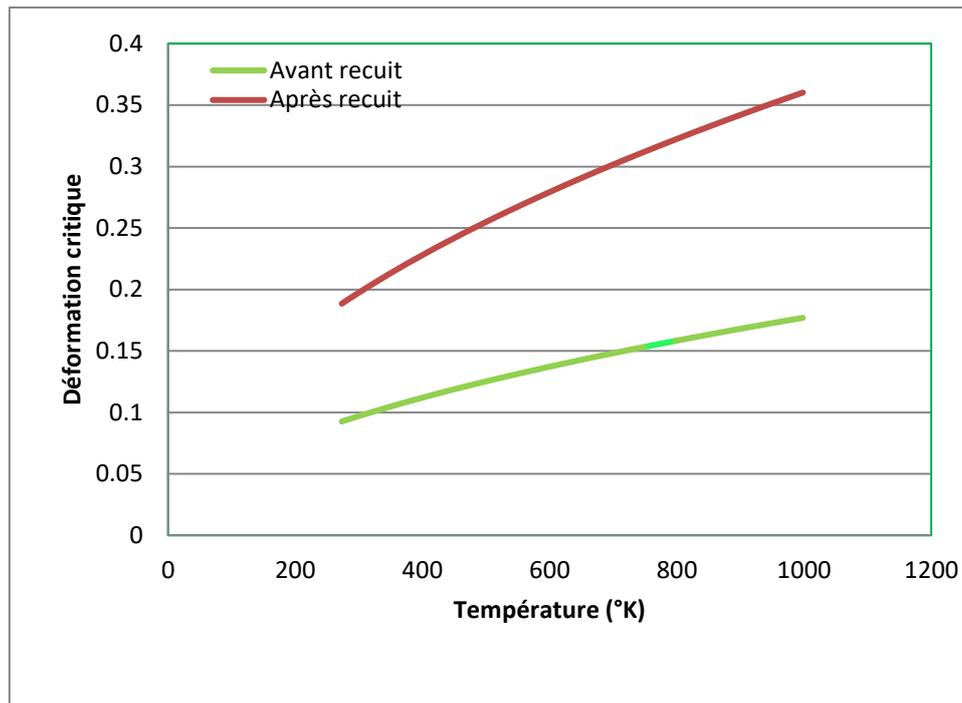


Figure III.13: déformations critiques en fonction de la température.

III.6. Analyse et discussion des résultats

L'évolution des efforts de chargement en déformation à froid, en termes de structure, l'accroissement de la vitesse de déformation se traduit, à taux de déformation donné, par un écrouissage global plus important et par un affinement plus prononcé des grains recristallisés.

Pouvons avancer dans ce qui suit une analyse comparative de nos résultats:

Pour tous les échantillons (avant et après recuit); on remarque que les caractéristiques mécaniques de résistance après déformation (résistance à la rupture R_m , limite élastique R_e et la dureté HB, sont importantes et plus grandes avec une diminution des propriétés de ductilité (figures III.6) par rapport avant recuit (figures III.7).

Ceci peut s'expliquer par le processus de déformation, qui entraîne le durcissement du métal.

- Pendant le procédé de déformation à froid la tôle subit progressivement des pressions le long des épaisseurs sur toute la largeur, celles-ci engendrent des déformations plastiques dues au dépassement de la limite d'élasticité de cet acier. Ces déformations ont pour conséquence un écrouissage du métal ou durcissement par déformation.

De plus l'opération de formage des tôles continue, entraînent des concentrations des contraintes le long des joints des grains ce qui augmente la fragilité et cela se traduit par une détérioration des caractéristiques de l'acier, ceci est concrétisé par une augmentation des propriétés de résistance (R_e , R_m et HB) et une diminution les propriétés de ductilité (A).

La déformation élastique de tout matériau cristallin se produit par distorsion réversible de son réseau. Ce phénomène a une amplitude limitée et, lorsque la déformation imposée

excède une déformation critique – la limite d'élasticité –, les mécanismes mis en jeu à l'échelle microscopique pour accommoder la déformation macroscopique appliquée sont différents.

Comme signalé au chapitre II, certains auteurs ont contribué à étudier le comportement de la ténacité en fonction de température [9].

Avec les valeurs de ténacité obtenue les calculs en fonction de la température sont portés sur :

- K_{IC}^0 ténacité à 0 Kelvin.
- Une plage de température variant entre 273.15-1048.15 K

Les premières remarques enregistrées donnent l'évolution de la ténacité (K_{IC} et G_{IC}) exponentiellement en fonction de la température (III.10) et (III.11), ce résultat demeure logique, du fait que les ténacités précitées dépendent directement du paramètre de température Voir formule (II.5.). Tandis que les propriétés de résistances décroissent fortement avec la durée de chauffage (température), comme indiqué dans la courbe (III.12) par effet d'augmentation des tailles des grains, et par suite de croissance des caractéristiques de ductilité.

Le comportement de l'exposant d'écrouissage en fonction de la température présenté par Krassowsky [10], a pu relier les paramètres mécanique (exposant d'écrouissage n et ténacité K_{IC}) en fonction de la température, comme indiqué dans la formule (II.6)

L'allure enregistrée montre la diminution de l'exposant d'écrouissage n en fonction de la température. Cela peut être expliqué par l'effet de l'écrouissage qui accroît les propriétés de résistances (Durcissement). Ce durcissement des métaux, sont diminuent avec l'évolution du gradient de chauffage (voir figure III. 12).

La technique des traitements thermiques par recuit ce mécanismes conduit à l'élimination (dislocations) et donc à l'adoucissement du matériau ; ces mécanismes ont pour noms restauration et recristallisation. Cette restauration produit généralement un effacement partiel ou total de l'écrouissage accumulé par la déformation). Donc après l'opération de recuit et afin de conférer la meilleure ductilité possible, l'acier récupère ses propriétés adéquates presque de références. Par contre la croissance de l'allongement permet le retour du phénomène de ductilité (voir figures III.13). La déformation est une propriété de ductilité, elle évolue continuellement avec le paramètre de température.

Conclusion générale

Le formage des feuilles destinées à la fabrication des tubes en acier, proprement dit n'est qu'une succession de déformations qui vont engendrer un écrouissage du métal et de temps d'attente pendant lesquels la structure de l'acier pourra évoluer. On a, dans un premier temps, décrit le phénomène d'écrouissage ainsi que les différents mécanismes

À l'état déformé à froid, la tôle n'est plus apte à subir des déformations à froid supplémentaires. L'opération de recuit a pour objet de régénérer la microstructure par recristallisation, ce qui adoucit le métal et modifie l'anisotropie cristallographique : on obtient ainsi de bonnes propriétés mécaniques adaptées au procédé de mise en forme ultérieure.

Au cours du laminage à froid, la géométrie de la déformation est imposée : allongement dans la direction du laminage, amincissement dans la direction normale au plan de laminage et pratiquement pas de déformation dans la direction transverse. Du point de vue microscopique, les grains s'allongent dans la direction de laminage tandis que, dans la direction perpendiculaire au plan de laminage, la taille des grains diminue.

On notera enfin que le laminage à froid est procédé de mise en forme des métaux. Les opérateurs de laminoirs à froid sont confrontés à de multiples impératifs. D'un côté, leurs clients veulent resserrer les tolérances d'épaisseur et de planéité et améliorer sans cesse la qualité de surface des produits. De l'autre, leur outil de production doit être extrêmement flexible pour fabriquer des produits de plus en plus différenciés alors que de hauts niveaux de productivité et de rendement sont les clés de leur compétitivité sur un marché mondialisé. L'industriel doit donc disposer d'une solution d'automatisation avancée permettant l'intégration totale et transparente de l'ensemble de l'appareil productif.

Bibliographies

- [1] Bertrand Langrand , Matériaux métalliques et lois de comportement dynamique , ornera, V1. 01, juillet 2007, page 5.
- [2] Mohamed Tahar Hannachi , Thèse de doctorat, étude du comportement mécanique des joints soudés lors du soudage des tubes par induction à haute fréquence (HF), soutenu le 07 mars 2011, à l'université hadj Lakhdar , Batna, [http //:page](http://page)
- [3] Roland Fortunier ,cour PDF ,comportement mécanique des matériaux ,école nationale supérieure des mines ,saint Etienne [http // p. 46-47](http://p.46-47).
- [4] M.F. Ashby and D.R.H. Jones. Matériaux : 1. propriétés et applications. Dunaux, 1991. traduit de l'anglais par Y. Br.échaït, J. Courbon et M. Dupeux.
- [5] J. Bñard, A. Michel, J. Philibert, and J. Talbot. Mmétallurgie générale. Masson, 1984. 2e édition.
- [6]R. Fortunier. Mmécanique des milieux continus. cours ENSM-SE, 1998.
- [7]J. Lemaitre and J. L. Chaboche. Mmécaniques des matériaux solides. Du- nod, 1988.
- [8] F. Montheillet and F. Moussy. Physique et mmeccanique de l'endom- mangement. Editions de physique, 1986. travaux du GRECO grandes dformations.
- [9] ManfredA.Hirt et Rolf Bez – Construction métallique V10 - EDITION Presses polytechniques et universitaires ROMANDES (2001). Page 66, 70,71.
- [10]M.T. HANNACHI, Evaluation of mechanical behavior of welded induction of steel pipes International review of mechanic engineering (I.RE.M.E),1970 - 8734(ID 2083) November 2009.
- [11] Rabah Aman, Fahala Roquai, Caractérisation de l'étrirage à chaud des tubes soudés, master, génie mécanique 2015/2016, université Labri Tébessa :page 6-7.
- [12] Jean-Denis Lanvin , thèse, Estimation de la ténacité des matériaux métalliques à

l'aide de la mesure de la zone étirée sur les faciès de rupture, soutenue le 1991, université de Metz, page : 89.

[13] A.J. KRASOWSKY, V.À. VÀINSIFIOK, On the relationship between steels. and fracture toughness of ductile structural Int. J. of Fract., Vol. 17, N° 6, pp : 579-592 (1981).

[14] Antar berbtl ,durcissement d'écrouissage et par affinement des grains , mécanique des matériaux ,université Badji Mokhtar -ANNABA ,2016,page : 14-15-16