

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR ANNABA



جامعة باجي مختار عنابة

BADJI MOKHTAR ANNABA UNIVERSITY

FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIORAT 2012

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

MEMOIRE

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de MAGISTER

Effet des traitements mécaniques de surface
(TMS) sur l'écrouissage et la ténacité d'un acier

Option : Mécanique de la rupture

Par

TaâmallahOuahiba

Devant le Jury composé de :

Président : L. Laouar Pr. Université Badji Mokhtar Annaba

Directeur de Mémoire: H. Hamadache MCA. Université Badji Mokhtar Annaba

Examineurs : O. Boussaid MCA. Université Badji Mokhtar Annaba

R. Khelif MCA. Université Badji Mokhtar Annaba

Z. Zemouri MCA. Université Badji Mokhtar Annaba

Dédicace

À ma famille

REMERCIEMENTS

*Je tiens à remercier particulièrement Dr **H.Hamadache** pour avoir eu, le long de ce parcours, la patience d'assurer mon encadrement et de m'avoir dans l'élaboration de ce mémoire. Ainsi que Dr **O. Boussaid** Maitre de conférences à l'Université Badji Mokhtar de Annaba pour m'avoir formé au logiciel ABAQUS.*

*Je tiens également à remercier Mr **S. Remili** pour m'avoir donné l'occasion de réaliser les essais de traction et de dureté au sein du centre de recherche scientifique et technique en soudage et contrôle(Annaba).*

*Mes remerciements également pour **Mr Abainia** (AMM Arcelor-Mittal-Steel Annaba).*

*Je remercie chaleureusement Mr **N. Zeghib** professeur à l'Université Badji Mokhtar de Annaba*

*Je remercie Mr **A. Labbassi** Chargé de cours à l'Université Badji Mokhtar de Annaba.*

*Mes remerciements vont aussi au Président du jury Mr **L. Laouar**, professeur à l'Université Badji Mokhtar de Annaba, pour avoir accepté de présider le jury de soutenance de ma thèse et aux membres du Jury,*

***R. Khelif** Maitre de conférences à l'Université Badji Mokhtar de Annaba*

***Z. Zemouri** Maitre de conférences à l'Université Badji Mokhtar de Annaba.*

Pour avoir accepté d'examiner ce travail et diriger la soutenance.

Sommaire

Dédicace	i
Remerciements	ii
Sommaire	iii
Résumé.....	viii
Introduction Générale.....	1
Chapitre I. Généralité sur les matériaux.....	3
I.1. Introduction.....	3
I.2. Dégradation d'une structure et propriétés mécaniques.....	4
I.2.1. Dégradation d'une structure.....	4
I.2.2. Intérêt des propriétés mécaniques.....	5
I.3. Domaine d'application des aciers.....	5
I.3.1. Définition.....	5
I.3.2. Classification des aciers.....	6
I.3.2.1. Aciers au carbone d'usage général.....	6
I.3.2.2. Aciers de traitements thermiques.....	7
I.3.2.3. Aciers à outils.....	7
I.3.2.4. Aciers inoxydables.....	7
I.3.3. Influence des éléments d'addition.....	8
I.4. Architecture atomique et défauts du réseau cristallins.....	9
I.5. Dislocations et leur rôle dans la déformation plastique.....	11
I.6. Elasticité et plasticité.....	14
I.6.1. Comportement fragile.....	14
I.6.2. Comportement élastique non linéaire.....	14
I.6.3. Comportement ductile.....	15
I.7. Concept de la mécanique de la rupture et ténacité.....	16
I.7.1. Concept fondamental.....	16

I.7.2. Facteur d'intensité de contrainte.....	18
I.8. L'état des surfaces.....	19
I.8.1. Généralités.....	19
I.8.2. Défauts géométriques.....	20
I.8.3. Rugosité.....	20
I.8.4. Paramètres de rugosité.....	21
I. 9.Essais mécaniques.....	23
I. 10. Essais dureté.....	23
I.10.1. Domaines de la dureté.....	23
I.9.2. Essais sclérométriques ou par rayures.....	25
I.10.3. Les essais par rebondissement.....	25
I.10.4. Les essais par indentation.....	26
I.10.4.1. Essai de dureté Brinell.....	26
I.10.4.2. Essai de dureté Rockwell.....	27
I.10.4.3. L'essai de dureté Vickers.....	28
I.10.5. Intérêt et application des essais d'indentation.....	29
I.11. Essai de traction.....	31
I.11.1. Intérêt et déroulement de l'essai.....	31
I.11.2. Courbes conventionnelle et rationnelle.de traction.....	34
I.11.3. Propriétés de traction.....	35
I.11.3.1. Domaine élastique linéaire.....	35
I.11.3.2. Domaine plastique.....	37
I.11.4. Phénomène d'écrouissage.....	38
I.11.4.1. Mécanisme et effet de l'écrouissage.....	38
I.11.4.2. Influence des caractéristiques mécaniques sur l'écrouissage.....	39
I.11.4.3. Courbe et coefficient d'écrouissage.....	40
I.11.5. Phénomène de Striction.....	41
I.11.5.1. Aspect phénoménologique.....	41

I.11.5.2. Critères de Striction.....	42
I.11.5.2.1. Critère de Considère.....	42
I.11.5.2 2. Critère de Swift.....	43
I.11.6. Energie de déformation.....	44
I.12. Essais de ténacité.....	45
I.12.1. Essai de ténacité.....	46
I.12.2. Essai de Résilience.....	48
I.12.3. Mesure d’après l’essai de traction.....	50
I.13. Conclusion.....	51
Chapitre II. Le brunissage.....	52
II.1. Introduction.....	52
II.2. Définition et principe.....	52
II.3. Intérêt et Paramètres du brunissage.....	53
II.4. Effets du brunissage.....	54
II.4.1. Effets sur la qualité géométrique de surface.....	54
II.4.2. Effets sur la qualité physique de surface.....	58
II.4.3. Effets sur la qualité mécanique de surface.....	61
II.5. Conclusion.....	64
Chapitre IV. Matériaux et techniques Expérimentales.....	65
III.1. Introduction.....	65
III.2. Matériaux.....	65
III.2.1. Définition.....	65
III.2.2. Composition chimique.....	66
III.2.3. Caractéristiques mécaniques.....	66
III.2.4. Microstructure des aciers.....	66
III.3. Eprouvettes.....	67
III.3.1. Géométrie.....	67

III.3.2. Gamme de préparation.....	68
III.4. Essais de traction.....	69
III.5. Brunissage.....	71
III.5.1. Dispositif de brunissage.....	71
III.5.2. Conditions du brunissage.....	71
III.6. Mesure de la rugosité.....	72
III.7. Tests de la dureté.....	72
III.8. Tests de la microdureté.....	73
 Résultats Expérimentaux	
IV.1. Résultats Expérimentaux et discussion.....	74
IV.2. Rugosité de surface.....	74
IV.3. Dureté des Couche superficielles.....	77
IV.3. Courbes conventionnelles de traction.....	79
IV.4. Energie de déformation.....	82
IV.5. Taux de consolidation.....	82
IV.6. Conclusions.....	85
 V. Modélisation des courbes conventionnelles et simulations numériques.....	
V.1. Contrainte et déformation vraie.....	86
V.2. Obtention de la courbe rationnelle.....	87
V.3. Evaluation du coefficient d'écrouissage.....	91
V.4. Lois d'écrouissage.....	94
V.5. Simulations numériques.....	96
V.5.1. Généralités.....	96
V.5.2. Simulations de traction.....	96
V.5.2.1. Etapes de la simulation sur ABAQUS.....	97
V.5.2.2. Conduite de la simulation.....	98
V.5.2.3. Considérations techniques.....	98

V.5.2.4. Résultats et discussion.....	99
V.6. Conclusion.....	107
Conclusion général et Perspectives.....	109
Références bibliographiques.....	111

Résumé

Le brunissage est un traitement mécanique de surface (*TMS*) qui met en évidence une déformation plastique à froid des couches superficielles des pièces usinées.

En plus d'un éclat exceptionnel de l'aspect de surface caractérisée par une faible rugosité et des tolérances de plus en plus serrées ; ce procédé conduit également à la consolidation par écrouissage des couches superficielles.

Ce travail porte sur l'aspect physico-géométrique des couches superficielles des aciers *16NC6* et *100C6* ayant subi le traitement de brunissage par bille en acier dur ou par pointe en diamant. Pour chaque nuance d'acier et son traitement mécanique, la courbe rationnelle de traction a été tracée, et une loi d'écrouissage du matériau est établie.

Les résultats montrent que les effets optimaux du brunissage sont étroitement liés à la forme et le matériau de la partie active du dispositif ainsi qu'à l'aptitude à la déformation plastique superficielle du matériau à traiter. En combinant les couples outil-pièces ; les couches superficielles traitées par brunissage offrent un bel aspect de surface d'une rugosité allant jusqu'à $0,82 \mu m$; alors que le coefficient d'écrouissage évalué à partir des courbes rationnelles de traction peut atteindre $0,398$.

Ces résultats traduisent une amélioration de la rugosité et du taux de consolidation respectivement de 78% et de 71% par rapport aux couches superficielles mises en œuvre par tournage.

La simulation des essais de traction a été exécutée au moyen d'un logiciel à base d'éléments finis *ABAQUS*, qui permet de comparer les courbes obtenues numériquement avec les courbes expérimentales réalisées au labo. Les résultats de la simulation, concordent plus ou moins avec ceux retrouvés expérimentalement, en admettant l'existence d'erreurs liées aux conditions d'essai, matériau, manipulation,...

Mots clés : *acier16NC6, acier 100C6, brunissage, écrouissage, rugosité, simulation, traction.*

ملخص

الصفل هو معالجة ميكانيكية للسطوح الذي يسلب الضوء على التشوه اللدن على البارد للطبقات السطحية من أجزاء لقطع مشغلة. بالإضافة إلى سطوع استثنائي من ظهور سطوح تتميز بخشونة منخفضة وسماح متراص للطبقات السطحية، وهذا يؤدي أيضا إلى توحيد هذه الطبقات جراء تشكيلها على البارد.

تركز هذه الدراسة على الجانب المادي والهندسي لطبقات لسطحية من الفولاذ 16NC6 و 100C6 المعالجة بالصفل بكرية الفولاذ الصلدة أو بذنبة من الماس. لكل نوع من الفولاذ المعالجة الميكانيكية المناسبة، تم وضع المنحنى المنطقي للشد واستنتاج قانون التصلد الانفعالي للمواد.

فقد بينت النتائج أن هناك ارتباطا وثيقا بين التأثير الأمتل للصفل وشكل الجزء الفاعل من الأداة وكذلك القدرة على التشويه اللدن لسطوح المواد المراد معالجتها. من خلال الجمع بين الثنائي أداة-قطعة، يمكن للطبقات السطحية الناشئة عن الصفل اكتساب خشونة سطح جيدة تصل إلى 0.82 ميكرون، في حين أن معامل التصلد الانفعالي النظري من المنحنيات المنطقية للشد تصل إلى 0.398 ميكرون. و تبيّن النتائج المحصل عليها تحسينا للخشونة بـ 78% والاندماج السطحي بـ 71%. مقارنة مع الطبقات السطحية الناشئة عن الخراطة.

تم إجراء محاكاة اختبارات الشد باستخدام برنامج العناصر المحددة ABAQUS، والتي تسمح لنا بمقارنة المنحنيات المحصل عليها عدديا بالمنحنيات التجريبية، وتتوافق نتائج المحاكاة أكثر أو أقل مع تلك التي وجدت تجريبيا حسب ظروف الانجاز.

كلمات مفتاحية: الفولاذ 16NC6 ، الفولاذ 100C6 ، الصفل، تصلد انفعالي ، خشونة ، محاكاة، /الشد

Abstract

Burnishing is a mechanical surface treatment (TMS) which highlights a cold plastic deformation of the surface layers of machined parts.

In addition to an exceptional brightness of the surface appearance characterized by a low surface roughness and tolerances become tighter, this process also leads to the consolidation of hardening layers.

This work focuses on the physical aspect of geometric surface layers of steel and 16NC6 100C6 treated by burnishing hard steel ball or diamond point. For each grade of steel and mechanical treatment, the rational curve of traction has been drawn, and a hardening law of the material is established.

The results show that the optimal effects of burnishing are closely related to the shape and material of the active part of the device as well as the ability to plastic deformation of the treated surface material. By combining the tool-work piece couples; superficial layers treated by burnishing offer an aesthetic surface roughness up to $0.82 \mu\text{m}$, while the strain hardening exponent evaluated from rational curves traction can achieve 0.398 .

These results reflect an improvement in roughness and the rate of consolidation respectively 78% and 71% compared to layers implemented by turning.

Simulation of tensile tests was performed using a software-based finite element *ABAQUS*, which compares the curves obtained numerically with the experimental curves performed in the lab. The results of the simulation agree more or less with those found experimentally, assuming the existence of errors in the test conditions, material, handling,

keywords : *16NC6 steel , 100C6 steel, burnishing, hardening, roughness, simulation, tensile.*

Introduction Générale

D'après les analyses statistiques sur les causes des défaillances des composants mécaniques, on constate que, dans la grande majorité des cas, la défaillance est due à la rupture de la pièce avec un amorçage en surface. La qualité de la couche superficielle est donc un facteur essentiel pour l'intégrité mécanique des structures mécaniques. La surface d'une pièce mécanique est aussi une zone de contact avec l'environnement hostile comme l'air, pour des problèmes d'oxydation, et le milieu corrosif. Elle est également la partie d'une pièce où se produisent les phénomènes de frottement, d'usure, de grippage et de matage. Combinant tous les facteurs défavorables, la surface d'une pièce d'une pièce mécanique est une zone particulièrement vulnérable qui intéresse les mécaniciens pour la conception mécanique et les spécialistes de matériaux pour améliorer les performances mécaniques. Par ailleurs, le matériau à l'état de livraison présente des caractéristiques de base généralement insuffisantes pour lui conférer une bonne résistance mécanique (*la résistance à l'usure, à la corrosion et à la fatigue*). Dans un souci technico-économique, les matériaux sont appelés à subir des modifications structurales tout au long de leur cycle de fabrication en vue de modifier leurs propriétés de bases. Les modifications sont les plus souvent apportées par les traitements thermiques ou thermo-chimiques superficiels qui s'opèrent soit avec changement de composition thermo-chimiques ou thermo-ioniques (*cémentation, carburation, nitruration...*) soit sans changement de composition (*trempe, revenu, recuit ...*).

Cependant, les techniques de fabrication actuelles font appel de plus en plus à des procédés modernes de mise en forme tels que les traitements mécaniques de surface (*TMS*) qui opèrent par phénomène d'écrouissage. Actuellement un bon nombre de *TMS* ont vu le jour tel que le grenailage, le galetage, le brunissage etc. Ils consistent à bonifier les caractéristiques mécaniques, tribologiques, la tenue à l'usure.... la mise en œuvre de ces *TMS* est le résultat d'une déformation plastique des couches superficielles. Le brunissage est un procédé qui conduit en générale à une surface caractérisée par un bel aspect physico-géométrique. Du fait de ses effets bénéfiques à l'échelle technologique (*amélioration de surface*), métallurgique (*le phénomène d'écrouissage*), et mécanique (*contraintes résiduelles*) ; le brunissage constitue une alternative aux procédés de finition par enlèvement de copeaux dans le processus de production des pièces mécaniques comme en témoignent la majorité des résultats bibliographiques.

Ce travail porte sur le brunissage de deux nuances d'aciers (*16NC6 et 100Cr6*) pour déterminer leur aptitude à subir la déformation plastique superficielle (*DPS*) et évaluer la rugosité de surface, le taux de consolidation des couches superficielles et la ténacité. Une attention particulière sera donnée aux lois d'écrouissage des surfaces traitées. Les résultats des effets du brunissage sont évalués de manière comparative à ceux du tournage.

Le mémoire comporte les parties suivantes :

- Dans le premier chapitre sont présentés des généralités sur les métaux et leurs propriétés mécaniques et de présentée quelques essais mécaniques qui peuvent fournir au matériau ces données nécessaires ; (*Dureté, traction et essai de rupture*).
- Le deuxième chapitre est consacré à l'étude à l'étude du procédé de traitement mécanique superficiel (*TMS*) par brunissage, la présentation de régime de traitement par (*DPS*) et leurs effets.
- Le troisième chapitre regroupe l'ensemble des appareils, machines, et outil utilisée, la description des matériaux étudiés, les techniques expérimentales employées lors de la préparation des éprouvettes d'essais et leurs traitements par brunissage.
- Le quatrième chapitre est consacré aux résultats expérimentaux et la discussion.
- au cinquième chapitre une modélisation des courbes conventionnelles et les applications de simulation sur *ABAQUS* ont été développées et ont permis de prédire numériquement la traction où les différents résultats retrouvés seront analysés. Il est suivi par une conclusion générale.

Chapitre I. Matériaux et essais mécaniques

I.1. Introduction

Les matériaux métalliques constituent la base du développement technologique. Ceci est également valable pour la construction des outils, des machines, des installations et des automobiles que pour l'aéronautique et l'aérospatial et la médecine. Les alliages à base de fer, aciers et fontes, constituent en masse près de 90 % de la production mondiale de matériaux métalliques.

Les aciers, en particulier, constituent une classe de ces matériaux très vaste possédant une large panoplie de caractéristiques mécaniques. Ils jouent et continuent de jouer un rôle capital sur le plan technologique. Les aciers sont des matériaux de l'armement, de construction, de transport (*trains, automobiles*), de composants mécaniques (*visserie, ressorts, câbles, roulements, engrenages*), d'outillage de frappe (*maroteaux, burins, etc.*) et de coupe (*fraises, forets, porte-plaquette*), etc. Ils sont aussi très présents dans des produits destinés au grand public (*meubles, ustensiles de cuisine*). L'acier a opéré sa révolution technologique pour être aujourd'hui présent dans presque tous les secteurs de l'activité économique (*depuis les poutrelles et les armatures de béton armé, jusqu'aux aiguilles et aux prothèses de hanche*), et se trouve au cœur de la vie quotidienne (*boites, conserves...*). Plusieurs facteurs expliquent cette importance: sur le plan mécanique, les aciers ont un fort module d'élasticité et une forte limite élastique, et à cause de leurs meilleures propriétés aussi physicochimiques que mécaniques qu'ils possèdent, ils se prêtent facilement à une production en masse. L'acier demeure le seul matériau capable tout à la fois de soutenir des efforts et des charges considérables, de conserver ses vertus à haute et basse température et de résister à la corrosion. On peut modifier également leurs propriétés en ajoutant d'autres éléments, principalement métalliques, et on parle des aciers alliés. De plus, on peut encore améliorer grandement leurs caractéristiques par des traitements mécaniques prenant en surface ou à cœur de la matière; on parle alors des aciers traités [1].

I.2. Dégradation d'une structure et propriétés mécaniques

I.2.1. Dégradation d'une structure

La dégradation d'une structure peut avoir plusieurs origines :

Soumise à des efforts ou à des déformations excessifs, on constate des déformations anormales (*irréversibles*) des pièces voire la rupture de celles-ci : c'est donc que la pièce est mal calculée (*donc mal conçue*) ou que les efforts extérieurs avaient dépassé leurs valeurs admissibles : $F > [F]$.

Pour définir les caractéristiques mécaniques des matériaux, on réalise un essai de traction sur des éprouvettes normalisées (voir § I.11). L'objectif étant d'évaluer la résistance mécanique. Cette dernière caractérise la contrainte maximale qu'un matériau peut supporter avant de se rompre. La résistance d'un matériau est fonction, bien entendu, de l'intensité de ses liaisons atomiques ou moléculaires, mais elle peut également dépendre de l'influence de certains paramètres extérieurs, comme la forme des pièces ou les défauts qui y sont présents (*fissures et dislocations*) [2].

Par ailleurs pour faciliter la mise en forme des matériaux, on cherche une bonne ductilité qui représente la propriété grâce à laquelle un matériau peut se déformer de façon permanente avant de se rompre. Dans les solides cristallins, la ductilité est due au déplacement des dislocations.

Pour augmenter la capacité à résister aux déformations réversibles, le matériau doit avoir une haute limite d'élasticité autrement dit, il doit avoir une bonne rigidité qui caractérise l'intensité des liaisons atomiques. Cette propriété est le plus souvent caractérisée par le module d'Young, E. Si les efforts sont cycliques ; il ya aura un phénomène de fatigue engendrant une rupture brutale. La résistance à la fatigue est caractérisée par la limite d'endurance [3].

Opérant dans un environnement agressif ; la pièce se ruine par corrosion du métal ;

Un travail au frottement entraîne l'usure des pièces.

Pour des pièces renfermant des défauts (*géométriques ou structuraux*), leur résistance dépendra de leur ténacité qui représente la capacité globale du métal à absorber l'énergie d'une déformation, et de s'opposer à la propagation brutale de la fissure (*défaut*).

I.2.2. Intérêt des propriétés mécaniques

L'ingénieur ne peut calculer ni déterminer les charges admissibles sans connaître les caractéristiques mécaniques du matériau à utiliser. Autrement dit le non respect des exigences techniques entraîne un fonctionnement anormal des pièces qui conduit à la dégradation des organes du produit (*structure*). Les propriétés mécaniques courantes des métaux sont liées aux concepts usuels d'élasticité et de plasticité. Elles résultent des différentes orientations des cristaux et de la présence des joints.

Les propriétés mécaniques dépendent de la température d'utilisation, de l'état de surface, des conditions d'application des efforts, de la vitesse de déformation.

Elles sont déterminées, avec un certain intervalle de précision, au moyen d'essais normalisés.

Pour assurer une bonne résistance du produit fini (*structure*), il faut :

- i) Une bonne connaissance des propriétés et des caractéristiques mécaniques des matériaux.
- ii) Une identification des sollicitations (*force, déformation...*) auxquelles sont soumises les pièces.
- iii) Un dimensionnement (*sections*) optimal des pièces en fonction de la nature et des propriétés des efforts.

Pour prédire le comportement en service d'un matériau, on doit connaître des caractéristiques aussi bien à l'échelle microscopique qu'à l'échelle macroscopique.

I.3. Domaine d'application des aciers

I.3.1. Définition

Les aciers sont essentiellement des alliages de fer et de carbone (fig. I.1), qui contiennent en outre certains autres éléments introduits en faibles quantités au moment de leur élaboration (*dans les aciers allies, on introduit par exemple des éléments d'alliage dans le but de modifier les propriétés des aciers de base*).

très grande quantité et dont le prix est relativement bas. Outre le carbone, ces aciers contiennent des éléments d'addition (*manganèse, silicium...*) et des impuretés (*soufre et phosphore*) dont la présence découle de leur mode d'élaboration.

I.3.2.2. Les aciers de traitements thermiques

Les aciers alliés ou non alliés de traitements thermiques sont définis en fonction de leur composition. La composition chimique de ces aciers permet de déterminer les traitements qu'on peut leur appliquer en fonction des propriétés recherchées.

i). Aciers non alliés : Ces aciers sont, en fait, intermédiaires entre les aciers d'usage général de type A et les aciers fins de type XC; on peut leur faire subir un traitement thermique mais les caractéristiques mécaniques obtenues peuvent être assez variables d'un lot à l'autre et même à l'intérieur d'un même lot.

ii). Aciers alliés : On distingue deux grandes catégories d'aciers alliés :

- **Aciers faiblement alliés :** Ce sont des aciers dans lesquels aucun élément d'addition n'atteint la teneur de 5%.
- **Aciers fortement alliés :** Dans ces aciers, au moins un élément d'addition atteint la teneur supérieure ou égale à 5%.

I.3.2.3. Aciers à outils

Sont des aciers utilisés pour la fabrication d'outils mécaniques tels que les mèches, outils de coupe, cisailles, marteaux, burins...etc. Les caractéristiques d'utilisation des aciers à outils sont semblables à celles des aciers alliés, mais elles exigent l'amélioration d'un certain nombre de propriétés : la dureté, la trempabilité ; la tenue à chaud, la ténacité, la résistance et la résistance aux chocs thermiques.

I.3.2.4. Aciers inoxydables

Les aciers inoxydables comprennent un ensemble de familles d'alliages à base de fer dont la principale propriété est la résistance à la corrosion généralisée. Toutefois, bien qu'on les qualifie d'inoxidables, ces aciers ne sont pas dans tous les cas totalement exempts d'une possibilité de corrosion. Le chrome est l'élément essentiel qui, à des teneurs supérieures à environ 12 %, rend l'acier inoxydable en favorisant, en milieu oxydant, la formation d'un film passif à sa surface.

I.3.3. Influence des éléments d'addition

Les éléments d'addition (*éléments d'alliage*) sont en général des "métaux" surtout dans les aciers mais ce peut être des "non métaux" ou des "gaz". En général, les éléments d'alliage améliorent les propriétés de ces métaux. Les éléments d'addition dans les aciers sont nombreux (*une trentaine*) [2, 4].

Ces éléments ont une action spécifique dans les aciers :

i). Manganèse : On l'utilise surtout pour améliorer les propriétés des aciers d'usage général et la trempabilité des aciers de traitements thermiques, et ce a un faible cout. Le manganèse se retrouve rarement seul comme élément d'alliage, car il entraîne plusieurs inconvénients : sensibilité à la surchauffe au cours de l'austénitisation, sensibilité qui provoque une croissance des grains ; augmentation de la fragilité au revenu ; diminution de la ductilité et de la résistance mécanique mesurées selon une direction perpendiculaire au laminage (*sens travers*).

ii). Nickel : Le nickel, qui ne forme pas de carbures, agit principalement sur les propriétés de la ferrite augmentation de la résistance mécanique et de la ténacité. Les aciers qui contiennent plus de 0.5% de nickel conservent une bonne résilience, même à des températures très basses (*aciers à 9 % de nickel utilisés pour les réservoirs cryogéniques*). Le nickel freine en outre la croissance des grains austénitiques (*aciers de cémentation*) et il exerce une action moyenne sur la trempabilité (*facteur d'augmentation de la trempabilité de 1,4/1 % Ni*).

iii). Silicium : Le Silicium augmente par ailleurs la stabilité du revenu, mais il accroît la fragilité de l'acier. Cet élément améliore la résistance à l'oxydation à chaud et la résistance au fluage ; c'est pourquoi on peut le retrouver dans des aciers au chrome. On le retrouve également en présence de manganèse (*1,5 à 2 % de Si et 0,6 à 0,9 % de Mn*) dans les aciers mangano-siliceux utilisés pour la fabrication des ressorts (*limite d'élasticité élevée*).

vi). Chrome : Le chrome augmente considérablement la trempabilité (*facteur d'augmentation de la trempabilité de 3,2/1 % Cr*). Il améliore également la résistance au revenu et la tenue à chaud, grâce à la formation de carbures de chrome qui exercent un effet de durcissement par précipitation, durcissement qui pallie l'adoucissement de la martensite. Enfin, le chrome, qui joue un rôle de premier plan dans la résistance à la corrosion, est l'élément d'addition le plus important des aciers inoxydables. On emploie le chrome dans

les aciers de cémentation lorsqu'on veut améliorer la résistance à l'usure des surfaces carburées. Les aciers hypereutectoïdes ($> 0,8\%$ de C) au chrome ($0,50$ à $1,70\%$ de Cr) sont largement utilisés pour la fabrication des roulements (*billes, rouleaux, etc.*).

v). **Molybdène** : Le molybdène améliore la résistance au revenu en favorisant l'apparition d'un durcissement secondaire dû à la formation de carbures, Mo_2C , et en diminuant la sensibilité à la fragilisation au revenu.

I.4. Architecture atomique et défauts du réseau cristallins

La microstructure d'un matériau est formée par l'ensemble des grains et des particules de taille microscopique, ou des défauts observables par microscopie (*électronique ou bien optique*). Elle nous permet de caractériser les structures et les propriétés de plusieurs matériaux [5].

Un monocristal, géométriquement parfait, est un ensemble d'ions régulièrement repartis dans l'espace. Pour décrire cet arrangement, on définit un réseau cristallin par un ensemble de nœuds obtenus à partir d'une maille élémentaire répétitive avec une périodicité tridimensionnelle.

Les trois structures cristallines les plus fréquentes dans les métaux sont les structures cubiques à faces centrées (*c.f.c.*) (fig. I.2a), cubique centrée (*c.c.*) (fig. I.2b) et hexagonale compacte (*h.c.*) (fig. I.2c). Les structures *c.f.c.* et *h.c.* sont les plus compactes.

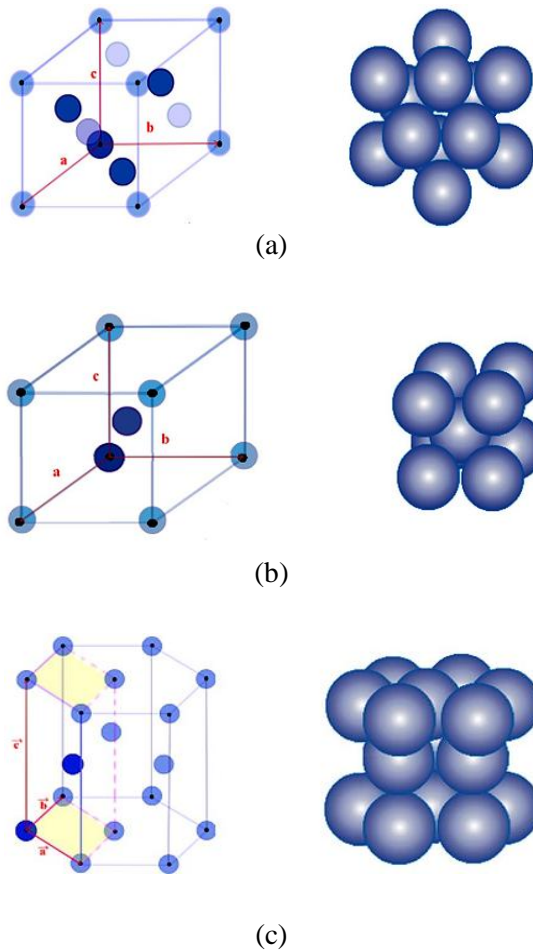


Figure I.2. Disposition des atomes et mailles élémentaires des structures cristallines les plus courantes des métaux : a) réseau c.f.c. b) réseau c.c, c) système h.c.

La structure cristallographique du cristal est loin d'être toujours parfaite, parce qu'elle est perturbée par une série des défauts, qui ont une grande influence sur certaines propriétés fondamentales. Ces défauts peuvent naître à l'échelle ponctuelle tels que les lacunes qui sont un atome manquant à un nœud de réseau cristallin, linéaire telles que la dislocation coin et la dislocation vis (voir § I.5), au niveau plan ; c'est le cas des joints de grains (fig. I.3) qui sont des imperfections planes qui séparent deux cristaux d'orientation différente dans un agrégat polycristallin et en macles (fig. I.4) qui sont des défauts dans l'ordre d'empilement des couches denses d'atomes.

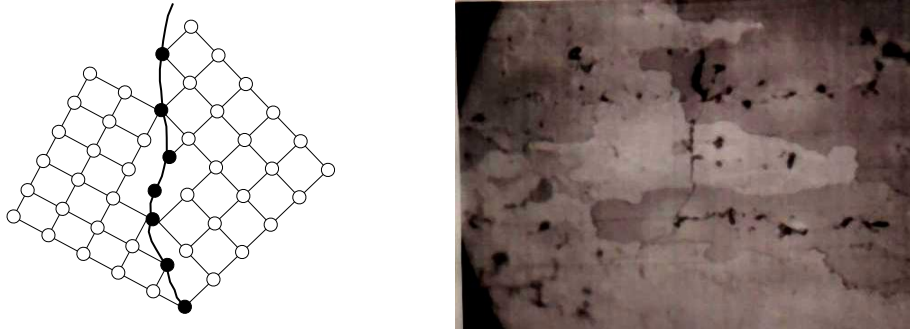


Figure I.3. a) Représentation schématique d'un joint de grain Microstructure montrant les Joints de grains, b) dans l'alliage d'Al [6].

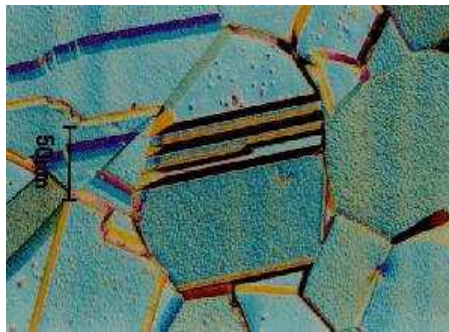


Figure I.4. Micrographie d'un acier inox maclé [7].

Les défauts de plan ne sont pas vraiment des défauts du cristal, mais une conséquence de l'enchevêtrement polycristallin, qui est le vrai défaut interne de la microstructure des matériaux, elles sont associées aux ensembles polycristallins. Les défauts peuvent être des défauts volumiques qui sont essentiellement des cavités de phases non désirées. La partie étrangère du cristal est soit des précipités qui sont de petites particules de seconde phase qui se sont formées entre le métal de base et un élément d'alliage, soit des inclusions qui sont des «saletés» dans le métal, qui proviennent de son élaboration à l'état liquide ; ce sont le plus souvent des oxydes, des sulfures ou des silicates. [4, 5, 8].

Les défauts linéaires sont les plus intéressants vis-à-vis la déformation des matériaux cristallins.

I.5. Dislocations et leur rôle dans la déformation plastique

Dans un cristal réel, il existe en plus des défauts ponctuels, des défauts linéaires ou dislocations (fig. I.5). Une dislocation est caractérisée par le vecteur de *Burgers*. Ce vecteur est le défaut de fermeture d'un circuit qu'on aurait tracé autour de la dislocation dans un plan normal à celle-ci.

Dépendamment de la nature du défaut, Les dislocations peuvent être classées en plusieurs catégories :

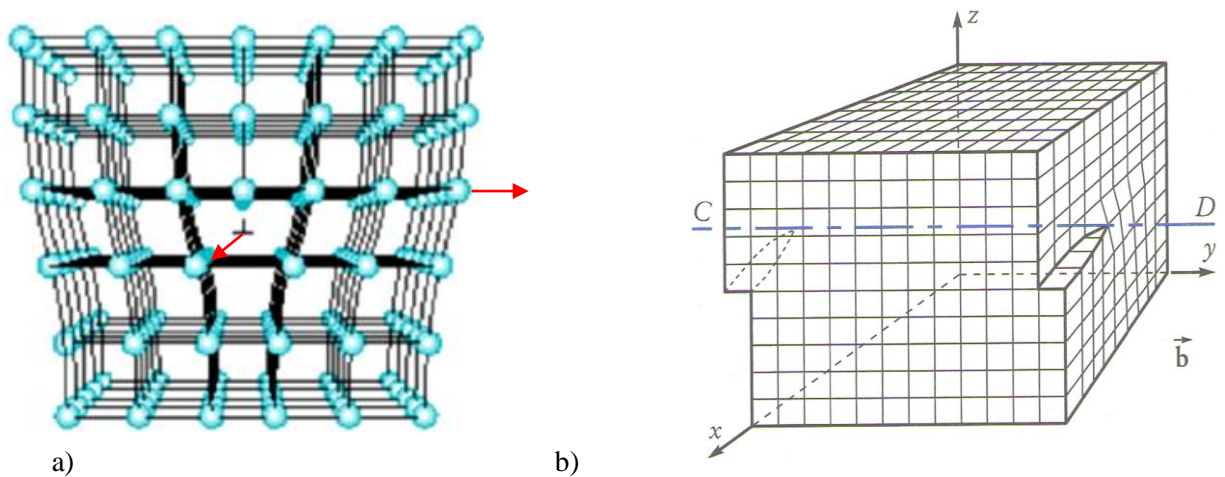


Figure I.5. Représentation schématique d'une dislocation : a) Dislocation coin, b) Dislocation vis

i) Une dislocation coin est représenté à la figure I.5a dans une structure cubique simple. Une telle dislocation est la ligne sur laquelle se termine un demi-plan atomique supplémentaire à l'intérieur du cristal. On peut remarquer sur cette figure que le cristal est déformé au voisinage de la dislocation : au-dessus de la ligne de dislocation AB , la distance entre les atomes étant moins grande que leur distance d'équilibre, le réseau est en compression ; la situation inverse prévaut sous la dislocation : le réseau y est en tension.

ii) Une dislocation vis représentée à la figure I.5b, est le résultat d'un cisaillement du réseau parallèlement à la ligne de dislocation.

La figure I.6, représente une microstructure du fer déformé, nous pouvons distinguer clairement l'allongement des dislocations vis.



Figure I.6. Microstructure des dislocations vis dans le fer déformé [9].

Nous avons décrit ici deux types de dislocation rectiligne, qui sont deux modèles extrêmes ; dans la réalité, les lignes de dislocations sont courbes, et une dislocation est donc parfois coin lorsque la ligne est perpendiculaire à la déformation, parfois vis lorsque la ligne est parallèle à la déformation, parfois entre les deux. On peut même avoir une boucle de dislocation (*la ligne est un cercle fermé*), (fig. I.7).

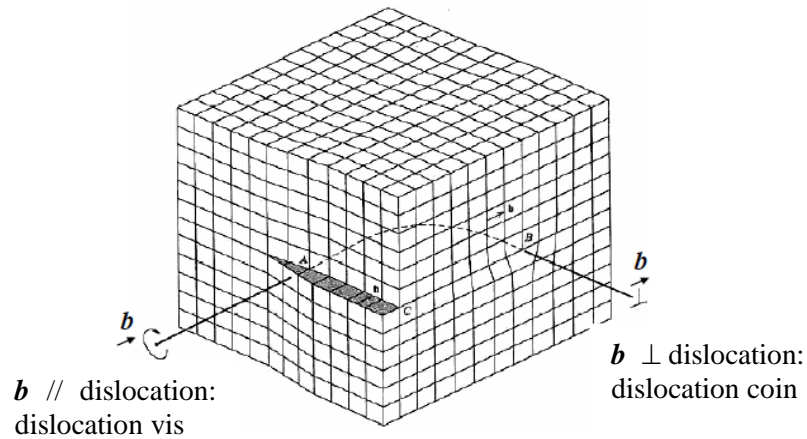


Figure I.7. Dislocations mixte.

La déformation plastique d'une pièce métallique se fait par le mouvement des dislocations [4, 5,10]. Le passage d'une dislocation à travers un cristal fait glisser l'une par rapport à l'autre les deux moitiés du cristal séparées par l'aire balayée par la dislocation (fig. I.8).

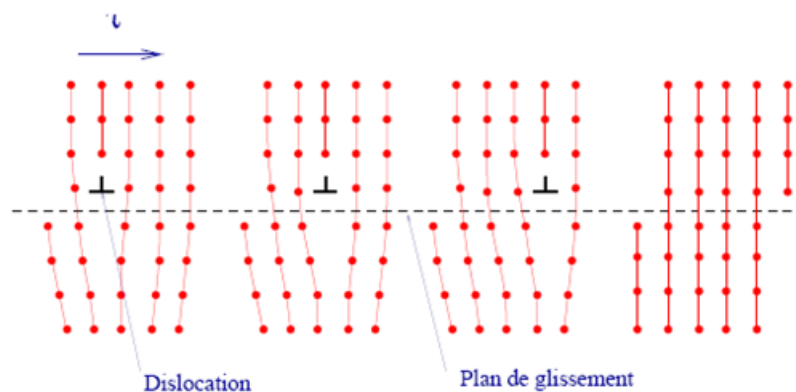


Figure I.8. Glissement et cisaillement d'un plan atomique suite au déplacement d'une dislocation.

Si l'on exerce une déformation plastique importante sur un cristal contenant, au départ, peu de dislocations, on constate néanmoins un glissement global dans le cristal

beaucoup plus grand que celui qui correspondrait au mouvement des quelques dislocations que contenait le cristal.

I.6. Elasticité et plasticité

L'une des propriétés principale de l'état métallique est l'aptitude à la déformation sous l'effet d'une contrainte. Selon la valeur de celle-ci, la déformation résultante peut être élastique, c'est-à-dire qu'elle se résorbe si la contrainte cesse d'être appliquée, ou plastique, dans le cas où le solide conserve une déformation permanente après que la sollicitation mécanique est été supprimée [11].

Le matériau peut réagir aux forces extérieures de différentes façons [2, 3, 4]:

I.6.1. Comportement fragile

Dans ce comportement dit élastique parfait, ou élastique linéaire, le matériau ne présentant pas de domaine plastique, la rupture se produit alors que les déformations sont purement élastiques ; le verre, la fonte grise, certains aciers bruts de trempe, les céramiques, le béton et la plupart des polymères thermodurcissables sont des matériaux qui ont un comportement fragile (fig. I.9) :

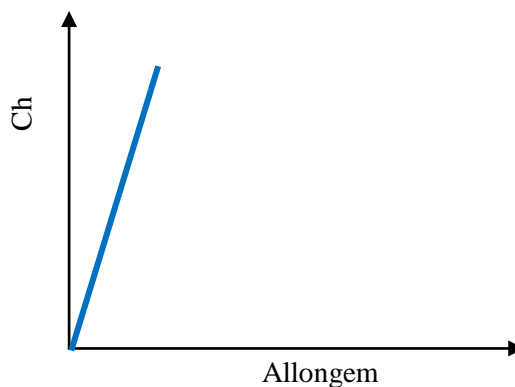


Figure I.9. Comportement fragile.

I.6.2. Comportement élastique non linéaire

La déformation élastique (*c.-à-d. réversible*) n'est pas proportionnelle à la charge qui la provoque. Un tel comportement est caractéristique de certains polymères thermoplastiques et des élastomères (Fig. I.10).

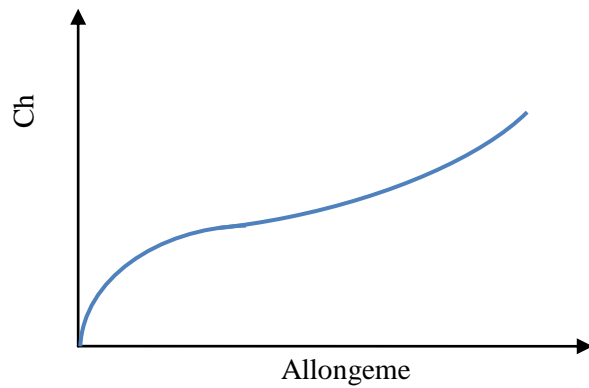


Figure I.10 Comportement élastique non linéaire.

I.6.3. Comportement ductile

Une déformation plastique permanente accompagnée généralement d'un durcissement du matériau suit la déformation élastique. De nombreux matériaux présentent ce type de comportement : c'est le cas de la majorité des métaux et des alliages, et certains polymères thermoplastiques. La figure I.11 représente la courbe conventionnelle de traction de l'acier 35NC6 à différents procédés d'usinage [12].

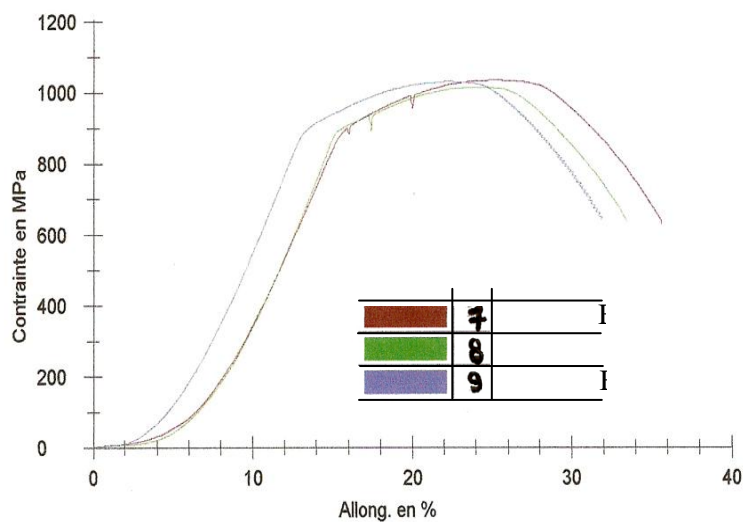


Figure I.11. Comportement ductile de l'acier 35NC6 [10].

Un matériau élasto-plastique est caractérisé par un seuil d'écoulement au-dessous duquel le comportement est purement élastique, alors qu'une fois celui-ci est atteint, la déformation n'est plus réversible. En toute rigueur, cette dernière est indépendante du temps : elle n'évolue pas si la charge est maintenue constante, elle ne disparaît pas progressivement après décharge. De même, le seuil n'est pas fonction de la vitesse de déformation.

I.7. Concept de la mécanique de la rupture et ténacité

I.7.1. Concept fondamental

La théorie de *Griffith* postule l'existence de micro fissures dans le matériau [3,4]. Ces micros fissures conduisent à la rupture lorsque la contrainte appliquée dépasse une certaine valeur critique : C'est la rupture fragile.

L'utilisation de matériaux possédant des caractéristiques de résistance élevées et, de ce fait, une ductilité limitée a conduit à prendre en compte, face aux défauts inévitables présents dans une construction, leur ténacité c'est-à-dire leur capacité à s'opposer à la propagation brutale d'une fissure. Cela est fait à travers le facteur critique d'intensité de contrainte K_{IC} [13].

La rupture est la destruction de la cohésion (*dé cohésion*) de la matière par la création de discontinuité surfacique ou volumique au sein de celle-ci [14]. Autrement dit c'est la séparation d'un matériau en deux ou plusieurs parties sous l'action d'une contrainte appliquée (fig. I.11).

Considérons un solide parfait de hauteur h et de section A représenté schématiquement sur la (fig. I.12a). Si on lui applique une force de traction F (fig. I.12b), ce solide va se casser en deux lorsque la force sera suffisante pour casser les liaisons atomiques. (Fig. I.12c)

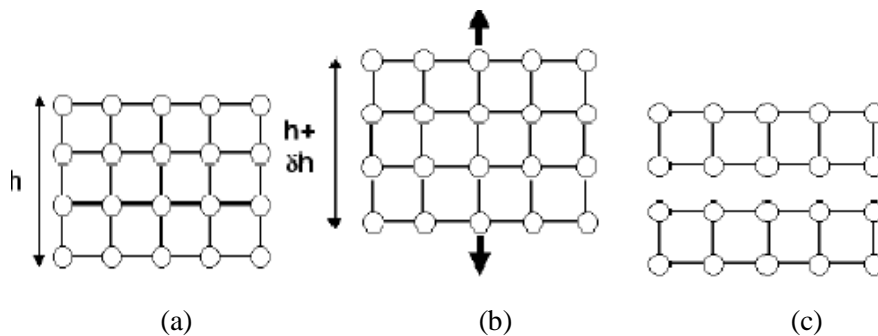
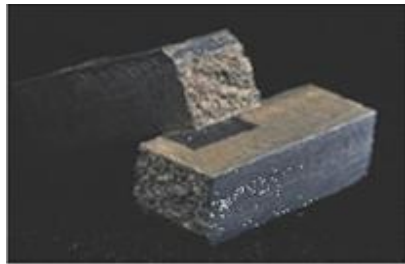


Figure I.12. Rupture d'un solide : a) solide idéal, b) solide soumis à une force de traction, c) rupture.

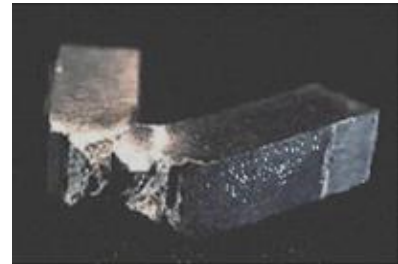
La mécanique de la rupture consiste à évaluer les conditions de ruine d'une structure à partir du développement de petits défauts existants qui sont susceptibles d'évoluer avec le temps jusqu'à atteindre une valeur critique irréversible. Au niveau macroscopique, on considère qu'un élément du volume cristallin métallique est endommagé lorsqu'une fissure de l'ordre d'un millimètre est amorcée. Cette dimension atteint 1 cm pour le bois et 10 cm pour le béton [15].

Partant du principe que tout matériau contient des défauts, il y a lieu donc de caractériser la résistance de ce matériau à la propagation brutale des défauts. Autrement dit, il y a lieu d'estimer sa ténacité. En général, les matériaux sont divisés en deux groupes (fig. 1.13):

- Ceux présentant un comportement fragile qui se rompent dans le domaine élastique
- Ceux présentant un comportement ductile qui se rompent après avoir subi une déformation plastique.



a) Acier de Titanic



b) Acier A36 actuel

Figure I.13. Rupture des matériaux : a) Rupture fragile de l'acier du Titanic, b) Rupture ductile d'un acier A36 [16].

La mécanique de la rupture est la science de l'étude du comportement d'une structure avec des défauts. Elle permet d'étudier l'évolution dans le temps de la fissure et son interaction avec le milieu continu. C'est la science qui permet de mettre en relation le facteur d'intensité des contraintes K caractérisant la sévérité de la situation obtenue par application d'une charge sur une pièce fissurée. Ce facteur s'obtient par considération des contraintes et des déformations au voisinage du front de la fissure pour les trois modes (fig. I. 14) [3, 4, 13].

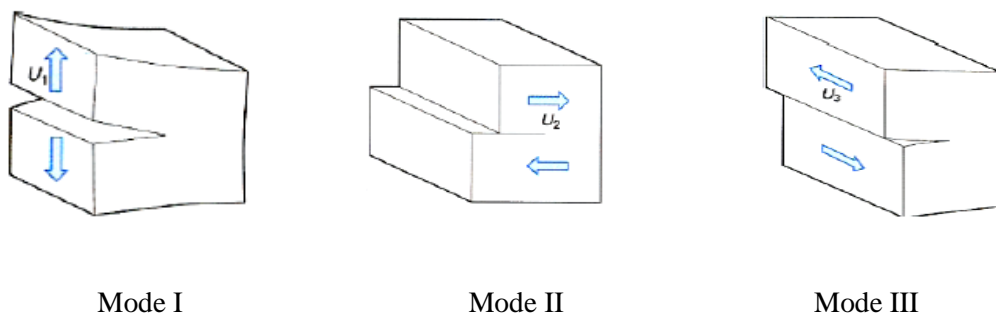


Figure I.14. Les trois modes de rupture.

i) **Mode I** : ou mode d'ouverture, le plus courant, correspond au cas où les deux faces de la fissure s'ouvrent symétriquement en traction lorsque la structure est sollicitée en tension (U_1 parallèle au plan de la fissure et perpendiculaire au front) (Fig. I.14a).

ii) **Mode II** : ou mode de cisaillement plan, correspond au cas où les faces de la fissure glissent l'une par rapport à l'autre dans le sens de la fissure (*séismes*) ($U2$ perpendiculaire au plan de la fissure) (Fig. I.14b).

iii) **Mode III** : ou mode de cisaillement antiplan, correspond à, un glissement transversal à la fissure ($U3$ parallèle au front de fissure) (Fig. I.14c).

La contrainte à la rupture est une propriété intrinsèque du matériau. Cette idée a permis d'élaborer les premières théories de la rupture. Ces théories étaient basées sur la rupture d'un solide parfait. Les ruptures les plus dangereuses se font en général en mode I de sorte que la plupart des études de mécanique de la rupture ont porté sur ce mode. On affecte alors le facteur K de l'indice I .

I.7.2. Facteur d'intensité de contrainte

Le facteur d'intensité de contrainte (K) est utilisé pour définir la grandeur des contraintes singulières et le champ de déplacement (*contrainte local, déplacement en pointe de fissure*). [13]; Les facteurs K_I , K_{II} , K_{III} associés aux trois modes de rupture sont fonction de la longueur de la fissure, de la géométrie de la pièce et du chargement. Ils déterminent la valeur de la contrainte pour laquelle une fissure aigue (fig. I.15), présente avant l'essai dans une éprouvette normalisée, se propage brutalement.

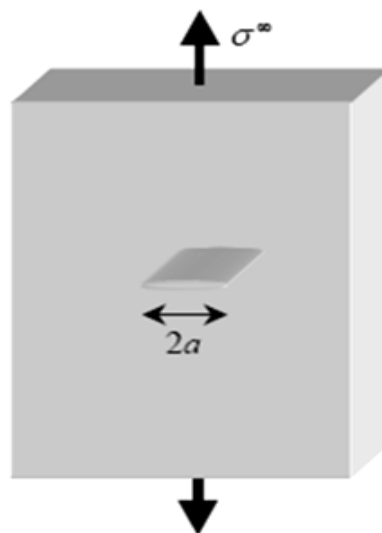


Figure I.15. Fissure traversante de longueur $2a$ dans une plaque infinie [17].

Dans ce cas la valeur du facteur k est donnée par la relation I.1 :

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (\text{I. 1})$$

Notons que dans le cas des modes *II* et *III*, les lèvres de fissures restent en contact et entraînent donc des frottements qui diminuent l'énergie disponible pour la propagation de fissure. Ces deux modes sont ainsi généralement moins dangereux que le mode *I*.

I.8. L'état des surfaces

I.8.1. Généralités

Par définition, la surface d'un corps est le lieu des points séparant ce corps du milieu environnant. Elle correspond donc à une discontinuité dans l'aménagement périodique des atomes de celui-ci. [18].

La notion d'état de surface comprend :

- l'état physico-chimique (*nature, structure, texture des couches superficielles*)
- l'état géométrique (*ensemble des écarts géométriques de la surface réelle par rapport à la surface géométrique idéale*).

En réalité, le terme surface représente une couche d'épaisseur comprise entre 10^{-2} et 10^{-6} mm. La composition chimique et les propriétés mécaniques de cette zone peuvent être très différentes de celles du cœur du matériau. La surface peut être recouverte de films contaminant (*gaz absorbés, produits organiques*), d'oxydes et dans le cas de métaux, peut être écrouie. La présence de ces écrans va modifier le comportement tribologiques des corps en contact (Fig. I.16).

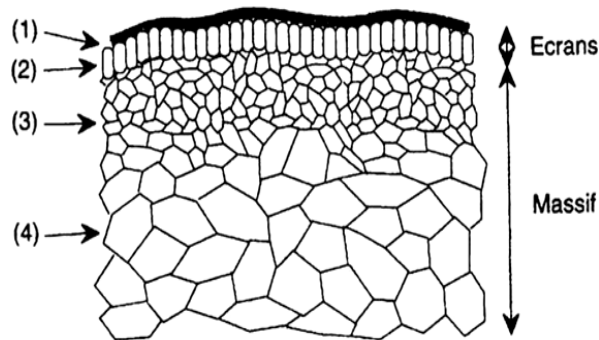


Figure I.16. Représentation schématique en coupe d'une surface.

La surface est donc l'endroit le plus perturbé d'une pièce. La zone (1) est un film (0,3 à 3 nm) constitués de couches absorbées. La zone (2) est un film d'oxydes (1 à 10 μm). La zone (3) est une zone mécaniquement perturbée (1 à 50 μm) de structure écrouie ou structure de couche de diffusion. La zone (4) partant de 100 μm est le matériau massif.

I.8.2. Défauts géométriques

Les surfaces présentent des défauts de la surface usinée et des défauts géométriques de différents ordres :

Ordres macroscopiques liés à des écarts de grande amplitude dus généralement aux défauts géométriques de la machine génératrice (*écart de forme du 1er et 2nd ordre*), ordres microscopiques liés à des écarts de faibles amplitudes dus à l'outil de coupe, aux grains abrasifs, aux particules de sablage ou grenailage, aux vibrations de la machine ou encore aux piqûres de corrosion (*rugosité, écarts de forme de 3ième et 4ième ordre*), (Fig. I.17).

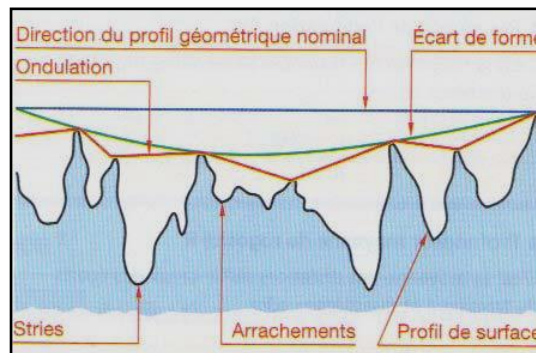


Figure I.17. Défauts géométriques de différents ordres.

I.8.3. Rugosité

La rugosité est la représentation des motifs géométriques élémentaires à caractère répétitif, ces motifs correspondent, par exemple, aux traces d'outil générées par l'usinage, aux impacts des projectiles sur une surface grenillée... [19] etc. La rugosité représente donc un bon paramètre de la qualité de surface. Une surface rugueuse peut être considérée comme un phénomène aléatoire. L'approche statistique est dès lors souvent utilisée pour étudier et modéliser la rugosité. Dans la littérature, on trouve, d'une part les paramètres basés sur la détermination de valeurs moyennes mesurées sur le profil (*par*

exemple, la hauteur moyenne des pics) et, d'autre part les paramètres caractérisant la distribution statistique des hauteurs de pics [20].

I.8.4. Paramètres de rugosité

Les paramètres de rugosité peuvent utiliser différentes notations, en fonction des normes de référence. Il est important de choisir les conditions de mesure du profil (*localisation, orientation du plan de mesure... etc.*), pour avoir accès aux valeurs représentatives des écarts géométriques qui doivent être identifiées, ce qui conduit souvent dans la pratique à réaliser plusieurs mesures. Parmi les différents paramètres de la rugosité ou de l'état de surface, dans le domaine d'usinage, on utilise surtout les paramètres R_z et R_a ; on choisit généralement R_a parce qu'il est le plus précis ce qui fait sa préférence dans les travaux de laboratoire, Ce critère R_a représente la moyenne arithmétique de toutes les distances absolues du profil de rugosité R mesurée à partir de la ligne médiane du profil sur la longueur d'évaluation l_m (fig. I.18) [21].

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |Y_i| dx = \frac{1}{n} \sum_{i=\zeta}^n |Y_i| \quad (I.2)$$

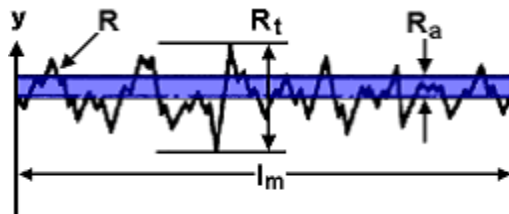


Figure I.18. Rugosité moyenne arithmétique.

La rugosité totale moyenne R_z représente la moyenne des profondeurs de rugosité de 5 zones d'évaluations successives l_m (fig. I.19).

$$R_z = \frac{1}{5} \sum_1^5 R_{zi} \quad (I.3)$$

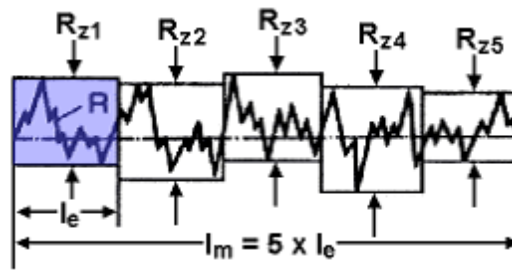


Figure I.19. Rugosité totale moyenne.

La Rugosité totale (*maximale*) R_t représente l'écart vertical entre le point le plus haut et le point le plus bas du profil de rugosité R , sur la longueur totale d'évaluation l_m . (Fig. I.20).

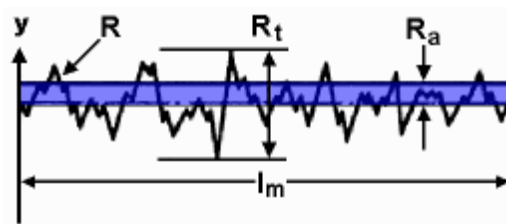


Figure I.20. Rugosité totale maximale.

La rugosité moyenne quadratique R_q représente la moyenne quadratique de toutes les valeurs du profil de rugosité R calculée sur la longueur d'évaluation l_m .

$$R_q = \left[\frac{1}{l} \int_0^l y^2 dx \right]^{\frac{1}{2}} \quad (I.4)$$

La rugosité contribue à la concentration des contraintes et à la formation des criques de fatigue, surtout dans le cas des charges alternatives, alors que la décarbonisation et autres défauts de la couche superficielle réduisent la limite de fatigue du métal.

I.9. Essais mécaniques

I.9.1. Intérêt des essais

Pendant plus longtemps, l'empirisme et l'habitude suffisaient pour mener à bien les opérations de mise en œuvre des matériaux tels que : le laminage, le filage, l'extrusion, le forgeage, l'usinage, etc. Or, l'augmentation de la dimension des demi-produits, les exigences accrues de qualité et de précision, les économies d'énergie et même la fiabilité du produit fini à réaliser concourent à rendre nécessaires les calculs détaillés de ces diverses opérations.

La fabrication des diverses structures mécaniques et le rôle fonctionnel que joue chaque pièces dans son assemblage exige en premier lieu de connaître le comportement mécanique du matériau vis-à-vis les sollicitations qui sont imposées par le milieu extérieur. En fait connaître les propriétés mécaniques d'un matériau, c'est un indice technique indispensable pour les ingénieurs qui s'occupent des calculs des structures à chaque étape de mise en œuvre des matériaux. Il est évident que ces calculs ne peuvent être menés à bien sans une connaissance précise des lois de comportement mécanique des matériaux souvent influencées par d'autres phénomènes extérieurs telles que : la vitesse de sollicitation, la température, ou même les interactions entre les propriétés mécaniques et les évolutions de la structure microscopique.

Quoique plusieurs modèles et des lois de comportement mécanique ont vu le jour ces derniers temps [2, 4, 13] ; la validation de ces modèles ne peut être signée qu'une fois les résultats trouvées seront en bonne corrélation avec les valeurs expérimentales. C'est à dire que les essais mécaniques qui fournissent directement la réponse des matériaux face à une sollicitation donnée, sont d'un grand intérêt pour la caractérisation de ceux-ci.

Nous définissons dans le cadre de ce travail, trois essais fondamentaux (*dureté, traction, ténacité*) qui intéressent d'une voie directe ou indirecte la résistance à la rupture du matériau et caractérisent sa consolidation.

I.9.2. Essais dureté

I. 9.2.1. Domaines de la dureté

La détermination des propriétés mécaniques des couches mince et de la surface des matériaux est souvent délicate. Les raisons principales en sont les hétérogénéités de la matière.

L'essai de dureté consiste à mesurer l'effet occasionné par le contact, sous une pression donnée, d'un matériau de géométrie définie (*indenteur*) et de la surface d'un échantillon.

De nouvelles techniques ont élargi le champ d'application de l'essai de dureté. Ainsi les fabricants proposent maintenant des appareils permettant de mesurer quelques caractéristiques supplémentaires (*module Young, module de Coulomb, coefficient de Poisson, viscosité, forces d'adhésion (entre la pointe et le substrat) ou encore ténacité et énergie de rupture, etc.*) à partir de l'enregistrement de la courbe force-déplacement [22].

Plusieurs domaines de dureté peuvent être définis en fonction de la charge appliquée (fig. I.21) : *Bücker* [23] a introduit en 1965 la notion de la macrodureté pour des charges supérieures à 3÷5 kgf et celle de microdureté pour des charges inférieures à 100÷200 gf. Le domaine intermédiaire étant celui de la dureté sous charge réduite. Dans les années 80, est apparu le domaine de nanodureté qui correspond à des charges appliquées inférieures à 1gf.

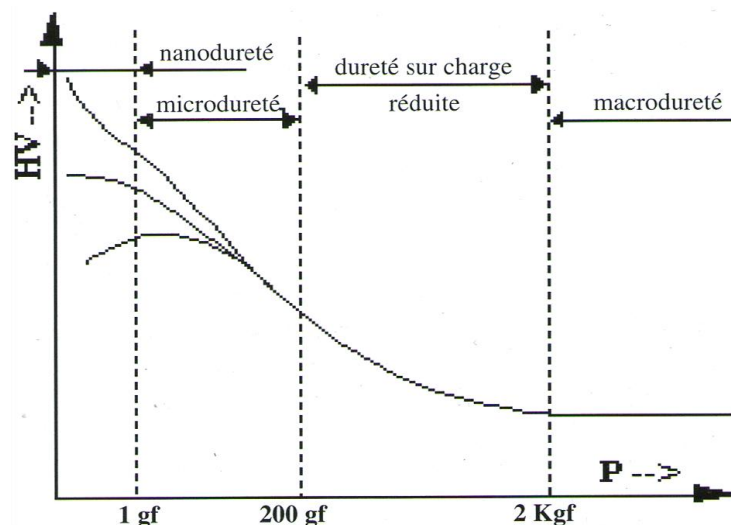


Figure I.21. Définitions des différents domaines de dureté [23].

L'essai peut être conduit selon les méthodes statique et dynamique. La méthode statique qui regroupe les essais par indentation (voir § I. 9.2.3) est la plus répandue. La méthode dynamique dans laquelle, la pointe du pénétrateur est en mouvement relatif par rapport à la surface du matériau à tester, permet d'avoir une idée de l'amortissement et de la rigidité de la surface soit par oscillation d'un duromètre pendulaire, soit par rebond d'une masse tombante, ou soit par la rayure d'indenteur de forme géométrique bien définie.

Les essais de dureté (*dynamique ou statique*), présentent l'avantage d'être simples, rapides, et non destructifs. Ils offrent un moyen intéressant et très employé dans l'industrie et les laboratoires [22].

La littérature rapporte l'existence de plusieurs critères de dureté qui dans la majorité des cas sont classés selon :

- La géométrie de l'indenteur (*pyramide, cône, sphère etc.*)
- Le type et le mode de sollicitation, suivant le comportement viscoélastique que l'on désire mettre en évidence : fluage, recouvrance, relaxation ou amortissement.
- Les normes et les appareils correspondant à chaque classe.
- La taille de l'empreinte laissée par l'indenteur sur la surface.

Les techniques de mesure peuvent être groupées essentiellement en 3 catégories :

I. 9.2.2. Essais sclérométriques ou par rayures

Dans ces essais proposés par Moh [24]: Une pointe en diamant raye le matériau. La dureté est qualifiée par la géométrie de la rayure engendrée. Le pénétrateur de forme géométrique bien déterminé (*sphère, cône, pyramide, etc.*), glisse sur la surface du corps à tester, selon une direction parallèle à la surface du corps à une vitesse constante. On impose une charge perpendiculaire constante (Fig. I.22). Les grandeurs mesurées sont principalement la force tangentielle, et la profondeur de pénétration.

L'essai de dureté par rayage impose un niveau de déformation au matériau de la surface à tester par l'intermédiaire de la pointe. Plus précisément c'est la géométrie de la pointe qui va déterminer le niveau de déformation.

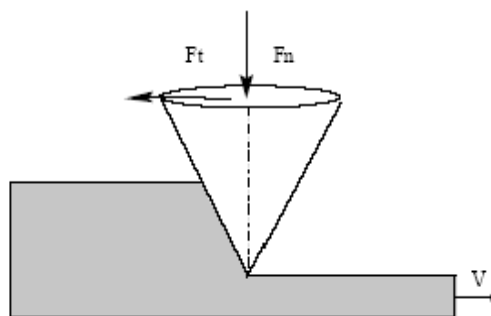


Figure I.22. Schématisation de l'essai de glissement- rayure (*pointe conique*).

I. 9.2.3. Les essais par rebondissement

Dans ces essais dits de Shore, la dureté est caractérisée par la capacité du matériau à restituer l'énergie reçue au cours du choc avec une bille tombante. On fait chuter une masse d'acier terminée par un diamant arrondi. La masse est guidée dans sa chute par un tube lisse. La chute de la masse est bien verticalement et d'une hauteur fixe. La dureté est évaluée par un rebondimètre (*du type scléroscope Shore*) relie dureté et hauteur de rebond, cette dernière étant d'autant plus importante que la pénétration est faible, donc le matériau dur.

Deux gammes de dureté Shore existent : Shore A où le pénétrateur est de forme géométrique d'un cône tronqué, à sommet plat pour les produits souples et Shore D pour les matériaux rigides de forme géométrique d'un cône émoussé.

I. 9.2.4. Les essais par indentation

Il s'agit des essais les plus couramment pratiqués. Le principe est toujours le même : un pénétrateur indéformable de forme géométrique précise, pénètre dans le métal sous l'action d'une charge constante et laisse une empreinte dans le matériau à tester. On mesure les dimensions de l'empreinte et on en déduit la dureté.

Dans une première approche, on peut relier de manière assez simple la limite d'élasticité R_e avec la surface de l'empreinte : plus l'objet pénétrant s'enfonce, plus la surface S de pression s'agrandit, donc la force F étant constante, plus la contrainte diminue. Lorsque la contrainte n'est pas suffisante pour déformer plastiquement le solide à tester, l'objet pénétrant s'arrête et la dureté est calculée à partir du rapport de la force appliquée sur la surface indentée (relation I.5) [25].

$$R_e = \frac{F}{S} \quad (I.5)$$

I. 9.2.4.1. Essai de dureté Brinell

L'essai a été édité dès 1924. Il consiste à faire pénétrer dans le métal à tester, une bille polie de forme sphérique en acier trempé ou en carbure de tungstène (Fig. I.23). Le diamètre D utilisé peut valoir 1 mm , $2,5\text{ mm}$, 5 mm et 10 mm . La charge appliquée sur le métal est maintenue pendant 15 à 30 s selon le solide. Après l'annulation de la charge, la

bille laisse dans le métal une empreinte circulaire permanente dont on mesure le diamètre d .

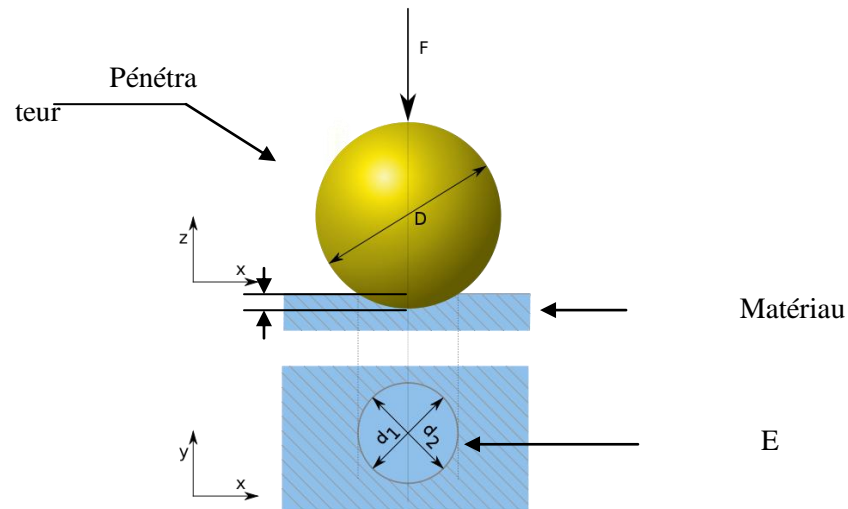


Figure I.23. Principe de dureté brinell.

La force F étant exprimée en kgf , le diamètre de l'empreinte d en mm et la dureté Brinell HB est exprimée en kgf/mm^2 selon la relation suivante (I.6).

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (I.6)$$

avec:
$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}.$$

I. 9.2.4.2. Essai de dureté Rockwell

L'essai consiste à mesurer la profondeur rémanente de l'empreinte indentée. Le pénétrateur de forme géométrique conique pour le critère HRC (fig. I.24a), ou bien sphérique pour le critère HRB (fig.I.24b) est appuyé sous faible charge, sur la surface à essayer et dans des conditions bien précises. Le pénétrateur conique est en diamant de section circulaire et d'angle au sommet 120° à pointe arrondie sphérique de rayon de $0,2mm$. Le pénétrateur sphérique est une bille d'acier trempée polie de diamètre $1,588 mm$ ou $3,175mm$ [22]. L'essai se déroule en trois phases.

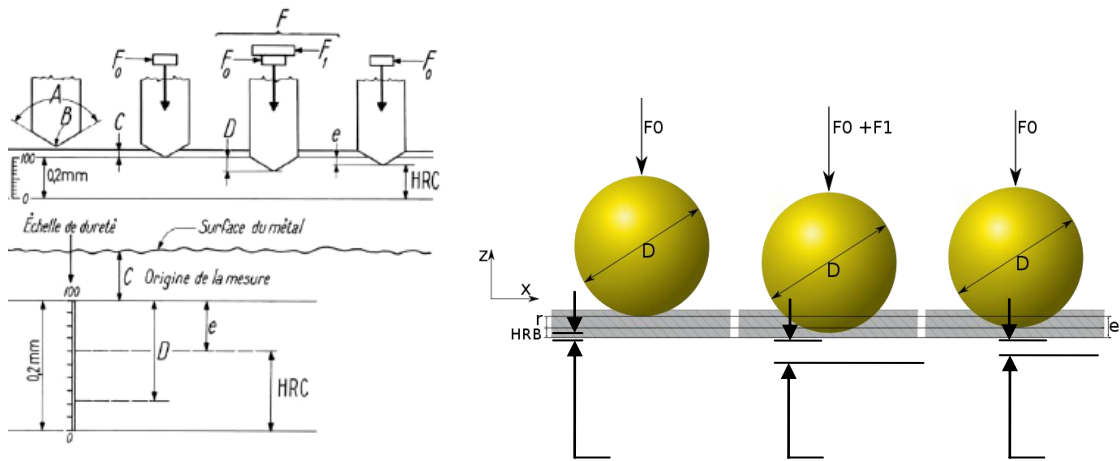


Figure I.24. Principe de mesure de la dureté Rockwell : a) échelle HRC, b) échelle HRB.

- i) Une phase I de pénétration initiale avant charge additionnelle : après application d'une charge initiale $F_0 = 98N (10\text{ kgf})$. La profondeur de pénétration étant l'origine qui sera utilisée pour la mesure de la dureté.
- ii) Une phase P de pénétration avec charge additionnelle : Sous la charge supplémentaire F_1 , le pénétrateur s'enfonce d'une profondeur P
- iii) Une phase R de pénétration rémanente sans la charge additionnelle : La force F_1 est relaxée et on lit les indications de l'enfoncement.

I. 9.2.4.3. L'essai de dureté Vickers

Il consiste à imprimer dans le métal testé une empreinte avec un pénétrateur en diamant de forme géométrique pyramidale à base carrée et d'angle au sommet entre deux faces opposées de 136° , sous l'action d'une force connue. On mesure la diagonale de l'empreinte carrée laissée par le pénétrateur (fig. I.25).

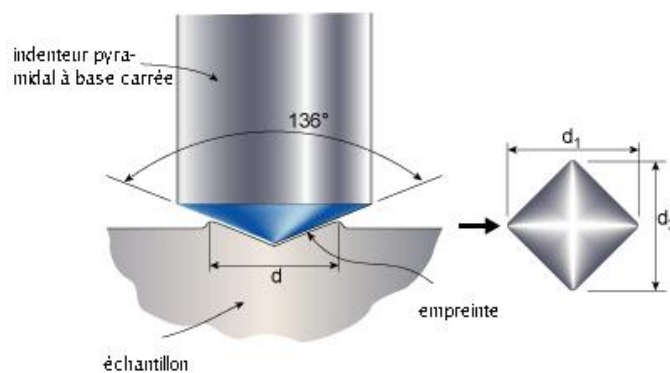


Figure I.25. Principe de dureté Vickers.

Généralement la gamme des forces utilisables (5 à 100 kgf) permet d'appliquer cette méthode avec toutes les dimensions d'échantillons. Pour des raisons de fiabilité de l'essai, la force est choisie de telle manière à donner une empreinte ayant la diagonale moyenne inférieure aux deux tiers de l'épaisseur. D'autres sources préconisent que la profondeur de pénétration ne dépasse pas le huitième de l'épaisseur de la pièce à tester [22].

La force F étant exprimée en kgf, le diamètre de l'empreinte d en mm et la dureté Vickers est exprimée en kgf/mm^2 selon la relation suivante (I.7).

$$HV = \frac{1,8454P}{d^2} \quad (\text{I.7})$$

$$\text{avec:} \quad d = \frac{d_1 + d_2}{2}.$$

L'essai de Vickers celui qui fournit la plus grande diversité de renseignement. Il possède deux avantages principaux : être souvent non destructifs et pouvoir être répété un grand nombre de fois ; c'est-à-dire se prêter à une interprétation statistique (*dislocation des diagonales d'empreinte suivant une loi gaussienne*).

I. 9.2.5. Intérêt et application des essais d'indentation

Le tableau II.1 regroupe les principales directives pour une bonne réalisation d'un essai de dureté par indentation, [26].

Tableau II.1. Comparaison entre les méthodes par pénétration.

<i>Type d'essai</i>	<i>Pénétration de la pièce</i>	<i>Utilisation principale</i>	<i>commentaire</i>
<i>Brinell</i>	La surface de la pièce ne nécessite pas une préparation extrêmement soignée (<i>tournage ou meulage</i>).	En atelier	La méthode ayant la mise en œuvre la plus facile des trois méthodes
<i>Rockwell</i>	Bonne préparation de surface (<i>au papier de verre OO par exemple</i>). la présence de rayures donne des valeurs sous estimée.	En atelier	L'essai est simple et rapide Convient pour des duretés plus élevées (<i>supérieures à 400 Brinell</i>). Elle est plutôt utilisée pour les petites pièces (<i>il est nécessaire que la pièce soit parfaitement stable</i>). La dureté Rockwell présente l'inconvénient d'avoir une dispersion relativement importante.
<i>Vickers</i>	Etat de surface très soignée (<i>on obtient de petites empreintes, les présences d'irrégularité gêne le lecteur</i>)	En laboratoire	C'est un essai assez polyvalent qui convient aux matériaux tendres ou très durs. Il est utilisé généralement pour des pièces des petites dimensions. La lecture de longueur de diagonale est généralement lente.

Les différents essais par pénétrateurs ont permis d'établir des relations empiriques [27,28] à partir de la corrélation entre la dureté *Vickers HV*, la dureté *Brinell HB* et la résistance de la rupture R_m pour différents aciers (relations I.8 et I.9):

$$R_m = 77,14 + 2,6396 HV + 0,0010 HV^2 \quad (I.8)$$

$$R_m = 164,71 + 2,222 HB + 0,002 HV^2 \quad (I.9)$$

A partir de ces deux relations, il est possible de relier directement les duretés *Vickers* et *Brinell*.

Différentes autres relations sont proposées dans la bibliographie pour relier les duretés et les caractéristiques mécaniques des matériaux [29] mais ces relations sont empiriques et doivent être utilisées avec prudence.

I.10. Essai de traction

I.10.1. Intérêt et déroulement de l'essai

L'essai de traction est l'essai mécanique le plus fréquemment utilisé. Il consiste à soumettre une éprouvette du matériau à étudier à deux efforts F de tension de sens opposés et de même valeurs absolues. La ligne d'action étant confondue avec l'axe de symétrie ou de rotation de l'éprouvette. On mesure instantanément l'allongement Δl , correspondant [4].

Afin de pouvoir utiliser les courbes brutes de traction, on doit les modifier pour que les résultats obtenus ne soient fonction que du matériau étudié et non de la géométrie de l'éprouvette. Pour ce faire, on rapporte la charge F à la section initiale S_0 de l'éprouvette en vue d'obtenir la contrainte nominale σ :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (I.10)$$

Et on rapporte l'allongement Δl à la longueur initiale entre repères l_0 , pour obtenir la déformation nominale ε

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (I.11)$$

L'essai est le plus souvent normalisé. La forme de l'éprouvette est soit cylindrique, soit prismatique (fig. I.26).

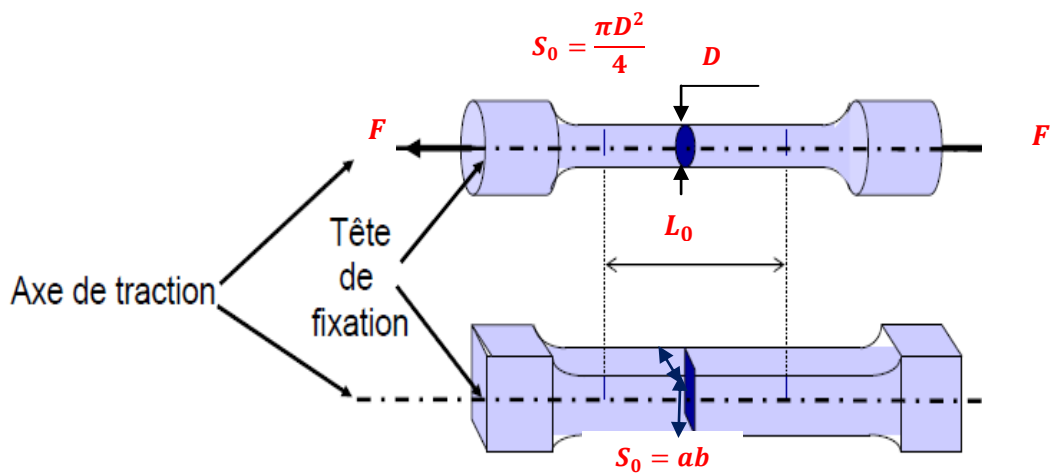


Figure I.26. Epreuve de traction : a) cylindrique, b) prismatique.

Les extrémités, ou têtes, de l'éprouvette ont une section supérieure à S_0 , ce qui permet de les fixer sur la machine d'essai. La géométrie des têtes dépend du mode de fixation utilisé (*serrage sur têtes lisses, filetage ou épaulement*). Le raccordement entre la partie centrale et les têtes doit toujours être progressif afin de minimiser l'effet de concentration des contraintes. L'éprouvette comprend toujours, entre deux repères séparés par une distance l_0 , une section constante S_0 . Comme la charge de traction est appliquée selon l'axe de l'éprouvette, on comprend que dans la zone centrale, entre les repères, la contrainte soit uniforme tant que la section demeure constante. La figure II.7a donne l'état des contraintes dans la partie de l'éprouvette située entre les repères. Sur les plans perpendiculaires à l'axe de traction, la contrainte nominale de tension, σ est donnée par la relation I.12:

$$\sigma = \frac{dF}{dS} \quad (\text{I. 12})$$

Et les cissions sont nulles. Par contre, sur un plan dont la normale forme un angle $(\pi/2 - \alpha)$ avec l'axe de traction, la force dF se décompose en une force dN normale au plan de coupe et en une force dT parallèle à celui-ci (fig. I.27b).

$$dT = dF \cos \alpha \quad (\text{I. 13})$$

Et comme cette force s'exerce sur une surface dS' telle que :

$$dS' = \frac{dS}{\sin \alpha} \quad (\text{I. 14})$$

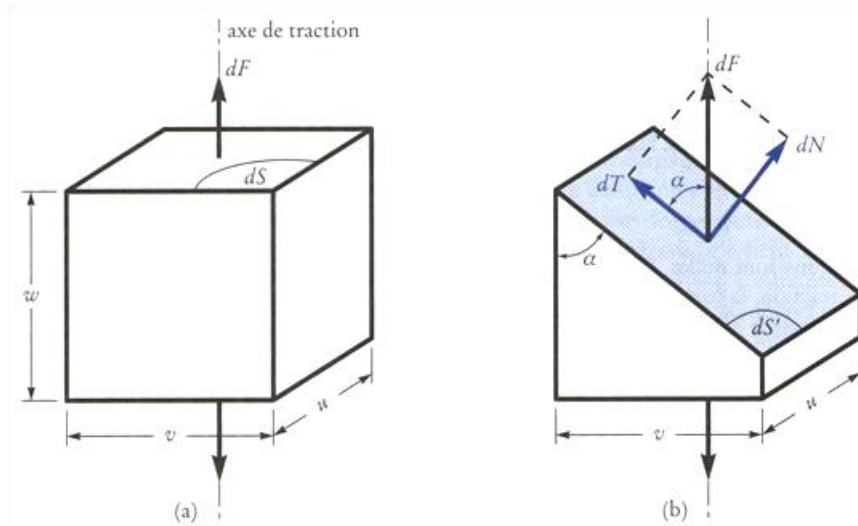


Figure I.27. Etat des contraintes dans une éprouvette soumise à un essai de traction : a) la force s'exerce sur le plan xy perpendiculaire à l'axe de traction ; b) la force s'exerce sur un plan faisant un angle avec l'axe de traction.

Il en résulte dans ce cas une cisssion τ définie par la relation I.15 :

$$\tau = \frac{dT}{dS'} = \frac{dF}{dS_0} \cos \alpha \sin \alpha = \sigma \cos \alpha \sin \alpha \quad (\text{I. 15})$$

Notons que dans ce cas la cisssion est maximale pour un angle $\alpha = 45^\circ$. Suivant ce plan, le glissement est plus facile et par conséquent la déformation plastique est plus aisée. Ceci est bien justifié à l'échelle microscopique où le glissement dans les matériaux à structure cubique centrée (*cc*) ou cubique à face centrée (*cfc*) s'opère en premier lieu suivant les plans de plus grande densité atomique (*PPGDA*). Ces plans étant orientés suivant une direction favorable proche de 45° [2, 4].

$$\sigma = \frac{dN}{dS'} = \frac{dF}{dS} \sin^2 \alpha \quad (\text{I. 16})$$

Une machine de traction est constituée d'un bâtis rigide qui comprend une traverse fixe à laquelle est fixée l'une des têtes, de l'éprouvette ; l'autre extrémité de l'éprouvette est fixée à une traverse mobile. Le mouvement de la traverse mobile est assuré soit par une commande hydraulique (*vérins*), soit par des vis sans fin. La charge imposée à l'éprouvette est mesurée par un dynamomètre, et l'allongement par un extensomètre, ce qui permet d'obtenir un enregistrement de la courbe brute de traction, $F = f(\Delta l)$ caractéristique de l'échantillon et de sa géométrie.

I.10.2. Courbes conventionnelle et rationnelle.de traction

L'essai de traction nous permet d'obtenir la réponse du matériau sous forme d'une courbe dite courbe de traction du matériau.

Dans le cas général, les machines d'essai fournissent une courbe dite conventionnelle (§I.6.3) puisqu'on l'on rapporte les efforts F à la valeur initiale S_0 de la section (§I.10.1). Cela peut être accepté dans le domaine des petites déformations ($\varepsilon \leq 20\%$). Cependant lorsque les déformations deviennent importantes ($\varepsilon \rightarrow \infty$), la réduction de la section le devient aussi à cause de l'instabilité plastique à tel point que la contrainte réelle ou vraie σ_v soit représentée par le rapport de la force à la section instantanée S . Une courbe rationnelle de traction est donc la représentation graphique de la contrainte vraie σ_v en fonction de la déformation relative ε_v . Ces deux caractéristiques seront revues en détails au § I.11.4.3.

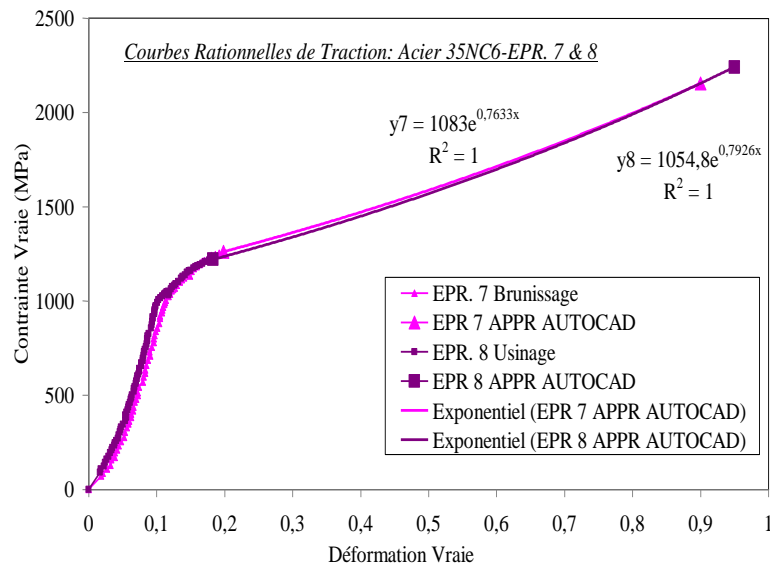


Figure I.28. Courbes rationnelles de traction de l'acier 35NC6 [12].

La courbe de traction rationnelle (Fig. I.28) délivre donc des informations plus importantes que l'essai classique. L'intérêt est d'en déduire des lois permettant de modéliser le comportement du matériau. Cependant les propriétés de traction sont souvent définies à partir d'une courbe conventionnelle de traction.

I.10.3. Propriétés de traction

D'une façon générale, on peut estimer les principales propriétés mécaniques à partir d'une courbe conventionnelle de traction $\sigma = f(\varepsilon)$ d'un matériau à comportement ductile en traction. (fig. I.29) [3, 4].

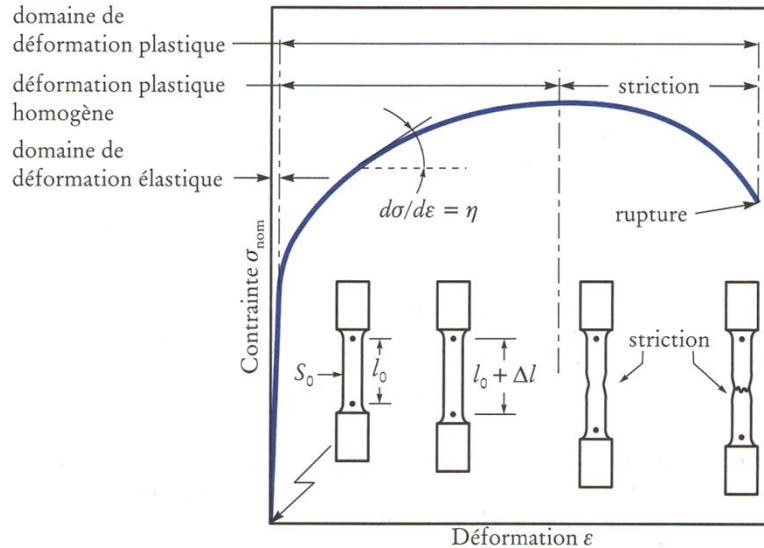


Figure I.29. Représentation d'une courbe de traction (matériau ductile).

L'exploitation de la courbe de traction permet de distinguer deux domaines fondamentaux :

I.10.3.1. Domaine élastique linéaire

Pendant la première partie de l'essai, l'éprouvette a un comportement élastique linéaire et obéit la loi de Hooke. Théoriquement la pente de la droite est égale au module d'Young E ; en pratique, le module d'élasticité est très rarement mesuré de cette façon, car, dans le domaine élastique, les déformations sont très faibles, et la précision des mesures laisse alors à désirer. La limite de ce domaine est marquée par une propriété importante. C'est la limite élastique R_e (fig. I.30).

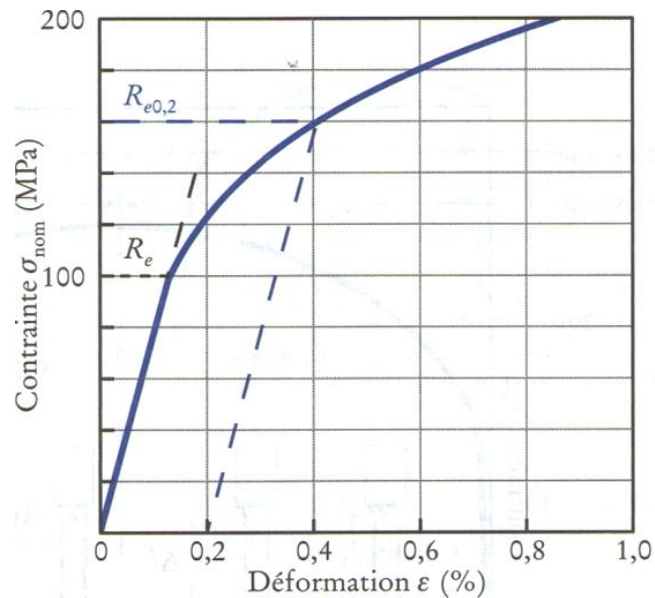


Figure I.30. Détermination de la limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % ($R_{e0,2}$) d'un alliage d'aluminium.

En toute rigueur, la limite d'élasticité R_e correspond à la contrainte à partir de laquelle le comportement du matériau s'écarte de la loi de Hooke, c'est-à-dire au moment où apparaît la première déformation plastique irréversible. En d'autres termes, La limite d'élasticité devrait donc correspondre, à la contrainte à partir de laquelle il n'y a plus proportionnalité entre contrainte et déformation. En pratique, même si sa définition est simple, une telle limite de proportionnalité est très difficile à apprécier, car le passage du domaine élastique au domaine plastique se fait de façon progressive ; la limite de proportionnalité, ou limite d'élasticité vraie R_e , dépend donc de la précision que l'on a sur la mesure de l'allongement. On lève toute ambiguïté en définissant une limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 %, notée $R_{e0,2}$: Elle définit la contrainte à laquelle correspond une déformation plastique permanente égale à 0,2 %.

Certains alliages (c'est le cas en particulier des aciers doux) ont un comportement en traction telle que la transition entre les domaines élastique et plastique est discontinue (fig. I.31). Dans ces cas, la limite d'élasticité R_e ou $R_{e0,2}$ est définie comme la valeur inférieure de la discontinuité.

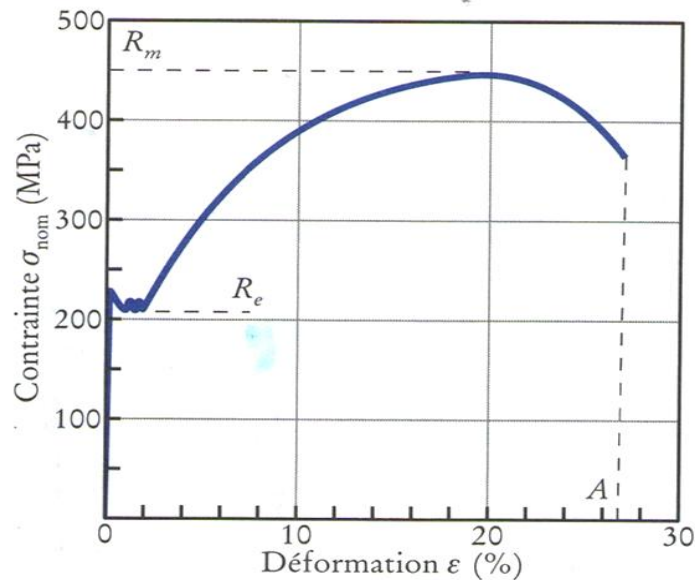


Figure I.31. Courbe de traction d'un acier doux ($Fe-0,15 \% C$) présentant une discontinuité à la limite d'élasticité.

I.10.3.2. Domaine plastique

Dans la seconde phase de l'essai, le comportement du matériau n'est plus linéaire puisque la déformation élastique est suivie de la déformation plastique qui se manifeste de deux façons

i) Déformation plastique homogène : Dans ce sous-domaine qui est compris entre la limite élastique et se poursuit jusqu'à la valeur maximale de la contrainte, le matériau se consolide par phénomène d'écroutissage (voir § I.10.4). Le taux de consolidation $d\sigma/d\epsilon$, pente de la courbe $\sigma = f(\epsilon)$, diminue quand la contrainte augmente et devient nul à la valeur maximale de la contrainte nominale appliquée. Cette dernière caractérise la résistance à la traction R_m qui se définit comme la contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction (fig. I.31). Les matériaux fragiles n'ont pas de domaine de déformation plastique, dans ce cas, la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont confondues.

ii) Déformation plastique hétérogène (localisée) : Une fois que la courbe de traction ait atteint un maximum R_m , la contrainte nominale diminue bien que l'allongement continue de croître. Quand l'allongement augmente au-delà de celui qui correspond à la charge maximale atteinte, un nouveau phénomène apparaît (fig. I.31) : localement, la consolidation du matériau ne peut plus compenser l'augmentation de la contrainte. La déformation n'est plus homogène, mais elle est localisée dans la zone de striction (voir § I.10.5). Ce phénomène se traduit par une réduction localisée des dimensions transversales

de l'éprouvette se produisant au cours de l'essai. Il est caractérisé par le coefficient de striction Z (équation I.17).

$$Z = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \times 100\% = \frac{\Delta S}{S_0} \times 100\% \quad (\text{I.17})$$

Où

S_0 est la section initiale de l'éprouvette ;
 S_f est la section finale de l'éprouvette.

Finalement, la rupture se produit dans la zone de striction, là où la section est la plus faible. Le comportement ductile du matériau peut être mis en relief à partir de l'allongement à la rupture. Cette caractéristique peut être lue directement sur la courbe de traction ou mesurée sur l'éprouvette rompue (équation I.18).

$$A = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100\% = \frac{\Delta l}{l_0} \times 100\% \quad (\text{I.18})$$

L'allongement permanent après rupture est une mesure de la ductilité ; il est nul pour les matériaux fragiles.

I.10.4. Phénomène d'écrouissage

I.10.4.1. 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. [4]

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 ($\sigma_{max} = R_m$). C'est à partir de cette valeur que démarrera l'instabilité plastique.

L'écroutissage 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 [30].

I.10.4.2. Influence de l'écroutissage sur les caractéristiques mécaniques.

L'écroutissage a une influence sur les propriétés mécaniques des aciers. Les effets de ce phénomène se traduisent par l'amélioration des caractéristiques telles que [31] :

- 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.

La figure I.32 donne des exemples de courbes d'écroutissage de quelques aciers.

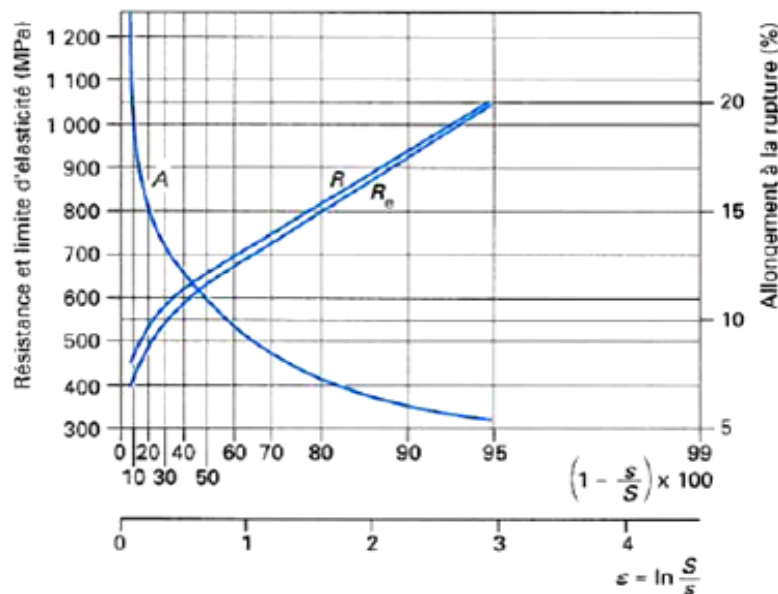


Figure I.32. Variations des caractéristiques mécaniques en fonction de l'écroutissage d'un fil d'acier à 0,06 % C.

I.10.4.3. Courbe et coefficient d'érouissage

Dans le domaine des déformations plastiques homogènes (*avant l'apparition de la striction*), le phénomène d'érouissage 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 cet effet, on définit une contrainte vraie σ_v qui correspond à la charge appliquée rapportée à la section instantanée $S = S(t)$.

$$\sigma_v = \frac{F}{S} \quad (I.19)$$

Une portion parabolique AB de cette Courbe peut être mise sous une certaine forme empirique qui relie la contrainte vraie σ_v à la déformation relative ϵ_v . (fig. I.33)

L'expression la plus utilisée est celle de *Lüduik* [32] :

$$\sigma_v = \sigma_0 + K. (\epsilon_v)^n \quad (I.20)$$

Où σ_0 et k sont des constantes du matériau
Et n est le coefficient d'érouissage

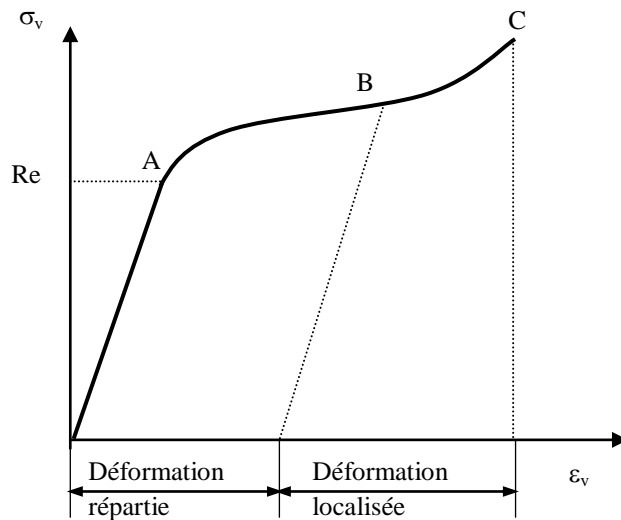


Figure I.33. Phénomène d'érouissage sur une courbe rationnelle de traction.

Le coefficient d'érouissage 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 :

$$0,1 \leq n \leq 0,4$$

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.

Remarque : Pour mettre en évidence le coefficient d'écroutissage, il est commode de tracer la courbe rationnelle en coordonnées logarithmiques :

On a (pour $\sigma_0 = 0$)

$$\ln \sigma_v = \ln [k \cdot (\varepsilon_v)^n] \quad (\text{I. 21})$$

Où :

$$\ln \sigma_v = \ln k + n \cdot \ln (\varepsilon_v) \quad (\text{I. 22})$$

Dans ce cas, la courbe : $\ln \sigma_v = f(\ln \varepsilon_v)$ représente une droite de pente n (fig. I.34).

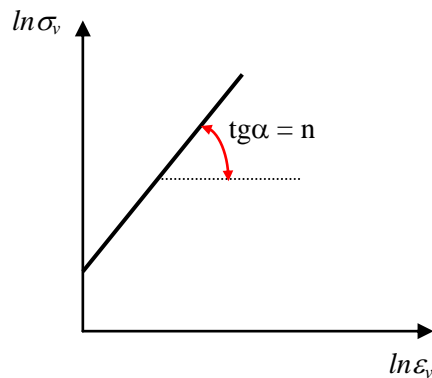


Figure. I.34. Courbe rationnelle de traction en coordonnées logarithmiques.

I.10.5. Phénomène de Striction

I.10.5.1. Aspect phénoménologique

La notion de striction est souvent associée à celle de l'instabilité plastique. Physiquement, elle se manifeste par une localisation de la déformation dans le domaine plastique et se caractérise comme étant un affaiblissement de l'épaisseur de l'éprouvette (Fig. I.35). Difficile à caractériser, elle est souvent associée à la rupture [33].

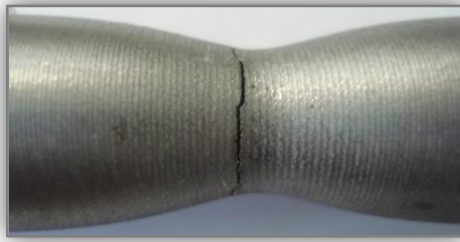


Figure I.35. Striction sur une éprouvette cylindrique.

Deux phénomènes sont en compétition, le phénomène de consolidation et le phénomène entraînant la diminution de charge lié à la réduction progressive de section.

On conçoit donc que les deux phénomènes puissent se compenser à un instant donné : À la charge limite, l'effort appliqué passe par un maximum, tandis que la contrainte continue de croître dans la section la plus réduite de l'éprouvette. Les phénomènes d'instabilité se manifestent sous des formes diverses, telles que les strictions diffuse ou localisée, ou encore les ruptures. Dans tous les cas, ils se traduisent par l'apparition d'une hétérogénéité de déformation à l'échelle macroscopique qui peut conduire à la rupture du matériau dans la zone concernée.

I.10.5.2. Critères de Striction

Parmi les nombreuses analyses mécaniques des phénomènes d'instabilité, on peut distinguer celles pour lesquelles le matériau reste continu de celles qui, au contraire, correspondent à des ruptures, c'est à dire à la création de discontinuités géométriques (*fissures, fractures, failles, ...*). De nombreux travaux ont été consacrés à l'étude des différents phénomènes d'instabilités plastiques, dont ceux consacrés à l'étude de la rupture.

I.10.5.2.1. Critère de Considère

Appelé encore critère de la force maximum, c'est le premier critère proposé pour la résolution du problème d'instabilité plastique pour une éprouvette de traction uniaxiale. Il permet de prédire la striction diffuse. En 1985, *Considère* a supposé que la condition d'instabilité est atteinte lorsque la force appliquée F passe par un maximum [34]. C'est donc le déclenchement de la striction.

$$dF = 0 \quad (I.23)$$

avec: $F = \sigma S$

σ = contrainte de traction ;
 S : section de l'éprouvette ;

En supposant que le matériau est incompressible, on obtient :

$$\frac{d\sigma_v}{d\varepsilon_v} - \sigma = 0 \quad (\text{I.24})$$

L'équation I.24 constitue la relation principale du critère de Considère appelé encore critère de force maximum.

Si la courbe de traction suit une loi de forme puissance, *Hollomon (1945)* conclut que :

$$\sigma_v = k \cdot \varepsilon_v^n \quad (\text{I.25})$$

Alors (I.20) devient
$$nk \frac{\varepsilon_v^n}{\varepsilon_v} = k\varepsilon_v^n \Rightarrow \varepsilon_v = n \quad (\text{I.26})$$

I.10.5.2 2. Critère de Swift

En 1952, *Swift* était le premier à faire un calcul permettant de prédire l'apparition de la striction dans les tôles minces [35]. Il est basé sur le critère de Considère en l'appliquant à des tôles minces pour un milieu sans défaut. Donc il s'agit d'un modèle bidimensionnel, où la tôle sera soumise à un chargement biaxial tout en supposant que sa striction se traduit par le passage des efforts F_1 et F_2 par leurs maximums (Fig. I.36).

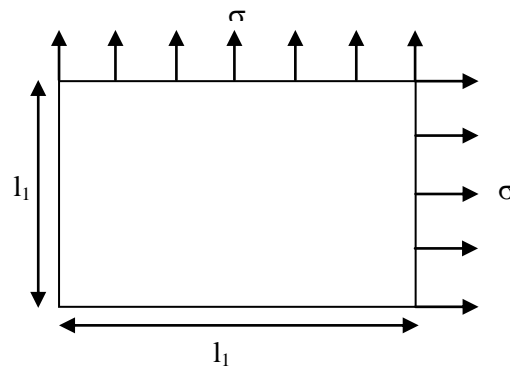


Figure I.36. Principe du modèle de Swift.

Dans le cas d'un matériau rigide-plastique, *Hill (1952)* associe l'instabilité dans une tôle sollicitée de façon biaxiale à l'apparition d'une striction localisée [36], suivant une direction d'extension nulle dans le plan de la tôle (Fig. I.37).

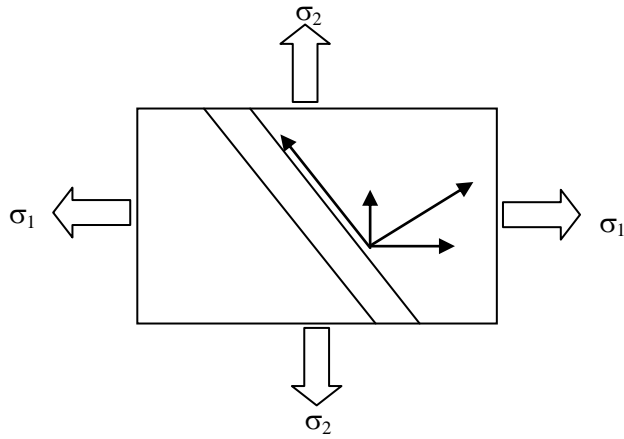


Figure I.37. Principe du modèle de Hill.

I.10.6. Energie de déformation

Selon l'essai de traction on évalue l'énergie nécessaire pour entraîner la rupture de l'éprouvette. Pour les deux types de comportement (*fragile et ductile*) ; l'aire sous la courbe de traction représente l'énergie dépensée par unité de volume de matériau pour rompre l'éprouvette [2, 4]. Pour un comportement élastique parfait, le matériau obéit à la loi de Hooke. Ainsi, l'énergie est déterminée par la relation I. 27 :

$$W = \int \sigma d\varepsilon \quad (\text{I. 27})$$

$$\text{Avec} \quad \sigma = \frac{F}{S_0} \quad (\text{I. 28})$$

$$\text{Et} \quad \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l_f - l_0}{l_0} \quad (\text{I. 29})$$

L'équation (I. 27) devient :

$$W = \int_{l_0}^{l_f} \frac{F}{S_0} d\left(\frac{\Delta l}{l_0}\right) = \frac{1}{S_0 \cdot l_0} \int_{l_0}^{l_f} F \cdot d(\Delta l) \quad (\text{I. 30})$$

Le volume initial de l'éprouvette est: $V_0 = S_0 l_0$ on tire :

$$W = \frac{1}{V_0} \int_0^{\Delta l} F \cdot d(\Delta l) \quad (\text{I. 31})$$

W représente le travail fourni par la force F pour rompre le matériau. Cette énergie représente l'aire A_t du triangle OAR_m (fig. I.38a) :

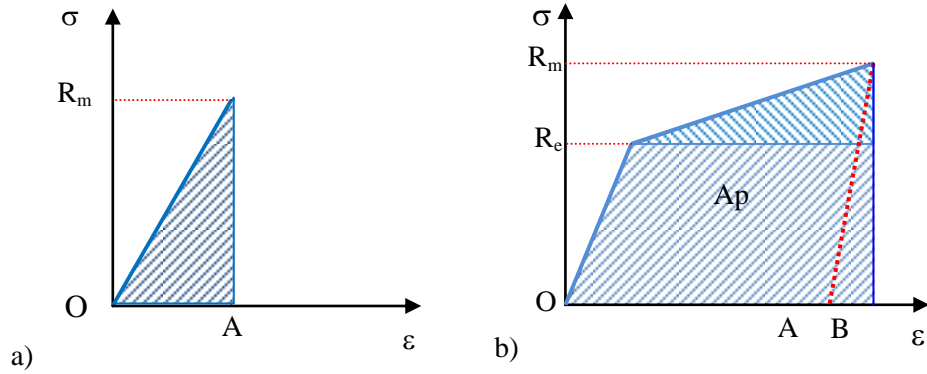


Figure I.38. Evaluation de l'énergie à partir de l'aire sous la courbe de traction : a) matériau fragile, b) matériau ductile.

$$A_t = \frac{OA \times R_m}{2} \quad \text{avec } OA = \varepsilon_e \quad \text{et} \quad R_m = R_e$$

$$d'où: \quad A_t = \frac{R_e \varepsilon_e}{2} = \frac{(R_e)^2}{2E} \quad (I.32)$$

Pour les matériaux ductiles ; on peut assimiler le polygone $OR_e R_m A$ (fig. I.38b) à un trapèze. L'aire totale de ce trapèze est donnée par :

$$A_t = A_e + A_p = OA(R_e) + OA \left[\frac{R_m - R_e}{2} \right] \quad (I.33)$$

$$A_t = OA \left[R_e + \frac{R_m - R_e}{2} \right] \quad (I.34)$$

A_t est l'aire qui représente l'énergie plastique.

A_e est l'aire qui représente l'énergie de déformation élastique pouvant être restituée après rupture.

En générale, A_e est très inférieure à A_p ; on néglige A_e .

I.11. Mesure de ténacité

Etant donné une fissure et un mode de sollicitation, l'expérience montre que la propagation brutale de la fissure interviendra lorsque l'énergie de *Griffith* [4] G atteindra une valeur critique notée G_C . Cette valeur critique G_C correspond à la valeur critique du facteur d'intensité des contraintes (§I.7.2).

La valeur critique K_C , appelée ténacité, est caractéristique du matériau et du mode de changement ; G_C est aussi une mesure de la ténacité. Le mode I étant le plus

endommageant, c'est la valeur critique K_{IC} qui est généralement utilisée pour caractériser les matériaux.

La ténacité K_{IC} joue le même rôle en mécanique linéaire de la rupture (MLR) que la limite d'élasticité en mécanique classique. Elle dépend elle aussi d'un certain nombre de paramètres (*températures d'essai, vitesse de déformation, épaisseur du matériau...*).

La ténacité peut être mesurée de façon directe (*essai de ténacité*) ou par des essais permettant une corrélation entre le facteur d'intensité des contraintes et d'autres propriétés mécaniques.

I.11.1. Essai de ténacité

La valeur critique du facteur d'intensité de contrainte K_{IC} est souvent déterminée dans le cadre de la théorie élastique en état de déformation plane. Or dans les matériaux habituels, il y a toujours une zone plastique à fond de fissure. Si cette zone est petite, on admet que K_I décrit bien l'état des contraintes élastiques dans la région non écrouie.

Les mesures de ténacité sont faites sur des éprouvettes normalisées pré fissurées en fatigue et pour lesquelles la zone plastique est suffisamment petite.

Les normes *ASTM* d'essais imposent des éprouvettes (fig. I.39) de forme et de dimensions bien définies [37].

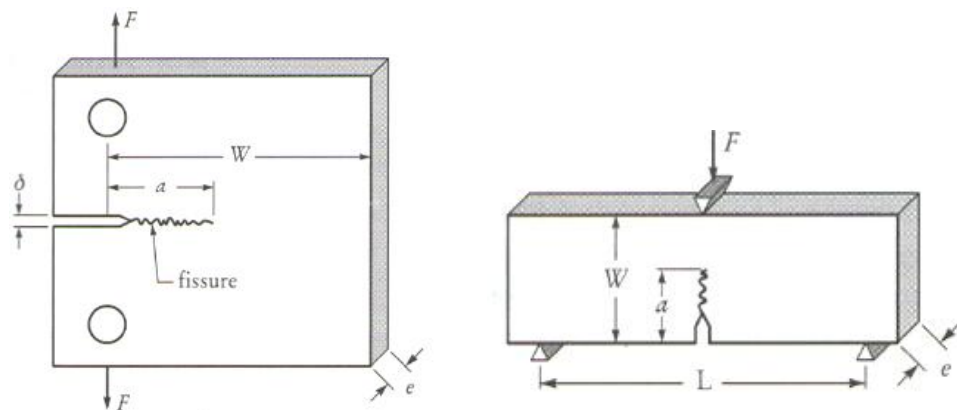


Figure I.39. Eprouvette d'essai de ténacité : a) éprouvette compacte de traction, b) éprouvette de flexion trois points.

Pour une bonne mesure de la valeur stabilisée du K_{IC} les dimensions des éprouvettes sont dictées par la relation I.35 :

$$a, e, (L - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{R_e} \right)^2 \quad (\text{I. 35})$$

Où a , e , L , R_e sont respectivement la longueur de fissure, l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette, et la limite d'élasticité du matériau.

Les éprouvettes peuvent être sollicitées en traction (fig. I.39a) ou en flexion (fig. I.39b).

Dans les deux cas, on enregistre pendant l'essai la variation de la charge appliquée à l'éprouvette en fonction de l'écartement de deux points de part et d'autre de l'entaille. A titre d'exemple, pour les éprouvettes de traction, la charge est mesurée grâce à un dynamomètre à jauges de contrainte placé sur l'axe de traction. L'écartement de l'entaille est mesuré par un extensomètre à lames sur lesquelles sont collées des jauges de contraintes.

L'essai consiste à enregistrer les courbes charge-déplacement qui permettent facilement de calculer K_{Ic} . Le cas idéal de mesure de K_{Ic} par cette méthode devrait correspondre à un métal qui casserait brutalement sans déformation plastique apparente. Cependant l'existence d'une déformation plastique à l'extrémité de la fissure se traduit par une non-linéarité des courbes charge-déplacement (fig. I.40).

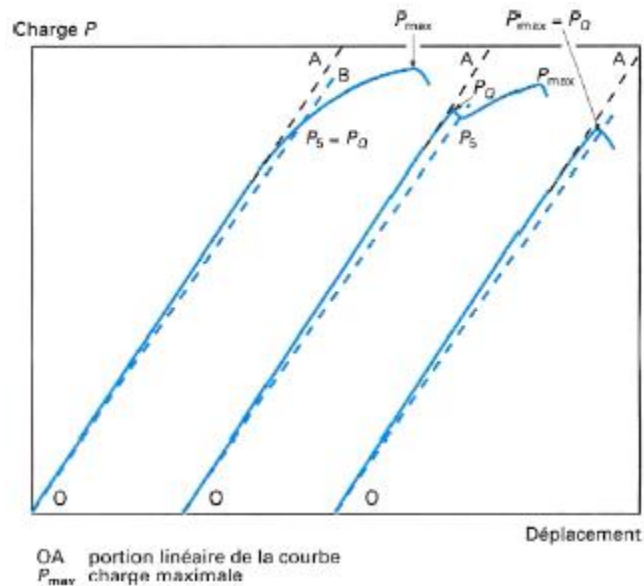


Figure I.40. Principaux types de courbes charge-déplacement.

En traçant une droite OP_5 dont la pente est inférieure de 5% à la pente de portion rectiligne OA , on détermine une valeur K_Q de K qui correspond à K_{Ic} si les conditions suivantes sont observées [37, 38]:

$$B \text{ et } a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{R_e} \right)^2 \quad (\text{I.36})$$

$$\text{et: } \left(\frac{P_{max}}{P_Q} \right) < 1,1 \quad (\text{I.37})$$

A titre indicatif, pour les éprouvettes compactes de traction, connaissant la longueur a de la fissure et la charge P_c à l'instabilité, on calcule K_{IC} par la formule suivante (Eq. II.34) :

$$K_{IC} = \frac{P_c}{B\sqrt{W}} = \left[29,6 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{1}{2}} - 185,5 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}} + 655,7 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{5}{2}} - 1017 \left(\frac{a}{W} \right)^{\frac{7}{2}} + 638,9aW^{\frac{9}{2}} \right] \quad (\text{I.38})$$

I.11.2. Essai de Résilience

Les essais de la mécanique de la rupture et surtout pour les matériaux ductiles sont long à réaliser et surtout coûteux. On cherche souvent pour simplifier le problème à trouver des corrélations entre les valeurs de K_{IC} et les valeurs d'autres paramètres. C'est le cas en particulier de l'essai de résilience [4, 22].

L'essai est destiné à mesurer l'énergie nécessaire pour rompre en une seule fois une éprouvette préalablement entaillée. Les éprouvettes présentent des entailles en forme de V(KCV) ou en U(KVU) (fig. I.41).

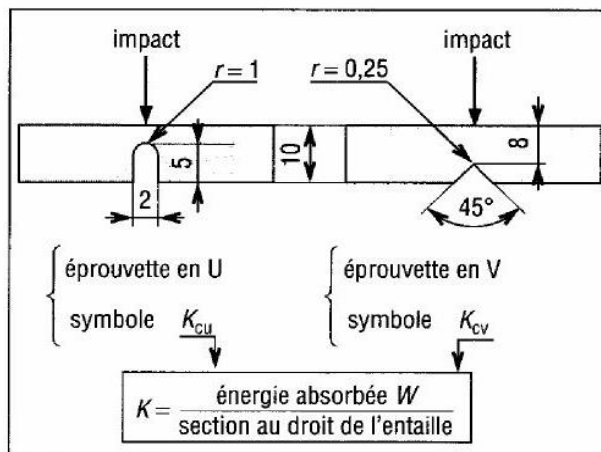


Figure I.41 Forme des éprouvettes.

On utilise un mouton-pendule munit à son extrémité d'un couteau qui permet de développer une énergie donnée au moment du choc (fig. I.42a).

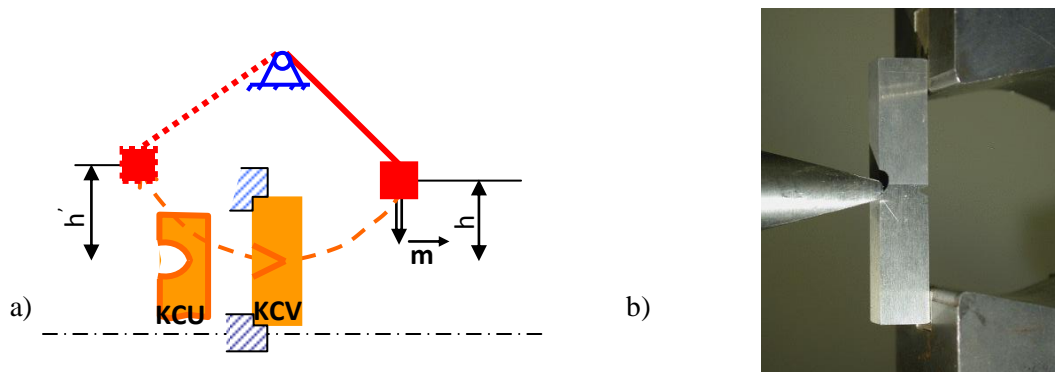


Figure I.42 Essai de résilience : a) schéma de principe, b) montage de l'éprouvette.

L'énergie absorbée est obtenue en comparant la différence d'énergie potentielle entre le départ du pendule et la fin de l'essai. La machine est munie d'index permettant de connaître la hauteur du pendule au départ ainsi que la position la plus haute que le pendule atteindra après la rupture de l'éprouvette (fig. I.42b).

L'énergie obtenue (*en négligeant les frottements*) est égale à :

$$W_e = mg(h - h') \quad (\text{I. 39})$$

- m : masse du mouton-pendule ;
- g : accélération de la pesanteur (*environ* $9,81 \text{ m.s}^{-2}$) ;
- h : hauteur du mouton-pendule à sa position de départ ;
- h' : hauteur du mouton-pendule à sa position d'arrivée.

La résilience est définie par :

$$K_{cu} = \frac{W_e}{S} \quad (\text{I. 40})$$

Différents chercheurs ont trouvé expérimentalement de telles corrélations [25]. Parmi celles-ci, les relations données par *Barsom* et *Rolfe* sont particulièrement intéressantes. Selon la température d'essai, les auteurs distinguent deux cas :

La température est telle que la résilience obtenue est celle du niveau ductile de la courbe de transition ductile-fragile.

La valeur de K_{IC} est donnée par la relation I.41 :

$$\left(\frac{K_{cv}}{R_e}\right)^2 = 0,62 \left[100 \left(\frac{K_{cv}}{R_e}\right) - 1\right] \quad (\text{I. 41})$$

La Température est telle que la résilience se situe dans le bas de la courbe de transition.

La valeur de K_{IC} est donnée par la relation I.42 :

$$\frac{(K_{IC})^2}{E} = 0,225 (K_{cv})^{3/2} \quad (I.42)$$

Rappelons que ces corrélations ne sont valables qu'entre essais effectués à la même vitesse. Or, dans les conditions d'essais classiques les essais de résilience sont effectués par choc, alors que les essais de ténacité K_{IC} sont effectués à vitesse lente.

Pour généraliser cette corrélation, il a été chiffré le décalage de température qui existe entre les courbes de transition de la résilience dynamique et statique. Le décalage de température est fonction de la limite élastique du matériau. $\Delta T = 95 - 0,1R_e$.

Sailors et Corten [25] ont trouvé d'autres corrélations :

$$K_{IC} = 14,6 (K_v)^{1/2} \quad (I.43)$$

Les corrélations entre La ténacité et la résilience permettent de trouver rapidement et à cout très faible un ordre de grandeur de la valeur K_{IC} d'un matériau.

I.11.3. Mesure d'après l'essai de traction

Comme nous l'avons montré au § I.11.6, l'aire sous-la courbe de traction représente l'énergie dépensée, par unité de volume de matériau, pour rompre l'éprouvette. La figure I.43 représente schématiquement les courbes de traction de trois matériaux ductiles : *I*, *II* et *III*. Le matériau *II*, bien qu'ayant une rigidité moyenne, est le plus tenace; le matériau *III*, dont la limite d'élasticité et la résistance à la traction sont les plus faibles, est cependant beaucoup plus tenace que le matériau *I*, qui est le plus rigide.

Le fait d'augmenter la limite d'élasticité d'un matériau ductile, en entravant le déplacement des dislocations dans les métaux, nuit à la ductilité du matériau et entrain en général une diminution de sa ténacité. Le spécialiste des matériaux doit donc s'attacher à améliorer la limite d'élasticité d'un matériau ainsi que sa résistance à la traction (*pour satisfaire aux exigences de l'ingénieur chargé de la conception d'une structure*), mais il doit également veiller à obtenir une bonne ductilité (*pour qu'on puisse le mettre en forme*) et une bonne ténacité (*résistance à la propagation brusque de fissures*) [2, 4].

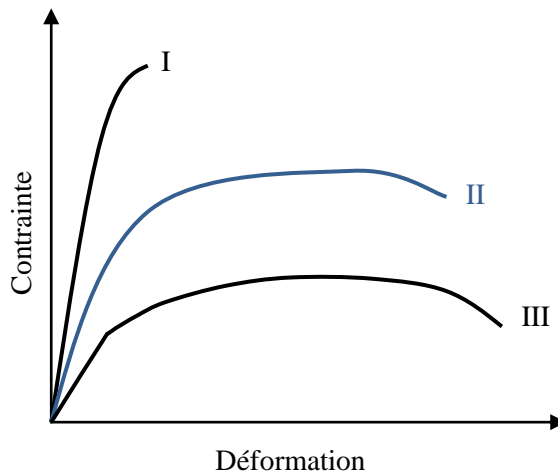


Figure I.43. Comparaison de la ténacité de trois matériaux (I, II et III), grâce à l'aire sous leurs courbes de traction.

A partir de l'aire (*énergie*) plastique A_p ; (fig. I.38), on peut remarquer que la ténacité dépend non seulement de la ductilité caractérisée par l'allongement $A\%$ mais également de la limite élastique R_e et la résistance à la rupture R_{rt} (Voir § I.10.6).

Pour les aciers maraging (*cas d'une structure épaisse (déformation plane)*), il a été trouvé la corrélation suivante [39] :

$$K_{IC} = 630 - 0,325R_e \quad (I.43)$$

1.12. Conclusion

Les propriétés mécaniques des métaux et alliages sont d'un grand intérêt puisqu'elles conditionnent non seulement les problèmes de mise en forme des matériaux mais également leur comportement en service dans des applications industrielles extrêmement diversifiées. Le choix du matériau d'une pièce industrielle dépendra des propriétés mécaniques tel que : résistance, dureté, ductilité. Il est donc nécessaire de mesurer ces grandeurs physiques par des essais mécaniques.

Pour définir les caractéristiques mécaniques des matériaux, on réalise des essais mécaniques sur des éprouvettes. Le but de ces essais est d'obtenir des valeurs des propriétés qui seront utilisables dans les calculs de résistance des matériaux ou qui permettront d'apprécier le comportement d'un matériau en service. Les corrélations sont entièrement empiriques et sont intéressantes du point de vue économique dans le cas où la mesure directe est difficile à effectuer.

Chapitre II. Le brunissage

II.1. Introduction

A travers une opération de mise en œuvre, on vise généralement à améliorer les aptitudes en service des pièces mécaniques, tant sur le plan résistance pendant le fonctionnement (*tenue a la fatigue, résistance a l'usure, résistance a la corrosion,*), que sur la qualité de précision des couches superficielles du produit [40 , 41].

Les traitements mécaniques de surface (*TMS*) [42] sont des procédés qui mettent en œuvre une déformation plastique à froid des couches superficielles. Ces procédés conduisent en général à une surface caractérisée par une faible rugosité [43, 44, 45], un écrouissage des couches superficielles [46,47] et des contraintes résiduelles de compression [48, 49, 50]. De ce nouvel aspect se déduit une amélioration de la plupart des propriétés mécaniques telles que ; la tenue en fatigue [51] la résistance à la ‘usure....

Parmi ces traitements mécaniques de surface (*TMS*) qui consistent à bonifier les propriétés des matériaux, le brunissage est l’un des procédés qui trouve des applications de plus en plus larges dans le domaine industriel.

II.2. Définition et principe

Le brunissage constitue un traitement de mise en œuvre à froid, il déforme plastiquement les couches superficielles [51] d’une pièce ayant subi en général un usinage préalable par enlèvement de copeaux (fig. II.1).

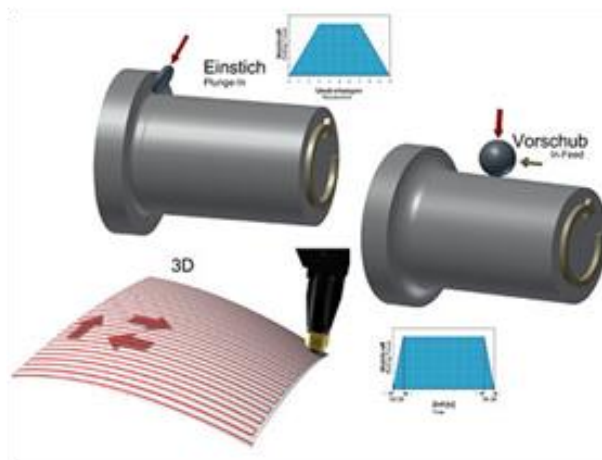


Figure II.1. Principe de fonctionnement du brunissage.

La technologie du procédé est variée selon la machine et l'outil utilisé [47, 52]. Elle réside principalement dans le fait que la force appliquée par l'outil de brunissage (fig. II.2) sur la pièce à traiter oblige les couches superficielles de celles-ci à subir une déformation plastique.

Produces mirror-like surface finish.

Diamond Burnishing Tool

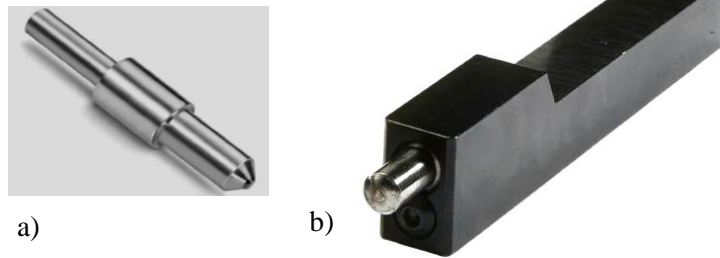


Figure II.2. Outil du brunissage .commercialisé par la firme *COGSDILL TOOL*:
a) partie active, b) corps de l'outil.

Le brunissage se fait à l'aide d'une pointe en diamant ou avec une bille en acier trempé ou en carbure métallique. Il constitue une opération simple à exécuter, vu qu'elle peut être réalisée sur des machines outils aussi bien classique (*tour, fraiseuse...*), que spéciales (*brunisseuse*) [53].

Le procédé intéresse aussi bien les surfaces extérieures que les surfaces intérieures (fig. II.3).et peut être appliqué sur des pièces de haute dureté pouvant atteindre jusqu'à plus de 50HRC.

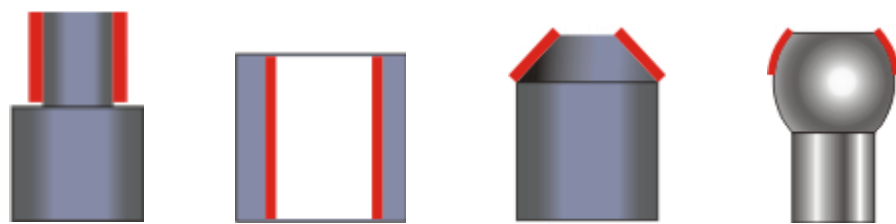


Figure II.3. Différentes surfaces à traiter par brunissage.

II.3. Intérêt et paramètres du brunissage

Le souci d'avoir des surfaces de qualité irréprochable conjugué à celui de la rentabilité imposent le brunissage d'une part, comme un moyen d'obtention des qualités de surfaces et des tolérances dimensionnelles assimilables à celles déduites d'un usinage de finition (*tournage dur ou rectification*). En fait, il est établi que pour un usinage

classique, les frais de fabrication augmentent rapidement avec une rugosité décroissante. On peut aussi économiser non seulement les frais de fabrication pour un temps de brunissage plus court, mais aussi par les frais réduits d'outillage et de préparation des pièces [54]. D'autre part, le brunissage s'impose dans les gammes de fabrication à fournir un taux de consolidation aussi comparable à celui fourni par les traitements thermiques ou thermochimiques.

Le brunissage est utilisé de plus en plus comme une opération de finition et peut se substituer aux autres techniques conventionnelles de mise en œuvre des matériaux. C'est dire en conclusion que le traitement de brunissage constitue une alternative à plusieurs procédés de fabrication par enlèvement de copeaux.

Les paramètres affectant la finition des surfaces sont variés ; bien souvent on mise sur la vitesse, l'avance ou la force [46, 47], parfois d'autres facteurs sont introduits comme le nombre de passes, le rayon d'outil, la profondeur de pénétration ou l'interférence [44, 55]. Les réponses de sortie dépendent en grande partie d'une combinaison spécifique des différents paramètres envisagés en fonction des outils, du matériau traité, des conditions de travail ainsi que l'état initial des couches superficielles.

D'autres réponses de sortie ont été envisagées lors du brunissage comme l'introduction des contraintes résiduelles de compression, la résistance à l'usure ou la tenue en fatigue.

II.4. Effets du brunissage

De la déformation plastique superficielle induite par le brunissage, résulte un lissage du profil microgéométrique de la surface et un durcissement par écrouissage des couches superficielles. De ces effets résultent des améliorations des caractéristiques mécaniques et technologiques de nombreux alliages métalliques.

II.4.1. Effets sur la qualité géométrique de surface

Lors du brunissage, les crêtes des aspérités d'une surface sont amenées à fluer dans les creux de cette dernière et la surface acquiert un bel aspect microgéométrique (fig. II.4).

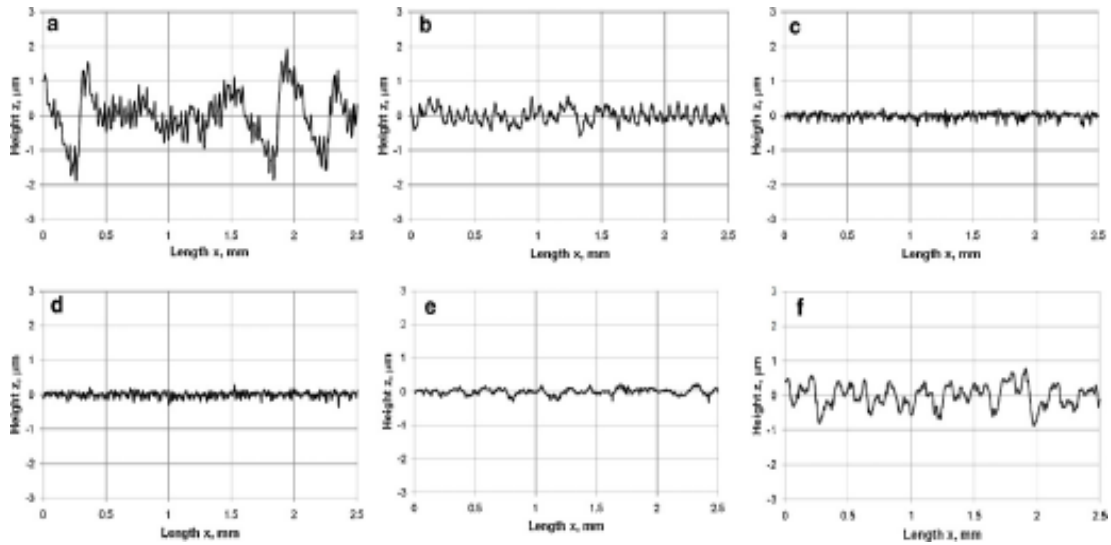


Figure II.4. Lissage du profil de surface par brunissage d'acier $41Cr4$, $HT-S1$ (a), $HT-W1$ (b), $HT-S1 + SF$ (c), $HT-W2 + SF$ (d), $HT-S2 + BUR$ (e), and $HT-W2 + BUR$ (f), [56].

Dans le domaine industriel, le brunissage est considéré comme étant un procédé de finition [57], et aussi comme un procédé d'usinage sans enlèvement de copeaux, c'est-à-dire un usinage à volume constant de pièce [58].

L'amélioration de la qualité de surface s'obtient en réduisant la rugosité de la couche superficielle. La surface présente des saillies qui s'aplatissent sous l'effet de la pression de repassage de l'outil. Au moyen de ce procédé de traitement, on s'efforce d'améliorer la qualité de la surface au niveau macro et micro géométrique. Par ce procédé, les rugosités Ra peuvent atteindre des valeurs de l'ordre $0.14 \mu\text{m}$ après une rugosité initiale d'ordre $4 \mu\text{m}$ [59].

D'après *K. S. Rababa et al* ; l'application de brunissage sur des éprouvettes cylindriques en acier doux améliore souvent l'état de surface par rapport à l'état initial qui est souvent usiné. Ils ont trouvée que l'application du procédé de brunissage sur un acier allié (*acier O_1*) avec des vitesses élevées favorise une meilleure rugosité (Fig. II.5), [60].

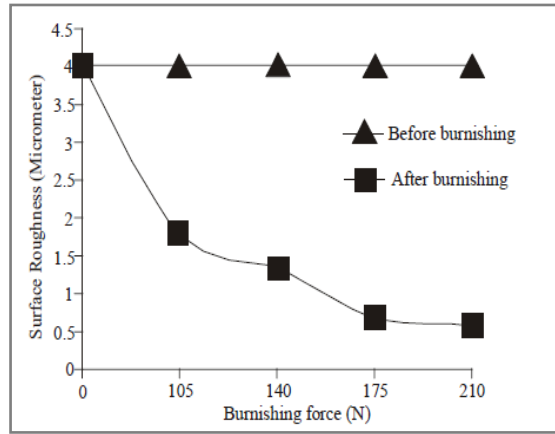


Figure II.5. Effet du brunissage sur la rugosité de surface [60].

Ces effets sont affectés par plusieurs facteurs: la vitesse, l'avance, l'effort, le rayon de la bille et le nombre de passe sont les paramètres les souvent introduits comme paramètres d'entrée. Ils ont les effets les plus significatifs sur la qualité de surface.

D'après plusieurs travaux [61], [62], [63], [64], [65], lors de brunissage on constate que la vitesse de travail avec des faibles valeurs d'avance (fig. II.6) contribue à améliorer la rugosité. Selon les auteurs, cette amélioration pourrait s'expliquer par le fait que la température dans la zone de formage augmente avec la vitesse avant de se stabiliser à un certain moment. Cela permet au métal de prendre un aspect de plus visqueux. Le frottement entre l'outil et la pièce se trouve réduit d'où la diminution de la rugosité et par conséquent un aspect de surface plus meilleur.

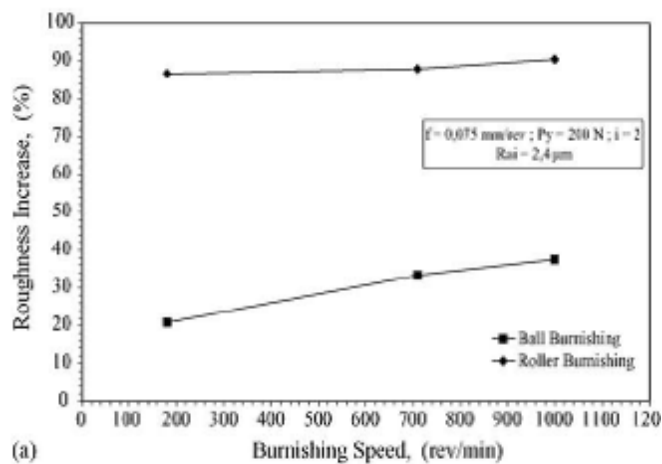
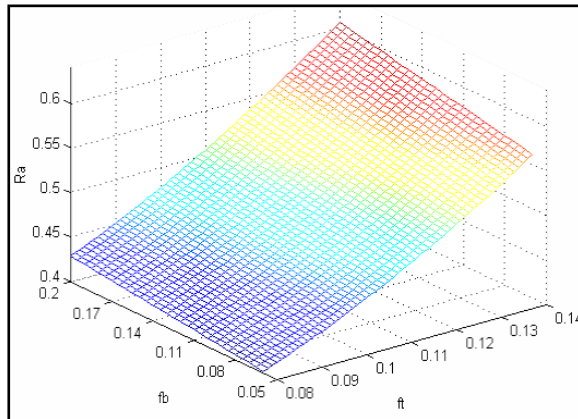


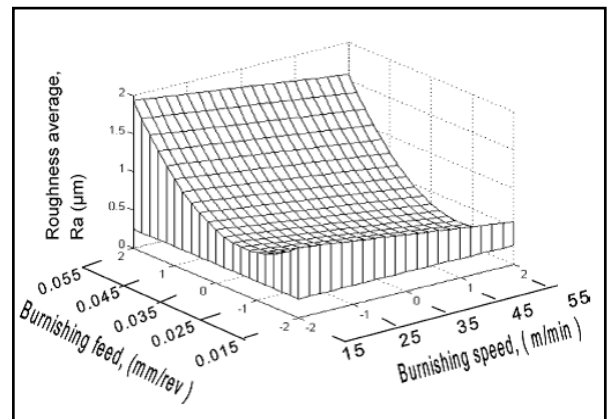
Figure II.6. Influence de la vitesse de brunissage sur la rugosité [62].

Il a été montré que les avances trop importantes ne donnent pas un bon état de surface [66]. Par analogie à l'usinage conventionnel, l'augmentation de l'avance fait

augmenter le pas de sillons laissés sur la surface de la pièce (Fig. II.7a) [67]. Dans ce cas, les aspérités ne sont pas nivelées de façon continue ; l'aspect de surface se trouve altéré et la rugosité se trouve perturbée. D'autres travaux ont montré que les faibles valeurs d'avance combinées à des efforts moyens ou à des valeurs de vitesse élevée [59] permettent des rugosités les plus faibles ; souvent inférieures à $0,3 \mu\text{m}$. (fig. II.7b).



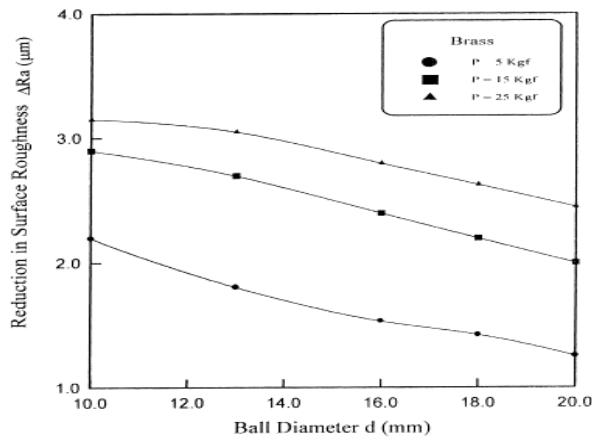
a)



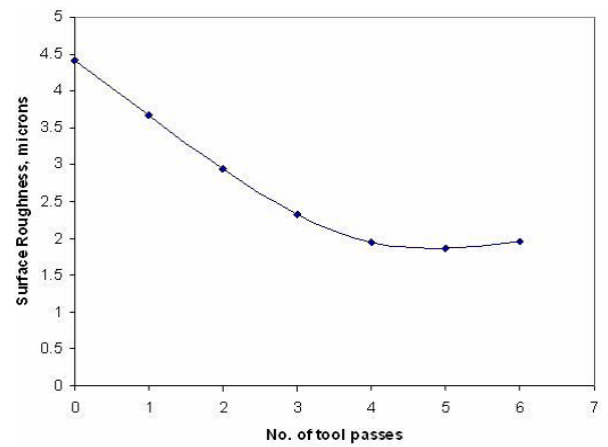
b)

Figure II.7. Influence de l'avance sur la rugosité : a) tournage, b) brunissage [66, 59].

Un faible rayon d'outil génère des aspérités plus aigues et très délicates à niveler [67]. Lorsque le rayon de l'outil augmente, les aspérités sont aplaties davantage et leur hauteur est réduite. La surface présente par conséquent un bel aspect avec de faibles valeurs de la rugosité. Cela a été confirmé par *A.M.Hassan et all*, qui ont montré que l'application du brunissage sur l'alliage *Al-Cu* pour différentes valeurs de la force de brunissage et les conditions de: $V=26 \text{ m/min}$, $f=0.08 \text{ mm/tour}$, $n=1$, $HV=127$; la rugosité diminue avec l'augmentation du diamètre de la bille. (fig.II.8a) [68]



a)



b)

Figure II.8. Variation de la rugosité : a) en fonction du rayon d’outil brunissage [68], b) en fonction du nombre de passe [69].

D’autres travaux ont montré que le nombre de passes est un paramètre très important par son influence. La figure II.8b représente la variation de la rugosité à divers valeurs du nombre de passes combiné avec les autres conditions de brunissage appliquée sur un d’acier doux ; il a été observé que la rugosité diminue progressivement. Toutefois au delà de 5 passes, la rugosité se stabilise. Généralement l’effet du nombre de passe sur la rugosité de la surface traitée par le brunissage est limité par une certaine valeur de celui-ci en raison des effets secondaires incompatibles avec la rugosité [69].

II.4.2. Effets sur la qualité physique de surface

La majorité des travaux soulignent que le brunissage contribue à consolider davantage les couches superficielles. L’écrouissage dépend du matériau, de la quantité de déformation appliquée et des conditions de déformation (*température, vitesse et mode de déformation*).

Sous l’effet de l’écrouissage, la dureté superficielle croit pour certains types de matériaux.

Des travaux de *H. Hamadache et all* conduits sur l’acier *Rb 40* [62], ont montré que la vitesse et l’avance de formage ne sont pas avantageuses pour la microdureté puisque cette dernière diminue avec l’augmentation de ces deux paramètres. La plus grande chute de la microdureté a été observée lorsque la vitesse et l’avance sont associées à de faibles valeurs de la pression et du rayon de l’outil (fig. II.9).

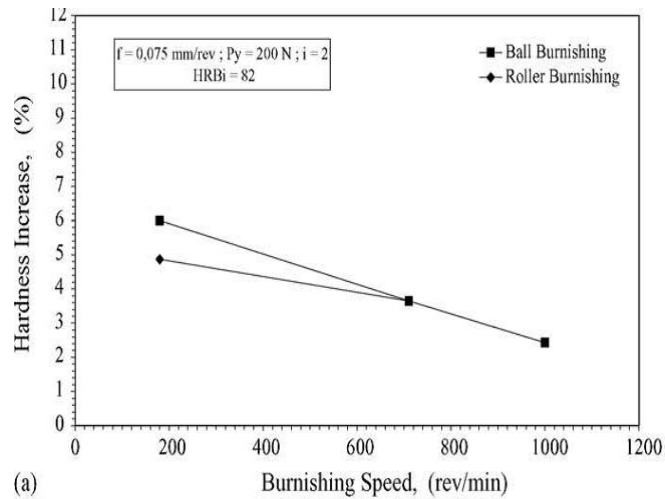


Figure II.9. Influence de la vitesse de brunissage sur la dureté de l'acier *RB40* [62].

Certains auteurs [68] expliquent qu'à faible avance (fig. II.10), l'écoulement du métal (*acier ST37*) est plus régulier. En augmentant ce paramètre, le pas des sillons augmente, il s'en suit que l'outil ne déforme pas la matière de façon continue. En fait, si l'on considère un point de la pièce, celui-ci ne se déforme qu'une seule fois au passage de l'outil puisque la rotation de la pièce fait que le point en question ne se déforme que si l'outil est immobilisé en translation ($f = 0$), on pense alors que la rapidité d'exécution ne permet pas à la déformation de se manifester judicieusement.

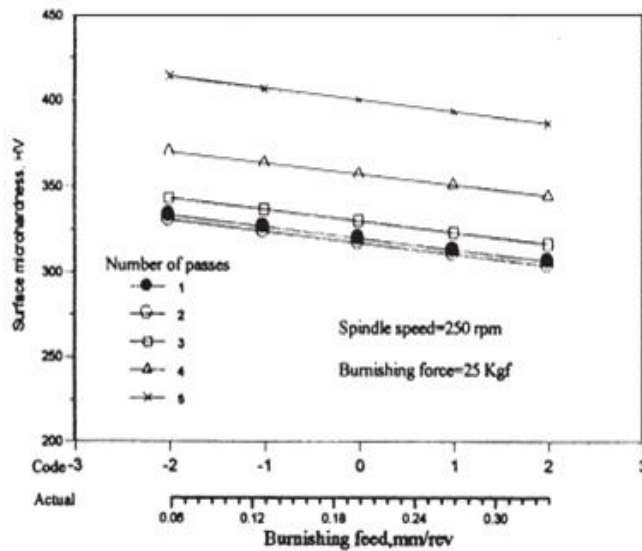
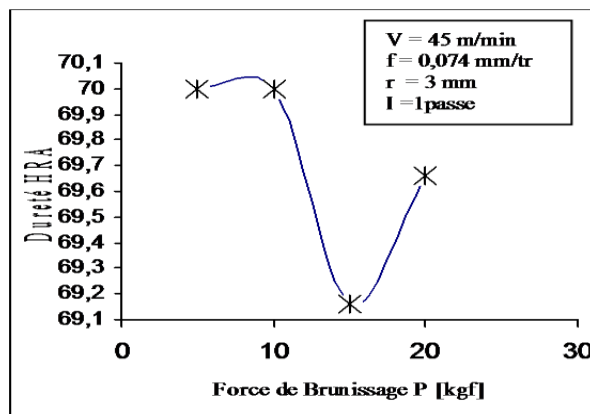


Figure II.10. Influence de l'avance de brunissage sur la dureté de l'acier *ST37* après brunissage pour : $V = 250 \text{ tr/mn}$; $f = 0,054 \text{ mm/tr}$; $P = 25 \text{ Kgf}$; $r = 3 \text{ mm}$ et $i = 1 \div 5$ [68].

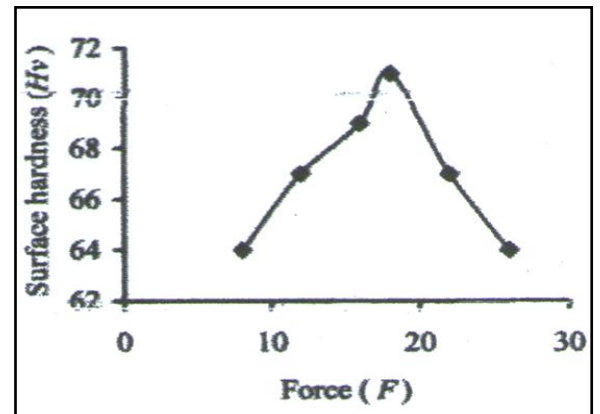
La vitesse de traitement étant liée cinématiquement à l'avance par la chaîne cinématique de la machine-outil, c'est pourquoi son effet est le même que celui de l'avance.

La force de brunissage est un des facteurs les plus importants qui gouvernent les effets du brunissage. L'importance de la surface déformée et le taux d'écroissage en dépendent fortement de ce paramètre. La microdureté augmente avec la force de brunissage. Plus la force est grande plus importantes sont les déformations et plus intense est l'écroissage superficiel. Ceci aura par conséquent un accroissement de la microdureté [67].

Cette augmentation est d'autant plus poussée que les paramètres v , f , r sont à leurs faibles niveaux et que l'outil présente un grand rayon. Toutefois en poussant ce paramètre au-delà de 10 kgf sur l'acier $35\text{NC}6$ (fig. II.11a), on risque un écaillage et une microfissuration de la surface. En traitant de l'aluminium ($\text{AISI } 1045$), *U.M shirast et al* [70]; ont remarqué que la dureté superficielle diminue au delà de 18 kgf (fig.II.11b).



a)



b)

Figure II.11. Influence de l'effort de brunissage sur la dureté : a) acier $35\text{NC}6$; b) aluminium ($\text{AISI } 1045$) [67, 70].

Lorsque le rayon de l'outil est important, la surface de contact entre l'outil et la pièce le devient aussi. La pression hertzienne sera alors importante ; il s'en suit une déformation plastique plus accrue et par conséquent une augmentation de la microdureté. La figure II.12 montre que la dureté superficielle de l'acier 4140 augmente avec l'augmentation du diamètre de la bille de l'outil de brunissage [71].

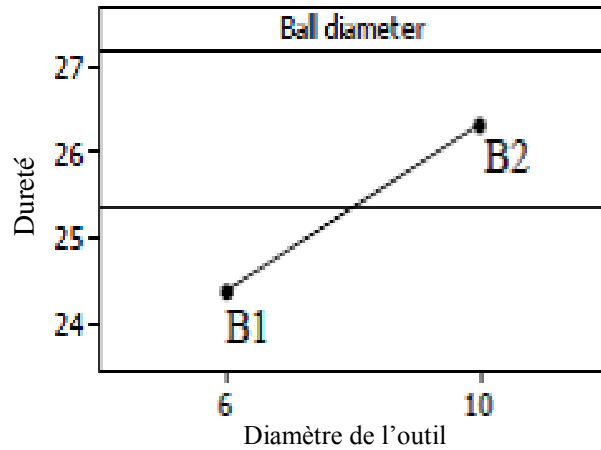


Figure II.12. Influence de rayon de l'outil sur la dureté [71].

Les faibles valeurs du nombre de passes provoquent un faible écoulement plastique de la matière en surface qui a pour conséquence un faible écrouissage qui se traduit par un faible durcissement des couches superficielles [72]. Avec l'augmentation de ce paramètre, *El-Khabeery et al* ont remarqué une amélioration de la dureté pouvant atteindre 26% [40] lors de l'application du brunissage sur l'alliage d'aluminium 6061-T6 [73] (fig.II.13).

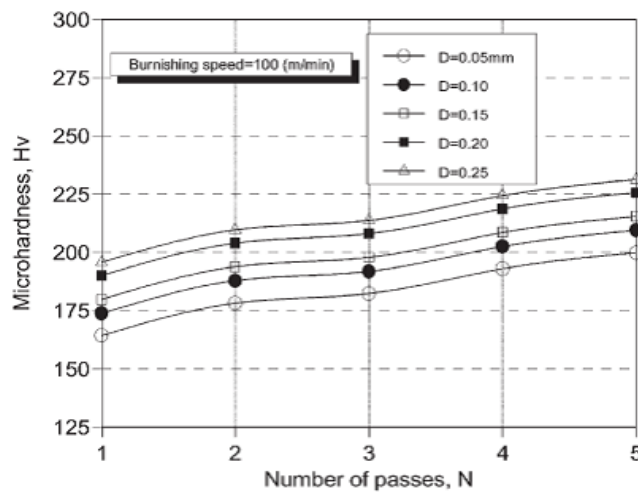


Figure II.13. Influence de nombre de passe de brunissage sur la dureté (l'alliage d'aluminium 6061-T6) [73].

II.4.3. Effets sur la qualité mécanique de surface

Tout procédé de fabrication introduit dans une pièce mécanique des contraintes résiduelles qui vont influencer son comportement en fatigue, en rupture et même en corrosion. Le brunissage fait partie d'une gamme de traitements mécaniques dont le rôle

est d'introduire des contraintes résiduelles de compression. Grâce à ce champ de contraintes résiduelles favorables pour décharger les couches superficielles d'une pièce mécanique, les performances sont nettement améliorées. Cette action peut être assimilée à un béton précontraint. C'est pour cette raison que les traitements de surface mécaniques sont souvent considérés comme un traitement de précontrainte.

P. Zhang et al [74] ont remarquée que l'apparition des les contraintes résiduelles de compression se manifestent sur une faible profondeur pour une surface tournée. La profondeur affectée par le grenailage peut atteindre jusqu'à $30 \mu m$, alors que pour le cas du brunissage, les contraintes résiduelles de compression sont observées jusqu'à une profondeur d'environ $120 \mu m$ par rapport à la surface (fig. II.14).

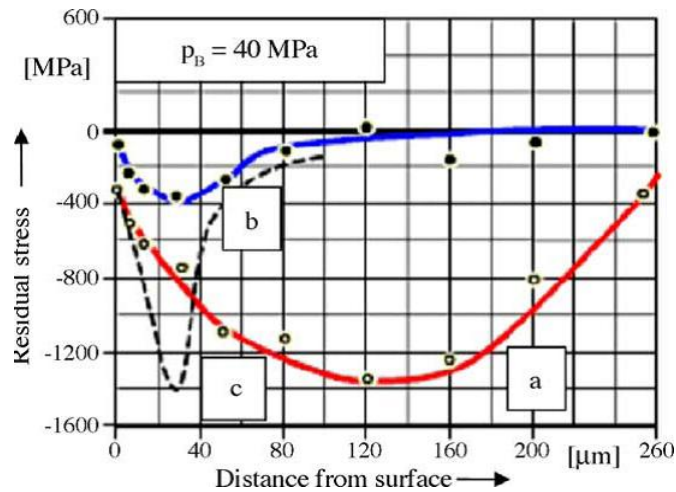


Figure II.14. Contraintes résiduelles obtenues sur une pièce forgée à froid [74] : a) état de brunissage, b) état de tournage, c) état de grenailage.

Généralement les contraintes résiduelles, obtenues par le brunissage, dépendent du matériau traité. Certains travaux [73] ont fait remarquer que le maximum des contraintes résiduelles obtenu sur les pièces traitées en alliage d'aluminium *6061-T6* est situé en surface. Ce maximum est proportionnel à la vitesse appliquée (fig. II.15a), au nombre de passes et à la profondeur de pénétration (fig. II.15b).

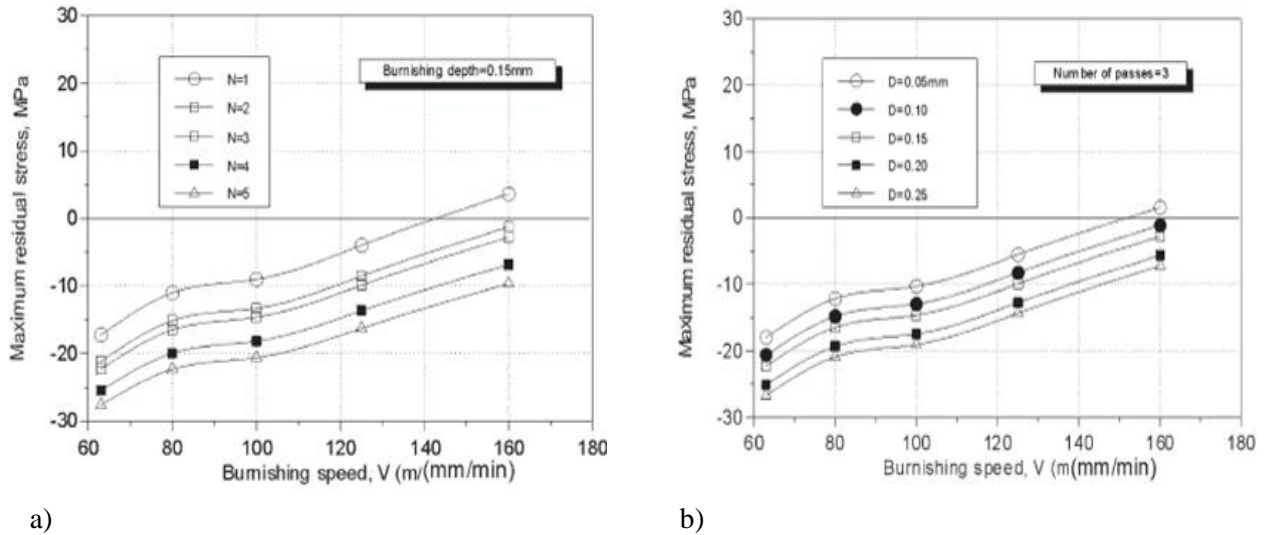


Figure II.15. Evolution des contraintes résiduelles avec la vitesse sur pièces en 6061-T6 traitée par brunissage : a) en fonction du nombre de passe, b) en fonction de la profondeur de pénétration [73].

Comme dans les autres traitements de surface mécanique, l'introduction des contraintes résiduelles de compression engendre une augmentation de la résistance à la fatigue.

Un écrouissage superficiel et donc une augmentation de la dureté avec une rugosité particulière qui élimine ainsi les défauts de surface telles que les stries d'usinage contribuent à l'amélioration de la limite de fatigue [39]. Puisque les fissures de fatigue s'amorcent à la surface du matériau, il en découle que l'état de cette surface exerce une influence importante sur la courbe d'endurance. La figure II.16 illustre graphiquement l'influence de l'état de surface sur l'endurance d'un alliage de magnésium AZ80 [74].

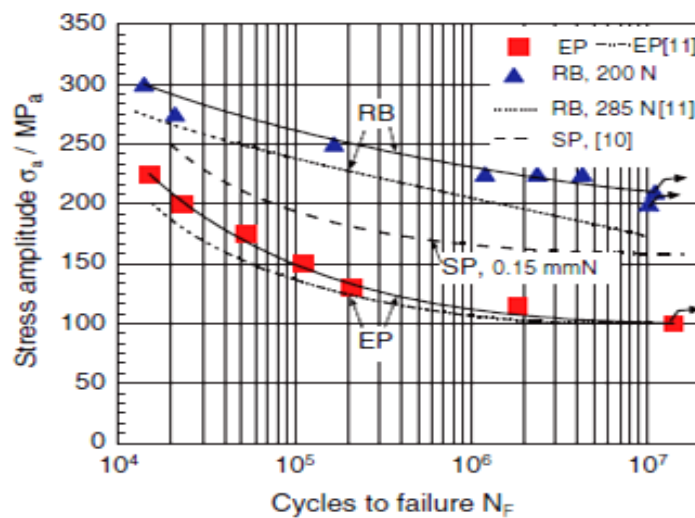


Figure II.16. Courbe de Wöhler d'alliage de magnésium AZ80 Pour différent traitements [74] : EP= electrolytical polishing, RB=Roller burnishing, SP=Shot peening.

L'auteur a constaté que le brunissage ou le grenailage de précontrainte améliorent la résistance à la fatigue de l'alliage de magnésium AZ80 par rapport à l'usinage conventionnel. Pour le brunissage, cette amélioration est de 75%. Puisque ce matériau est plus sensible à la déformation plastique avec le brunissage qu'avec le grenailage de précontrainte, les valeurs de la dureté mesurées auparavant après le brunissage sont des valeurs très importantes. L'augmentation de la microdureté après le brunissage est de 80 à 100%, alors que l'augmentation apportée par le grenailage de précontrainte est seulement de 30 à 50%.

II.5. Conclusion

Le brunissage est un traitement mécanique superficiel à froid. Les effets positifs de ce procédé sont liés au lissage des aspérités et à l'écrouissage des couches superficielles. Ces effets sont affectés par plusieurs facteurs. Les facteurs V , f , P , r et i ont les effets les plus significatifs aussi bien sur la rugosité que sur la dureté. Par ailleurs, le brunissage permet la conversion des contraintes résiduelles de traction en contraintes de compression ayant un effet positif sur la nucléation et la propagation des fissures. Tous ces effets conduisent en général à l'amélioration de la tenue à l'usure et à la fatigue.

Chapitre III. Matériaux et techniques Expérimentales

III.1. Introduction

Comme nous l'avons indiqué le but de cette recherche est d'étudier l'influence du brunissage et son effet sur les caractéristiques principales de surface en l'occurrence la rugosité et la dureté. Le traitement est appliqué sur deux aciers alliés. Leur choix est motivé par leur utilisation à grande échelle au niveau des ateliers de l'unité *AMM* de l'entreprise *Arcelor Mittal Steel Annaba*.

En utilisant deux types de partie active du brunissage (*pointe en diamant ou bille en acier*) nous espérons dans un premier temps, retrouver l'effet bénéfique du brunissage vis-à-vis la qualité physico-géométrique de la surface à travers les essais de rugosité et de dureté. Dans un second temps, comme rapportée par l'ensemble de la bibliographie, la déformation plastique produite par le brunissage devrait consolider les couches superficielles du matériau. Des essais de traction opérés sur les deux nuances pourraient bien refléter le taux de consolidation qu'on compte évaluer sur les deux matériaux.

III.2. Matériaux

III.2.1. Définition

Les matériaux étudiés sont deux aciers de nuances *100C6* et *16NC6*, livrés à l'état brut de laminage par l'entreprise *Arcelor Mittal Steel Annaba*.

L'acier *16NC6* est un acier au nickel chrome à haute ténacité, résiste bien aux efforts alternés et s'adapte bien à la cémentation où la surface de la pièce acquière en général une dureté élevée. Il est souvent destiné aux pièces de petite et moyenne section, pour la fabrication des pignons, roues dentées, arbres à cames, arbre pignons, manchons, broches, etc.

L'acier *100C6* est un acier à outil allié au chrome pour le travail à froid. Il est réputé par sa bonne résistance à l'usure et à la fatigue, alors qu'il est assez sensible au choc. Par ailleurs, il a une bonne ténacité et présente une faible déformation après trempe. L'acier est très utilisé en mécanique comme pour la fabrication des roulements à billes, des goupilles, des poinçons, des colonnes de guidage, et souvent pour les outillages tels que : les limes, les forets ou les alésoirs.

III.2.2. Composition chimique

Les analyses sont réalisées aux niveaux du laboratoire central d'*Arcelor Mittal Steel*. Les compositions chimiques des aciers *16NC6* et *100C6* sont données dans le tableau suivant (Tab. III.1) :

Tableau III.1. Composition chimique des aciers *16NC6* et *100C6*.

Élément% Nuance	C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	Ni	Cr	Mo
16NC6	0.17	0.83	0.22	0.013	0.024	0.15	0.04	0.17	0.90	0.04
100C6	0.99	0.32	0.25	0.012	0.020	0.087	0.024	0.103	1.34	0.027

III.2.3. Caractéristiques mécaniques

Les caractéristiques mécaniques du matériau ont été évaluées à l'aide des essais de traction effectués sur des éprouvettes cylindriques (§III.3) prélevées des matériaux en question et qui selon les cas, ont subi le traitement de brunissage sous diverses conditions. Les essais ont permis d'enregistrer les propriétés suivantes (Tab. III.2) :

Tableau III.2. Caractéristiques mécaniques des aciers *16NC6* et *100C6*.

		$R_{e0,2}$ (N/mm ²)	R_{es} (N/mm ²)	R_{ei} (N/mm ²)	R_m N/mm ²)	$A\%$
16NC6	Usinage	417,1	-	-	707,5	17,09
	Brunissage par bille	658,26	-	-	750,902	18,41
	Brunissage par pointe	655,47	-	-	733,865	18,49
100C6	Usinage	448,6	450,15	447,422	701,2	21,67
	Brunissage par bille	463,522	465,082	449,656	748,742	25,6
	Brunissage par pointe	456,99	458,55	452,44	722,848	27,15

III.2.4. Microstructure des aciers

La microstructure a été mise en évidence au moyen d'une attaque chimique au réactif de Nital ($Alcool + NH_3O_3$) pendant 5 à 10 secondes. Le réactif est appliqué sur des échantillons préalablement polis selon la gamme suivante :

- Polissage de dégrossissages au papier 700 à 900 ;
- Polissage demi finition au papier 1000 ;
- Polissage finition au moyen de la pate diamantée étalée sur un drap.

Une observation au microscope optique a révélé la microstructure des deux matériaux (fig. III.1). Cette microstructure est composée essentiellement de grains de ferrite et de perlite, la taille des grains de l'acier 16NC6 est supérieure à la taille des grains dans l'acier 100C6.

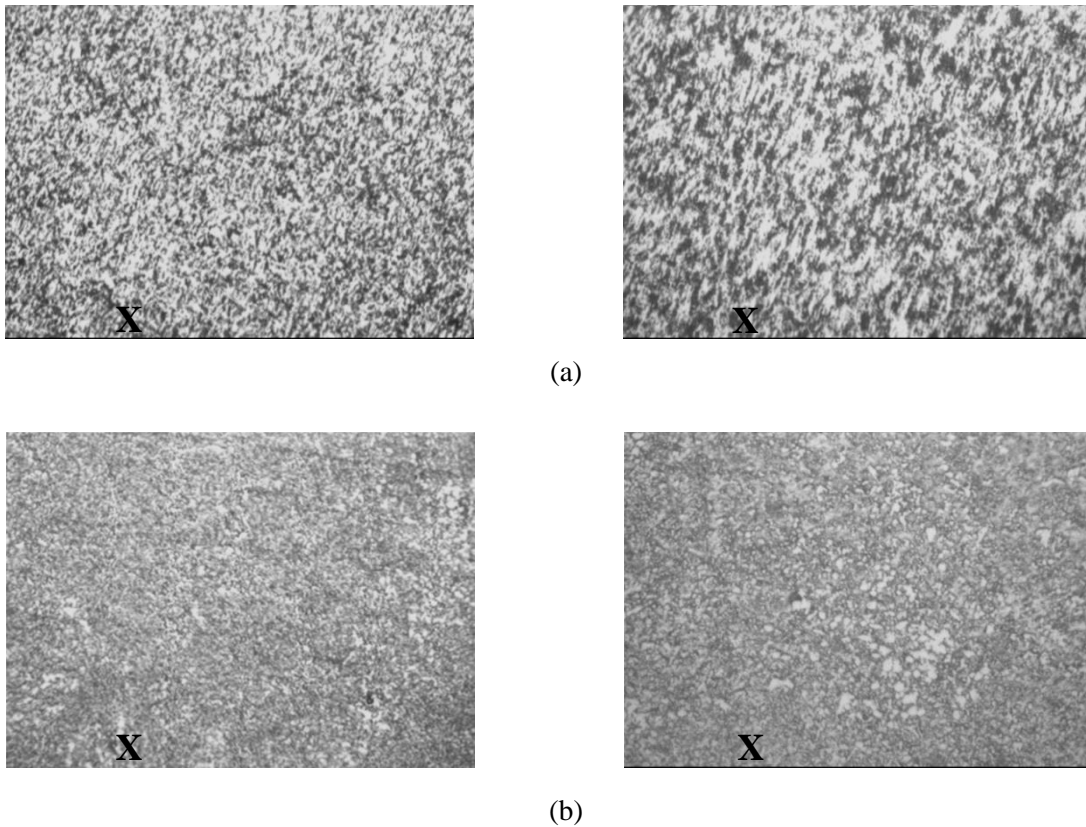


Figure III.1. Microstructures des aciers : a)16NC6, b)100C6

III.3. Eprouvettes

III.3.1. Géométrie

Les épreuves (Fig. III.2), ont été usinées à partir des barreaux cylindriques représentatifs de chacun des matériaux. Leurs formes et dimensions sont dictées par la norme *NF EN 10002-1*.

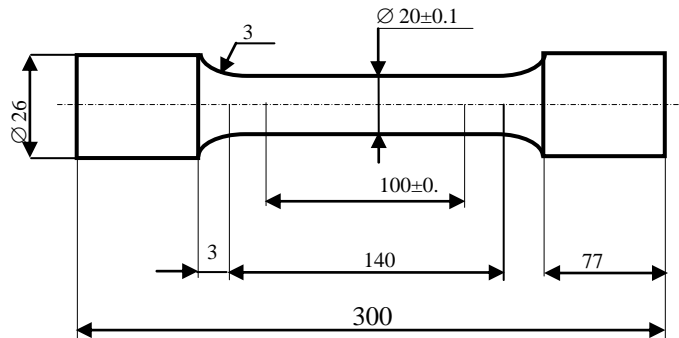


Figure III.2. Eprouvette cylindrique de traction.

Les épreuves présentent des têtes d'amarrage de formes cylindriques lisses ce qui leur permet une adaptation simple et une prise rapide par les mors doux sur la machine d'essai.

La longueur utile qui permet d'enregistrer les allongements finaux des épreuves est marquée par deux points distant de :

$$L_0 = K\sqrt{S_0} \quad \text{Soit } L_0 = 100 \pm 1$$

La partie utile est reliée aux têtes d'amarrage par des congés de raccordement de rayon $r = 3 \text{ mm}$. Ce qui aura pour effets de minimiser les concentrations de contraintes susceptibles de provoquer une rupture dans cette zone de raccordement.

III.3.2. Gamme de préparation

Les épreuves ont été préparées par tournage au moyen d'un tour à commande numérique programmé (CNC), model *16K20F3C35*. La machine-outil est destiné au tournage extérieur et intérieur des pièces type « *corps de révolution* » aux profils étagés et curvilignes de différente complexité en cycle semi-automatique fermé à une ou plusieurs passes ainsi qu'à la production de différents types de filetage en fonction des performances de la commande numérique (CFNC), (Fig. III.3). Le tour est équipé de la commande numérique « *ALFPH-2* » *BOSCH (R.F.A)*. Les programmes de déplacements de l'outil et les instructions auxiliaires sont introduits dans la mémoire au moyen du clavier ou d'un dispositif photo lecteur des bandes perforées connecté à CNC.



a)



b)

Figure III.3. Tour CNC 16K20F3C35 : a) Photo du tour, b) Photo du montage d'une éprouvette.

III.4. Essais de traction

Les essais de traction ont été effectués au sein du laboratoire des essais mécaniques au centre de recherche scientifique et technique en soudage et contrôle (*URASM-C.S.C-ANNABA*). La machine d'essai utilisée est une machine universelle *MFL* de type *VHP 600* de marque *Zwick* dont la capacité est de *60 tonnes* (Fig. III.4a) et qui est constituée d'un bâti rigide qui comprend une traverse fixe sur laquelle est montée l'une des têtes de l'éprouvette. L'autre extrémité de l'éprouvette est fixée à une traverse mobile dont le mouvement est assuré par commande hydraulique, (Fig. III.4b). La fixation des éprouvettes métalliques ou autre se fait avec des têtes d'amarrage hydrauliques contenant des coins de serrages interchangeables en fonction des dimensions et du type des éprouvettes. Cette machine a une marge de vitesse de traction de *1mm/min* à *300mm/min*. Les essais sont pilotés par micro-ordinateur. L'acquisition s'effectue à l'aide d'un logiciel *Zwick Z1011* adapté pour *P.C* (Fig. III.4c) et assure la collecte et l'analyse des courbes de traction. Les résultats sont enregistrés puis imprimés.

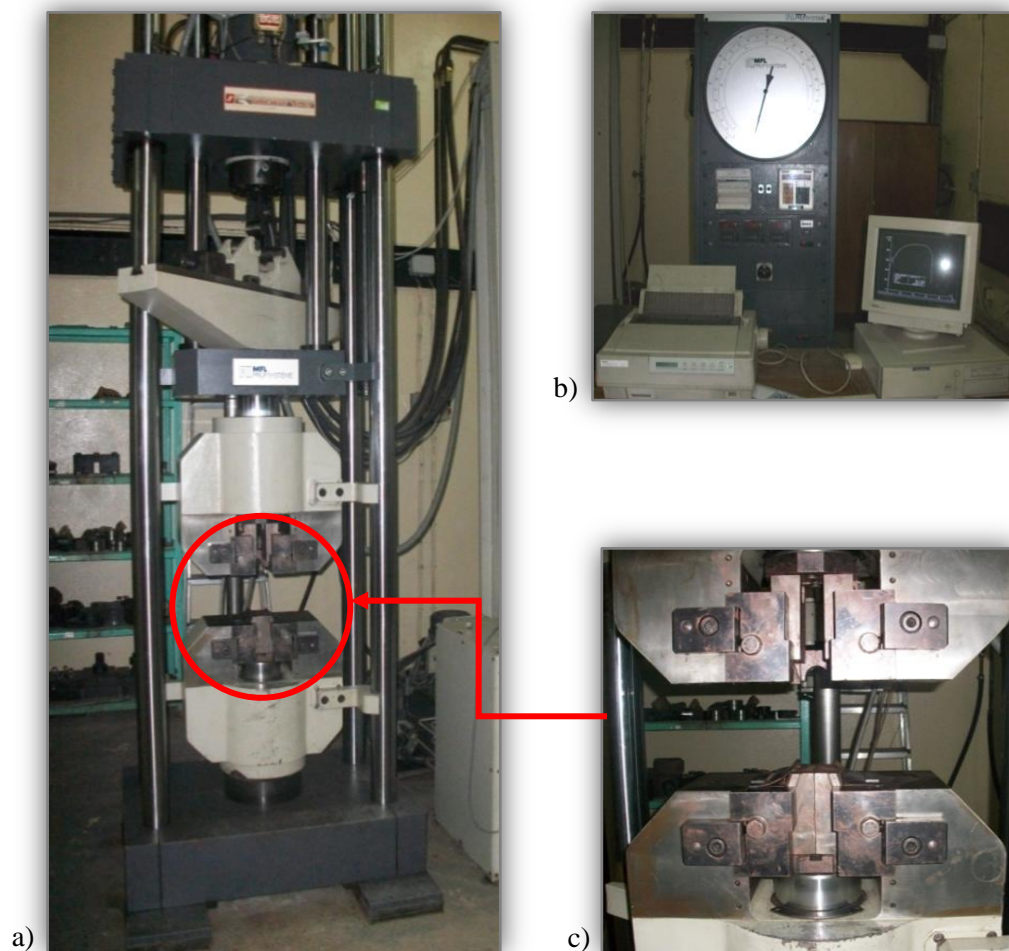


Figure III.4. Machine de traction type *VHP 600* : a) dispositif de montage, b) système d'acquisition, c) dispositif d'amarrage des éprouvettes.

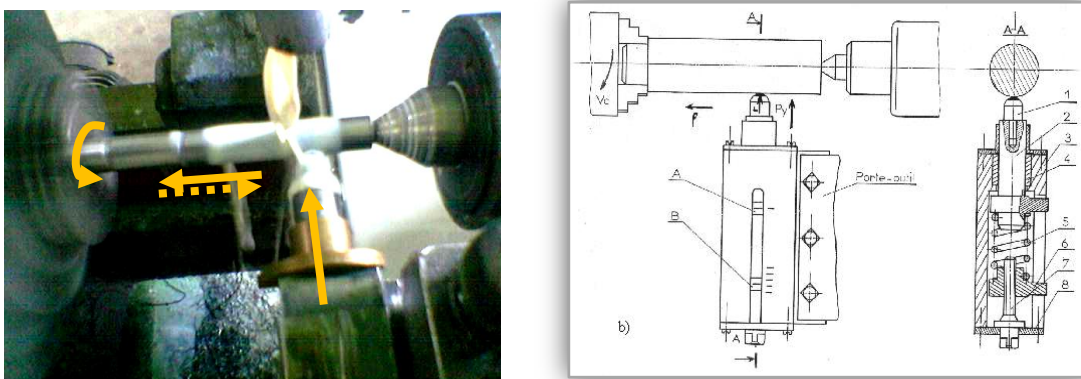
La charge imposée à l'éprouvette est mesurée par un dynamomètre et l'allongement par un extensomètre. On obtient alors un enregistrement de la courbe brute de traction $F = (\Delta l)$, caractéristique de l'échantillon.

Afin d'éviter les prédéformations sur les éprouvettes saines, celles-ci sont vissées, manuellement de part et d'autre sur des coins d'amarrage. Les valeurs du diamètre et de la longueur utile de l'éprouvette sont introduites dans le logiciel de la machine de traction pour affiner sa mise au point. Il est à noter que l'essai se déroule jusqu'à la rupture de la pièce.

III.5. Brunissage

III.5.1. Dispositif de brunissage

Le brunissage a lieu au moyen d'un dispositif préalablement étalonné (fig. III.5). Ce dispositif peut être facilement monté sur un tour universel. La partie active est une pointe en diamant artificiel parfois une bille en acier dur. L'opération de brunissage est analogue à une opération de chariotage, toute fois la déformation plastique superficielle (*DPS*) est assurée par un effort de formage exercé par l'outil sur la pièce animée d'un mouvement de rotation. Le mouvement d'avance étant attribué à l'outil.



a)

b)

Figure III.5 : Brunissage a) Photo du montage sur tour, b) Schéma du dispositif.

III.5.2. Conditions du brunissage

Le Traitement a été effectué au régime visant à acquérir la meilleure dureté tel qu'il a été recommandé par [75]. Pour les aciers en général, il a été adapté les régimes suivants (Tab. III.3) :

Tableau III.3. Paramètres du brunissage.

Paramètre	Régime 1	Régime 2
Nombre de tours	$n = 560 \text{tr/min}$	$n = 560 \text{tr/mn}$
Avance	$f = 0.054 \text{ mm/tr}$	$f = 0,054 \text{ mm/tr}$
Effort	$P = 20 \text{ kgf}$	$P = 20 \text{ kgf}$
Rayon d'outil	Bille en acier dur $r = 3 \text{ mm}$	Pointe en diamant $r = 2,5 \text{ mm}$
Nombre de passes	$i = 3 \text{ passes}$	$i = 3 \text{ passes}$

Compte tenu du dégagement de chaleur dans la zone de traitement résultant du frottement entre la bille et la pièce, l'opération de brunissage est effectuée dans les conditions de lubrification au moyen d'une solution aqueuse composée d'une huile *SAE90*.

III.6. Mesure de rugosité

Les mesures de rugosité ont été effectuées au moyen d'un rugosimètre électronique de marque *Mitutoyo* model *SURFTEST 301* (Fig. VI.6) capable de transcrire le signal reçu en valeur *Ra* et *Rz*.



Figure III.6. Rugosimètre *SURFTEST 301*.

L'appareil est caractérisé par une plage de mesure de $0,05$ à $04\mu m$ pour la mesure de *Ra* et de $0,3$ à $160\mu m$ pour la mesure de *Rz*.

III.7. Tests de dureté

Les tests de dureté ont été réalisés au moyen d'un duromètre universel (Fig.VI.7) à indenteur *Brinell*, *Rockwell* et *Vickers*. Dans notre cas, le critère adopté est celui de la dureté *Vickers* sous une charge appliquée de $3Kg$.



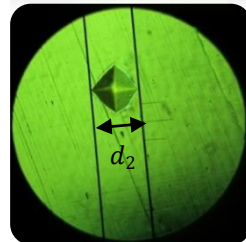
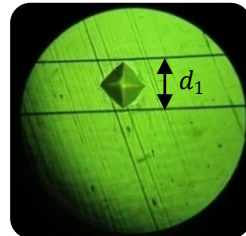
Figure III.7. Duromètre universel

III.8. Tests de microdureté

Les tests de microdureté ont été réalisés au moyen d'un microduromètre de marque *matzuzawa* model *MXT70* (Fig.III.8) à indenteur *Vickers* sous une charge appliquée de *300gf*.



a)



b)

Figure III.8. Microduromètre *MXT70*: a) photo du microduromètre, b) Empreinte.

Chapitre IV: Résultats expérimentaux et discussion

IV.1. Rugosité de surface

L'effet du brunissage est relaté par la figure IV.1. Quelque soit la géométrie de la partie active et quelque soit le matériau traité, le brunissage réduit davantage la rugosité et favorise un bel aspect de surface. A titre indicatif, on gagne jusqu'à 78% d'amélioration sur la rugosité lors du brunissage à la pointe en diamant de l'acier *100C6* et jusqu'à 68% lors du même traitement appliqué sur l'acier *16NC6*.

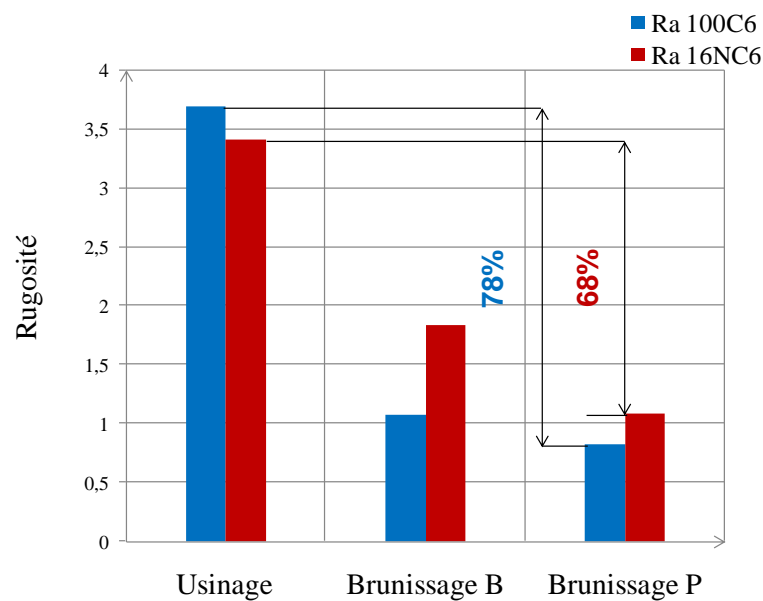


Figure IV.1. Effet du brunissage sur la rugosité des aciers : *100C6* et *16NC6*

Cet effet positif est le résultat d'un lissage des aspérités de surface après le passage de l'outil de brunissage. En effet, en écrasant les crêtes des stries dans les creux de celles-ci, le brunissage génère derrière lui une surface caractérisée par un profil micro-géométrique plus régulier aussi sur l'acier *100 C6* (fig. IV.2) que sur l'acier *16NC6* (fig. IV.3). Il en découle dans tous les cas que la surface prend un aspect lisse et soyeux.

On peut remarquer sur les profils enregistrés, qu'une rugosité initiale (*après tournage*) de $4,52 \mu\text{m}$ (fig. IV.2a) peut être ramenée à $1,07 \mu\text{m}$ après le brunissage à la bille de l'acier *100C6* (fig. IV.2b). En opérant à la pointe, le brunissage réduit la rugosité de tournage de $3,86 \mu\text{m}$ (fig. IV.2c) à $0,82 \mu\text{m}$ (fig. IV.2d)

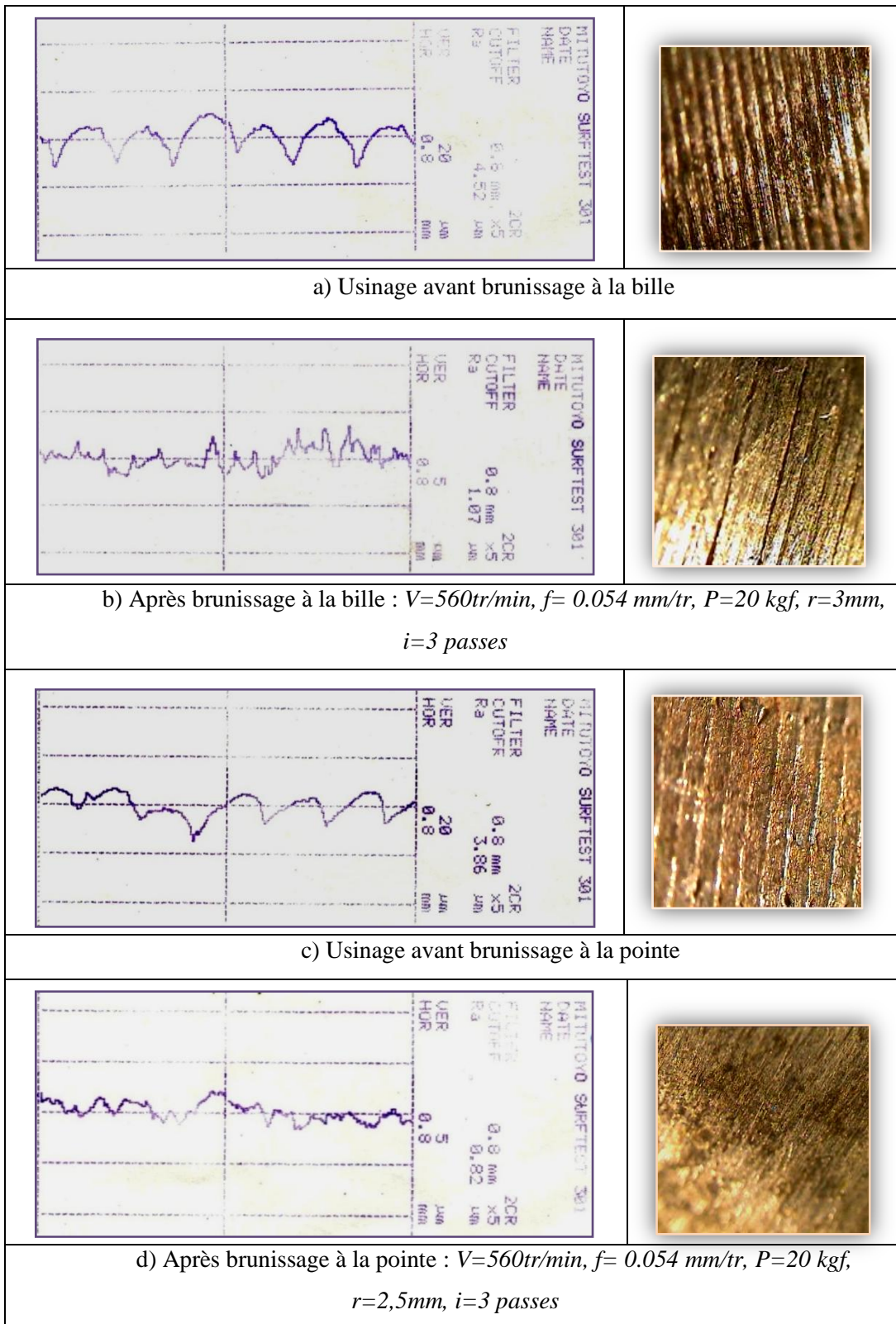


Figure IV.2. Profil de surface de l'acier 100C6 : a) et c) état d'usinage : b) état de brunissage à la bille, c) état de brunissage à la pointe.

La mise en œuvre de l'acier 16NC6 a permis d'enregistrer des profils de rugosité ou l'on remarque qu'en traitant le matériau à la bille, la rugosité initiale de $3,69\mu\text{m}$ ((fig.

IV.3a) peut être réduite à environ $1,25\mu\text{m}$ (fig.IV.3b). Le même traitement conduit à la pointe en diamant permet de réduire la rugosité de tournage de $3,73\mu\text{m}$ (fig. IV.3b) à $1,08\mu\text{m}$ (fig. IV.3d).

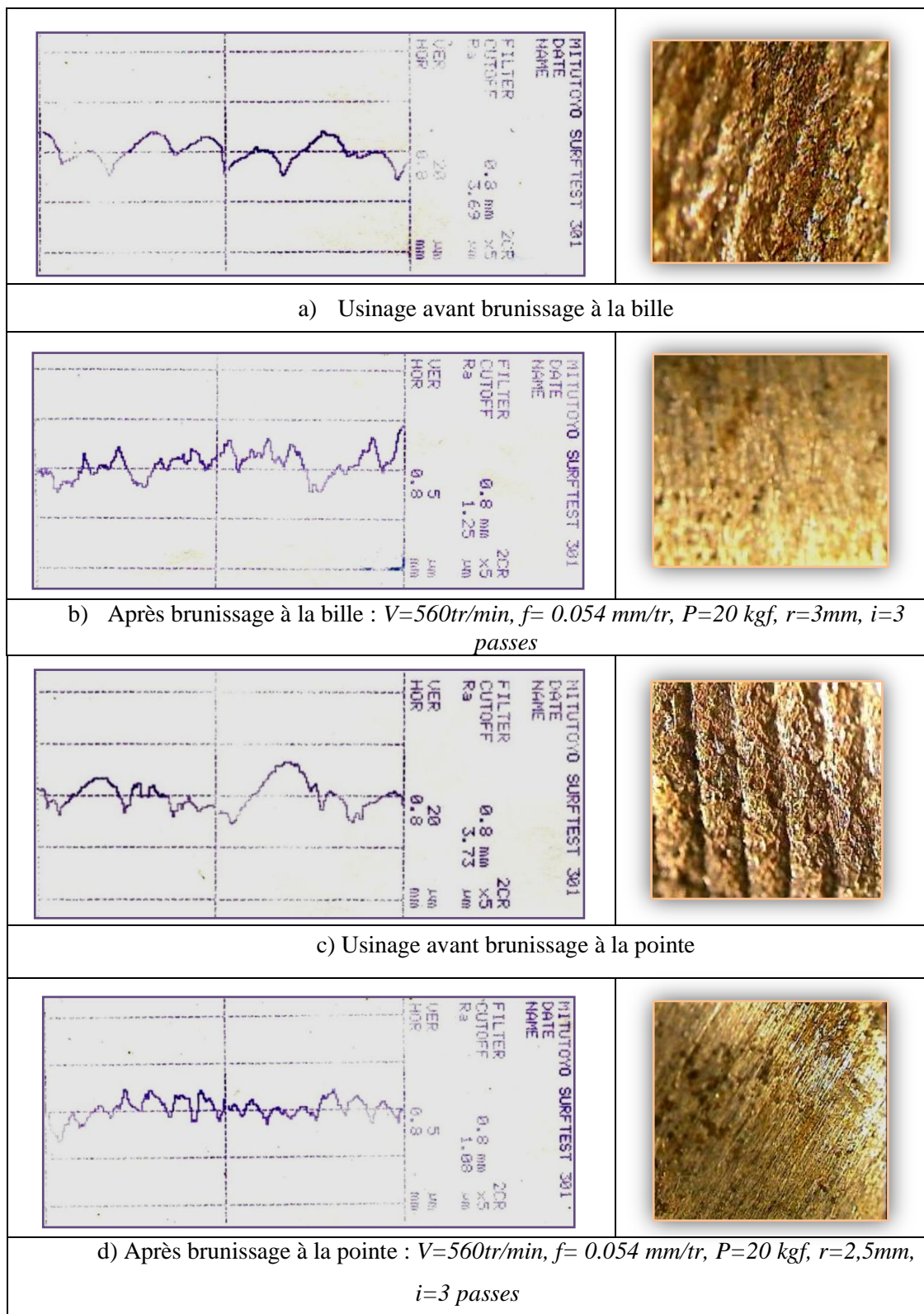


Figure IV.3. Profil de surface de l'acier 16NC6 : a) et c) état d'usinage, b) état de brunissage à la bille, c) état de brunissage à la pointe.

Ces résultats confirment le fait que l'aspect initial de la surface, le matériau à traiter et les conditions de traitement mécanique de surface (*géométrie de la partie active et régime de travail*) sont des paramètres qui gouvernent les effets optimaux du brunissage vis-à-vis la réponse finale en termes de rugosité.

Du point de vue aspect technologique les deux nuances s'adaptent bien au brunissage vu que la rugosité s'est améliorée de façon remarquable notamment lors du brunissage de l'acier 100C6 où elle avoisine $Ra = 0.9 \mu\text{m}$. Ce résultat se doit au lissage du profil au passage du brunissage avec la pointe en diamant.

IV.2. Dureté des couches superficielles

Le brunissage semble contribuer à augmenter la dureté des deux nuances d'aciers traitées. Ce qui témoigne l'écaillage induit par le brunissage. Le cas extrême enregistré pour certaines conditions de brunissage, se traduit par une augmentation de 44% lors du brunissage de l'acier 100C6 avec une bille en acier. Sous ces mêmes conditions, on gagne une augmentation jusqu'à 27% lors du brunissage de l'acier 16NC6 avec la pointe en diamant (fig. IV.4).

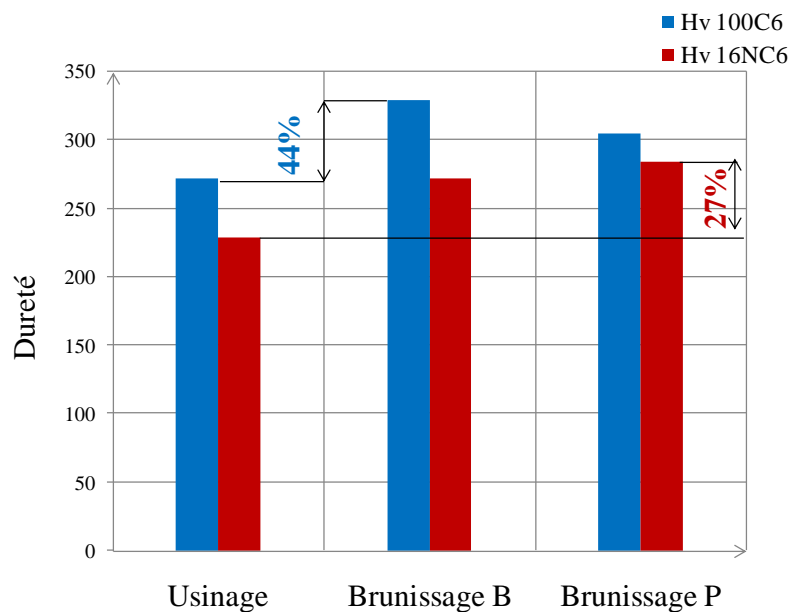


Figure IV. 4. Variation de la dureté (HV) avant et après le brunissage à la bille (B) et à la pointe (P) Conditions de brunissage : $V=560\text{tr}/\text{min}$, $f= 0.054 \text{ mm}/\text{tr}$, $P=20 \text{ kgf}$, $r= (3\div 2,5) \text{ mm}$, $i=3 \text{ passes}$.

L'acier *100C6* semble s'adapter mieux à la déformation plastique induite par le brunissage à la bille que lors de sa mise en œuvre avec une pointe en diamant. En revanche, cette partie active de l'outil est plus avantageuse pour le travail de l'acier *16NC6*.

Les couches superficielles résultants du tournage ont été caractérisées par une dureté moyenne *226 HV* pour le *16NC6* et *251 HV* pour le *100C6*. Après le brunissage on a pu relever une moyenne de dureté de *278 HV* pour le *16NC6* et *317 HV* pour le *100C6*. Cette augmentation est due au fait que le brunissage crée par la déformation plastique de nouvelles sources de dislocation qui s'activent au niveau des couches superficielles.

Pour le brunissage à la bille et à la pointe, des essais de microdureté (fig. IV.5) ont montré que cette caractéristique évolue de façon décroissante au fur et à mesure qu'on s'écarte de la couche superficielle.

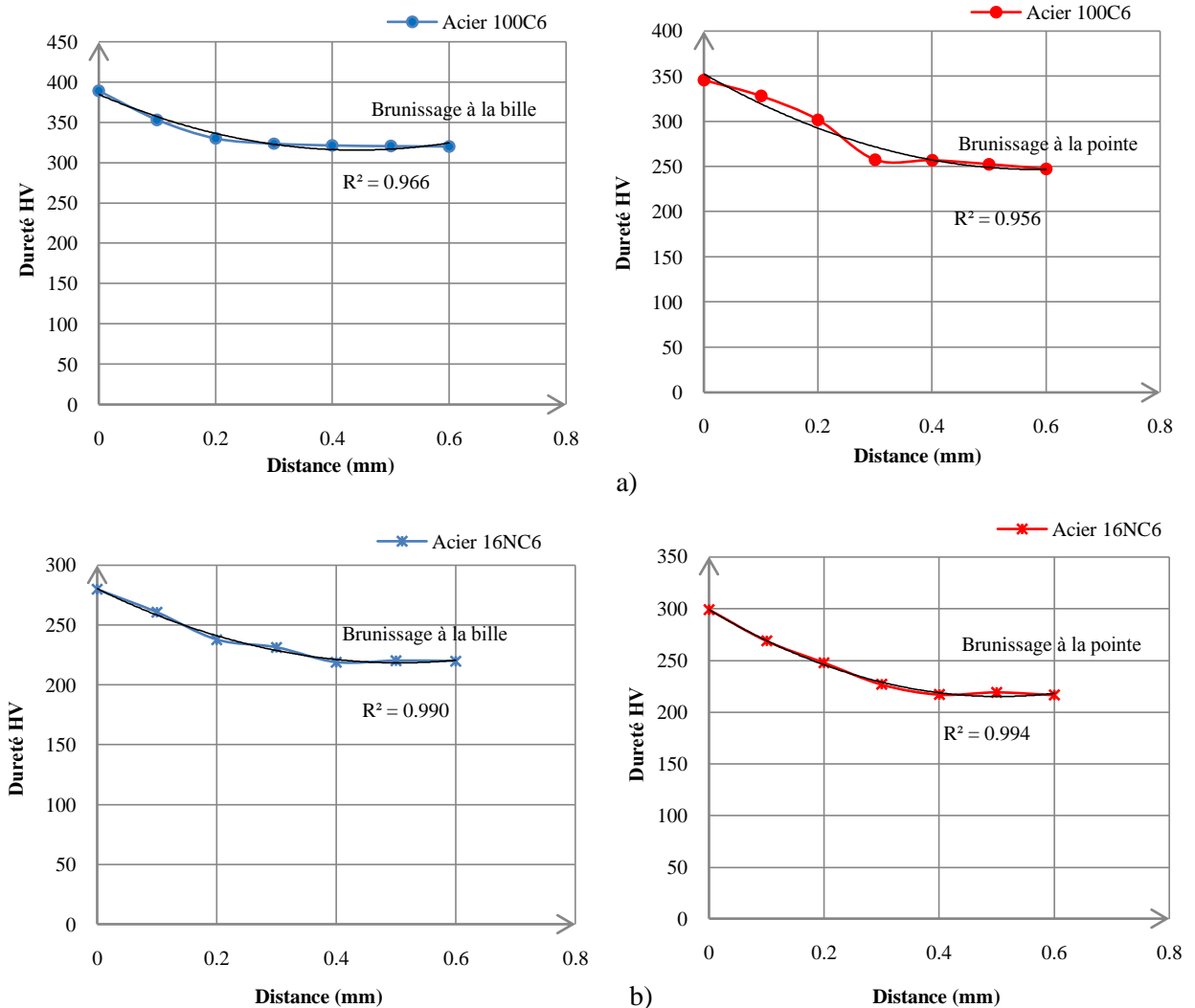


Figure IV. 5. Evolution de la micro-dureté en fonction de la distance de la longue de l'éprouvette traitée par brunissage : a) *100C6* ; b) *16NC6*.

La profondeur de la couche affectée par le traitement peut atteindre jusqu'à 0,3 mm lors du brunissage à la pointe en diamant ou à la bille en acier dur de l'acier 100C6, (fig. IV. 5a) et jusqu'à 0,4 mm lors du même traitement appliqué sur l'acier 16NC6, (fig. IV. 5b). Au-delà de cette profondeur, la pièce retrouve ses caractéristiques de base où la microdureté se stabilise au cœur de la matière.

IV.3. Courbes conventionnelles de traction.

Pour pouvoir traiter sur micro la courbe qui nous a été remise sur papier, on procède à une digitalisation qui consiste à retracer la courbe point par point avec un changement d'origine afin retrouver une courbe équivalente conventionnelle (*digitalisée et décalée par rapport à l'origine de la machine*).

Les résultats des essais de traction en terme de courbes conventionnelles $\sigma = f(\varepsilon)$ sont présentées dans les figures IV.6 et IV. 7.

L'effet global du brunissage est tel que pour les deux aciers traités et les deux types de brunissage, les courbes de traction ont été décalées vers la droite couvrant ainsi une importante aire sous celle-ci.

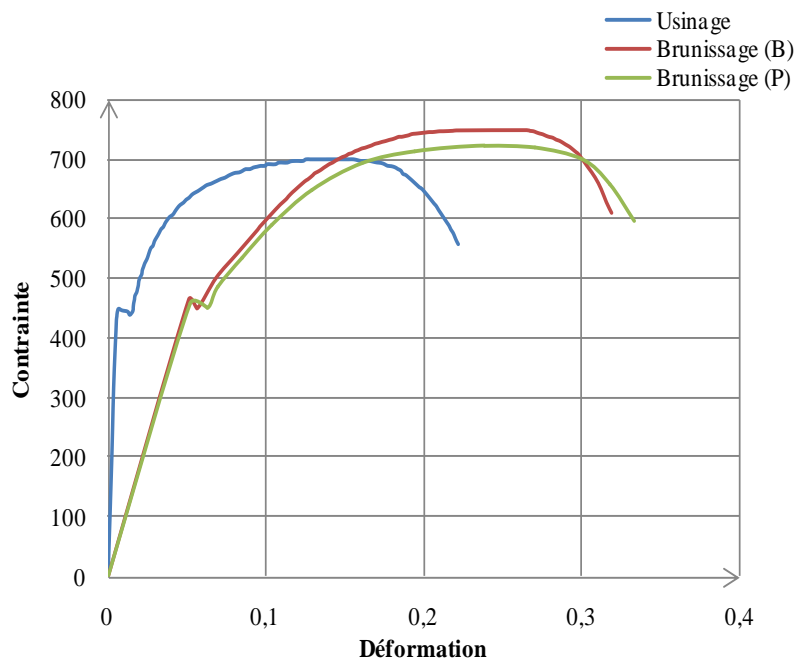


Figure IV. 6. Courbes conventionnelles de traction de l'acier 100C6.

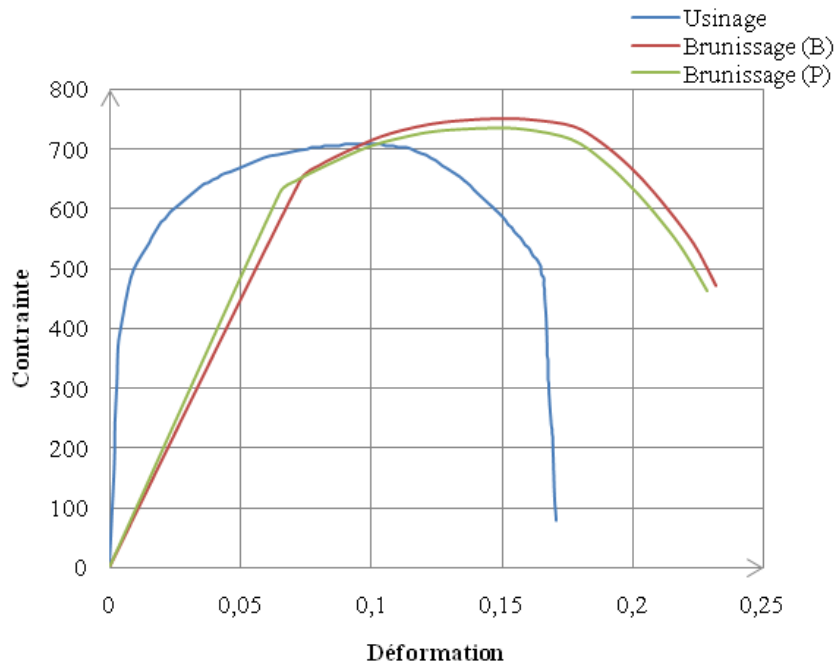


Figure IV.7. Courbes conventionnelles de traction de l'acier 16NC6.

Les courbes reflètent bien un comportement élasto-plastique qui à son tour révèle les deux domaines classiques de ce type de comportement :

i) Le domaine élastique linéaire qui obéit à la loi de *Hooke* : Pour les deux matériaux, une augmentation de la limite élastique a été enregistrée après le brunissage ce qui confirme l'effet de l'écroutissage. Cependant aussi paradoxalement qu'il le soit, la pente de la partie linéaire s'est affaiblie en présence du brunissage c'est-à-dire que les matériaux ont perdu de la rigidité. Le fait que les essais ont été réalisés sur des machines différentes peut être à l'origine de ce bémol.

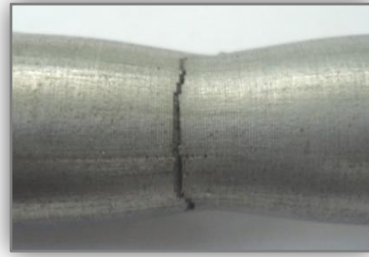
ii) le domaine plastique caractérisé par deux sous-domaines :

- Le premier délimité par la limite d'élasticité et la résistance à la rupture est celui de l'écroutissage dans lequel le matériau se consolide. Les courbes enregistrent une amélioration de la résistance à la rupture après le traitement du brunissage aussi bien à la bille ou à la pointe.

- Le second qui apparait au-delà de la contrainte maximale est celui de la striction (Fig. IV. 8) dans lequel le matériau connaît une instabilité plastique.



a)



b)

Figure IV.8. Phénomène de striction des aciers : (a) *16NC6* et (b) *100C6*.

L'analyse fractographique révèle une cassure à nerf avec une surface souvent inclinée ou mixtes (Fig. IV.9) et dont le faciès de rupture témoigne du caractère ductile du matériau testé. Cette ductilité semble plus marquée pour l'acier *100C6* (Fig. IV.9b).



a)



b)

Figure IV.9. Faciès de rupture par traction des aciers : (a) *16NC6* et (b) *100C6*.

A l'état de brunissage à la pointe ou à la bille on remarque que les courbe conventionnelles se sont décalées vers la droite qu'à l'état d'usinage ce qui explique que la rigidité est diminuée donc les deux nuances devient ductiles par rapport à l'état initiale.

La ductilité favorise la mise en forme du matériau. Lorsqu'une structure constitue d'éléments se déforme de façon permanente, ce dernier peut encore supporter certaines forces sans se rompre.

La ductilité entraîne en générale une amélioration de la ténacité du matériau qui est une propriété fondamentale dont il faut tenir compte.

IV.4. Energie de déformation

L'aire sous la courbe de traction (fig. IV.6 et IV.7) est homogène à une énergie de déformation par unité de volume; en effet, ayant la contrainte nominale σ , et la déformation ε , l'aire W sous la courbe de traction est donnée par l'équation IV.1 :

$$W = \int \sigma d\varepsilon = \int_{l_0}^{l_f} \frac{F}{S_0} d\left(\frac{\Delta l}{l_0}\right) = \frac{1}{S_0 l_0} \int_{l_0}^{l_f} F \cdot d(\Delta l) \quad (\text{IV. 1})$$

Le terme $\int F \cdot d(\Delta l)$ de cette équation représente l'énergie dépensée (*le travail fourni*) au cours de l'essai de traction pour rompre l'échantillon.

La solution de l'équation IV.1 est estimée graphiquement en évaluant d'une manière analytique l'aire sous la courbe de traction. Tout calcul fait, Le tableau IV.1 ; résume les résultats obtenus pour les différents types de traitement subis par les éprouvettes :

Tableau IV.1. Energie de déformation.

		100C6	16NC6
Energie (joule)	Usinage	141,6017	106,4146
	Brunissage par bille	180,3679	131,4407
	Brunissage par pointe	186,1629	133,9501

Quelque soit la géométrie de la partie active et quelque soit le matériau traité, le brunissage améliore la ténacité. A titre indicatif, on gagne jusqu'à 32% d'amélioration sur la ténacité lors du brunissage à la pointe en diamant de l'acier 100C6 et jusqu'à 26% lors du même traitement appliqué sur l'acier 16NC6.

IV.5. Taux de consolidation

Le matériau étant élasto-plastique, le phénomène d'écrouissage se manifeste au moment où le comportement n'obéit plus à la loi de *Hooke*. Autrement dit l'allure de la courbe de traction (fig. IV.16 et IV.17) n'est plus linéaire mais plutôt curviligne. La pente de la courbe est dans ce cas caractérisée par sa tangente à un point donnée représentatif du couple de point (σ, ε) . Cette pente est définie par la relation IV.2 peut en plus du taux

de consolidation, interpréter la rigidité du matériau dans le domaine d'écoulement, puisque $\tan \alpha$ représente aussi le module de Young E [4].

$$\tan \alpha = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (\text{IV.2})$$

Une fois où la contrainte ait atteint sa valeur maximale (*valeur que peut supporter l'éprouvette en traction*) qui caractérise la résistance à la rupture. Le matériau n'est plus en mesure de répartir de façon uniforme la déformation plastique. Cette dernière se localise dans la zone de striction. Le matériau subit une instabilité plastique d'où son écoulement jusqu'à rupture.

Le taux de consolidation [2,4] représente l'évolution de la pente de la courbe de traction dans le domaine d'écoulement. La pente de la courbe évolue en décroissant jusqu'à devenir nulle au point correspondant à la résistance à la rupture par traction qui marque la fin du domaine d'écoulement. L'évaluation du taux de consolidation a lieu à l'aide des relations IV.3 et IV.4 :

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = f(\sigma) \quad (\text{IV.3})$$

$$\text{et} \quad \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = f \quad (\text{IV.4})$$

L'objet de ce paragraphe est donc de montrer comment on passe des couples (σ, ε) relevés au cours de l'essai aux couples

$$\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}, \varepsilon\right) \quad \text{ou} \quad \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}, \sigma\right)$$

En effet on pouvait calculer par simple différentiation le taux de consolidation à chaque instant de l'essai. Parmi les méthodes numériques qui peuvent être utilisées pour traiter les données expérimentales celle de la sécante :

Le calcul se fait à l'aide de deux couples adjacents $(\sigma_i, \varepsilon_i)$ et $(\sigma_{i+1}, \varepsilon_{i+1})$ à la valeur moyenne de la déformation ou de la contrainte :

Ainsi à la valeur moyenne de la déformation

$$\varepsilon_{imoy} = \frac{\varepsilon_i + \varepsilon_{i+1}}{2}$$

Le taux de consolidation est évalué par la relation IV.5

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \text{ (au point } \varepsilon_{imoy}) = \frac{\sigma_{i+1} - \sigma_i}{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i} \quad (IV. 5)$$

Les résultats obtenus sont présentés dans les figures IV.20 et IV.21. :

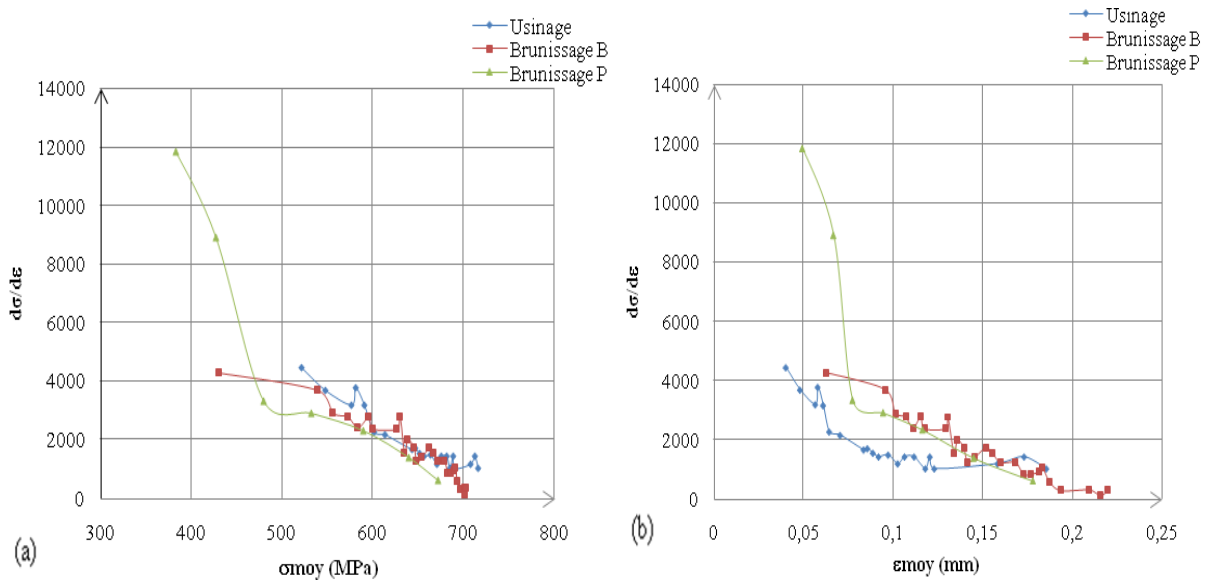


Figure IV.20. Evolution du taux de consolidation dans l'acier 100C6 : a) en fonction de la contrainte, b) en fonction de la déformation.

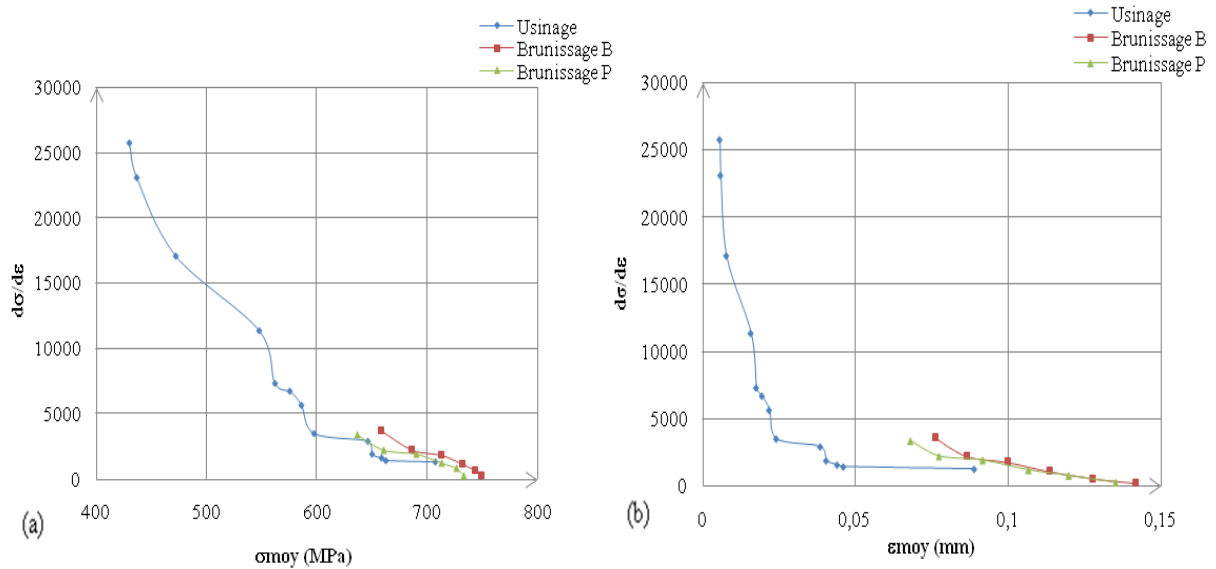


Figure V.21. Evolution du taux de consolidation dans l'acier 16NC6 : a) en fonction de la contrainte, b) en fonction de la déformation.

Quelque soit le matériau et pour les types de traitement le taux de consolidation évolue de façon décroissante aussi bien avec la contrainte que la déformation. Au début du domaine plastique, le matériau acquiert le maximum d'écroutissage autrement dit la pente de la courbe est la plus raide dans ce domaine. Cette raideur perd de l'efficacité jusqu'à devenir nulle une fois la résistance à la rupture est atteinte ; en ce point la

tangente à la courbe est parallèle à l'axe des abscisses (*déformation*). Les courbes représentées dans les figures IV.20 et IV.21 expliquent bien la chute du coefficient n .

A l'état d'usinage, on observe pour l'acier 100C6 une évolution décroissante et monotone du taux de consolidation Jusqu'à $\sigma = 700(MPa)$ et une et une déformation $\varepsilon = 0,17$ mm (fig. IV.20). En revanche pour l'acier 16NC6, le taux de consolidation chute de façons brutale jusqu'à une $\sigma = 600MPa$ et une déformation $\varepsilon = 0,05$ mm. (fig. IV.21)

Au delà de ces limites les courbes se redressent et continuent d'évoluer mais d'une façon moins raide jusqu'à zéro.

A l'état de brunissage à la pointe ou à la bille on remarquer que les courbe du taux de consolidations se sont déplacées vers le haut ce qui témoigne d'une raideur accrue des courbes de traction en présence de ces traitements mécaniques qui consolident d'avantage le matériau par phénomène d'écrouissage.

Au fur et à mesure de l'évolution de la déformation, on remarque que les deux nuances sont plus sensibles au traitement de brunissage par bille. Le travail à la pointe en diamant à tendance à produire plus d'effet vis-à-vis de l'écrouissage de l'acier 100C6 au moment ou s'approche de la résistance à la rupture.

IV.6. Conclusions

Le brunissage est un traitement mécanique de surface qui allie plusieurs effets bénéfiques aux deux nuances d'acier étudiés. L'application du brunissage à la bille ou à la pointe favorise une meilleure rugosité par rapport au tournage. De plus, il permet de consolider les couches superficielles par phénomènes d'écrouissage. Les effets optimaux sont en relation étroite avec les paramètres du traitement et la partie active du dispositif. Avec une amélioration de 78% sur la rugosité, Le brunissage peut être défini comme une opération de finition dans la gamme d'usinage. Grâce à un gain de 44% sur le taux de consolidation, ce traitement constitue un procédé efficace pour la consolidation des matériaux.

Chapitre V. Modélisation des courbes conventionnelles et simulation

V.1. Contrainte et déformation vraie

Lorsque les déformations sont infiniment petites ($\varepsilon \rightarrow 0$), on considère que le volume reste constant (relation V.1):

$$Sl = S_0 l_0 \Rightarrow S = \frac{S_0 l_0}{l} \quad (\text{V.1})$$

D'où :

$$\sigma_v = \frac{Fl}{S_0 l_0} \quad (\text{V.2})$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1 \Rightarrow \frac{l}{l_0} = \varepsilon + 1 \quad (\text{V.3})$$

$$\sigma_v = \frac{F}{S_0} (1 + \varepsilon) = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (\text{V.4})$$

La déformation instantanée (relative) sera donc définie à partir des allongements petits (dl) à un instant (t). Dans ce cas la déformation relative sera :

$$\varepsilon_v = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l_i} = \int_{l_0}^{l_0 + \Delta l} \frac{dl}{l} = \ln(l)]_{l_0}^l = \ln(l) - \ln(l_0) = \ln \frac{l}{l_0} = \ln(1 + \varepsilon)$$

Où : l_i est la Longueur instantanée à tout instant t (longueur réelle) ;

ε est la déformation nominale ;

ε_v est la déformation rationnelle (relative).

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon) \quad (\text{V.5})$$

Cette déformation ε_v diffère peu de la déformation ordinaire ε pour les faibles valeurs de celui-ci. La différence devient importante au delà de 20% de la déformation.

$$\ln(1 + \varepsilon) \approx \varepsilon \text{ Quand } \varepsilon \rightarrow 0$$

Il en est de même pour les contraintes où selon la relation (V.4), on peut égaliser :

$$\sigma_v = \sigma$$

VI.2. Obtention de la courbe rationnelle

La courbe rationnelle de traction est la courbe $\sigma_v = f(\varepsilon_v)$. Sur cette courbe (fig. V.1), il n'y a pas de différence avec le tracé ordinaire pour la partie linéaire et la limite d'élasticité car les déformations élastiques sont très faibles.

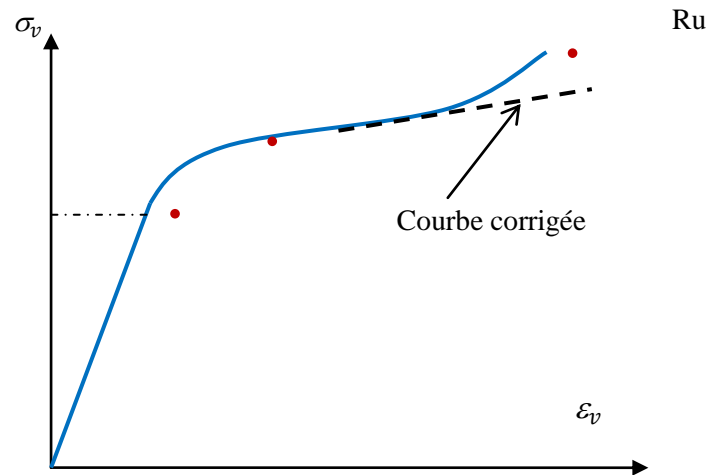


Figure V.1 Courbe rationnelle de traction

Entre la limite d'élasticité au point A et le point B correspondant à la charge maximale, la courbe a une forme parabolique. Au-delà du point B jusqu'à la rupture au point C ; L'existence de la striction (fig. V.2), impose de tenir compte de l'effet de concentration des contraintes.

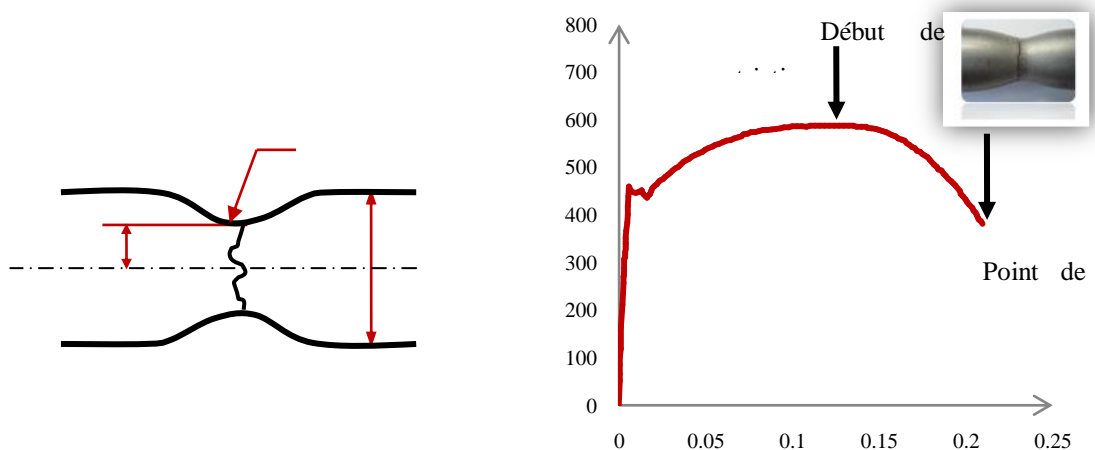


Figure V.2. Evaluation de point de rupture.

La dernière valeur de la contrainte vraie (σ_{vB}) juste avant le début de la striction c'est à dire au démarrage de l'instabilité plastique et la déformation vraie (ϵ_{vB}) correspondante sont calculées à partir de la géométrie de l'éprouvette (fig. V. 3).

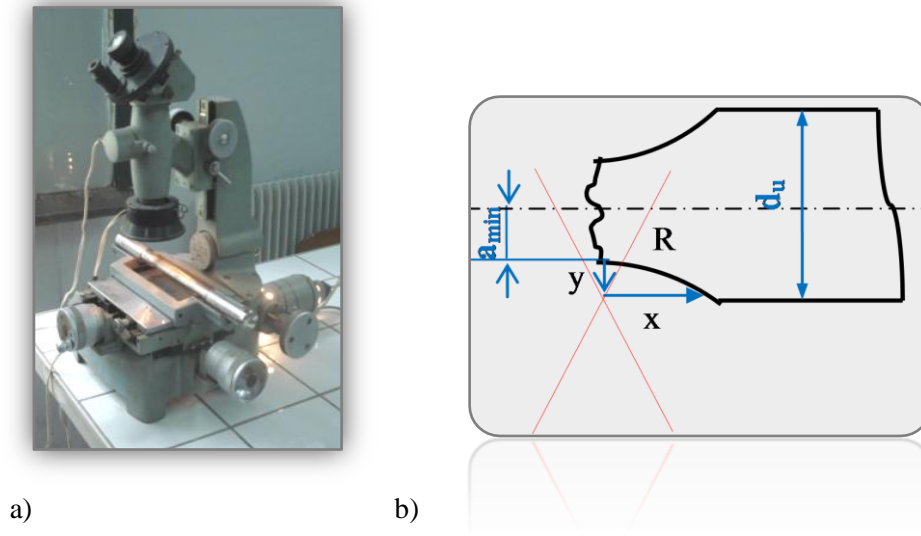


Figure V.3. Paramètres géométrique de la zone de striction ; a) microscope optique de mesure, b) principe de mesure.

Aux points B et C de la figure V. 2b ; limitant la zone de striction les grandeurs réelles sont données par :

Ainsi au point (B), on a :

$$\sigma_{vB} = \frac{F}{S_u} \quad (\text{V. 6})$$

$$\epsilon_{vB} = 2. \ln \left(\frac{d_0}{d_u} \right) \quad (\text{V. 7})$$

Où : d_0 est le diamètre initial de l'éprouvette;
 d_u est le diamètre utile de l'éprouvette après striction.

Au moment de la rupture (point C), la contrainte vraie (σ_{vC}) , peut être approchée en tenant compte du facteur de triaxialité des contraintes qui permet de réduire la valeur de la contrainte le long de l'axe principale de l'éprouvette. La formule de correction la plus utilisée est celle de *Bridgman* [76]. Cette correction qui ne dépend pas des paramètres mécanique du matériau mais seulement d'un facteur géométrique (a/R), donne la valeur de la contrainte vraie (σ_{vC}) en fonction de la contrainte nominale (σ_z) (relation V.8):

$$\sigma_{vC} = \frac{\sigma_z}{\left(1 + 2 \frac{R}{a_{min}}\right) \times \ln \left(1 + \frac{a_{min}}{2 \cdot R}\right)} \quad (V. 8)$$

Où : a_{min} est le rayon de la section minimale ;
 R est le rayon de courbure de la zone de striction.

$$R = \frac{x^2 + y^2}{2y}$$

Le rayon de courbure R et le diamètre de la zone uniforme (d_u) sont déterminés graphiquement par un microscope d'atelier avec une précision de 0.005 mm (fig. V.3a), au niveau du département de mécanique de l'université de Annaba. Le tableau V.1 illustre les mesures des paramètres géométriques pour les différentes éprouvettes rompues en traction.

Tableau V.1. Résultats de mesure obtenus par un microscope optique.

		a_{min}	d_u	R	σ_{v1}	ε_{v1}	σ_{v2}	ε_{v2}
16NC6	Usinage	6,348	17,604	22,491	841.37	0,173	1645,254	2,294
	Brunissage (B)	6,690	17,817	20,183	1014.544	0,254	1630,792	2,190
	Brunissage (P)	5,590	17,877	25,518	994.84	0,241	2374,089	2,549
100C6	Usinage	7,662	17,700	23,390	848.839	0,189	1139,336	1,918
	Brunissage (B)	7,146	17,295	25,782	1001.36	0,290	1375,111	2,058
	Brunissage (P)	7,470	17,967	23,305	895.785	0,214	1203,924	1,969

La forme du profil de l'éprouvette est illustrée précédemment à la figure V.2.

La déformation vraie correspondante (point C) sera :

$$\varepsilon_{vC} = 2 \cdot \ln \left(\frac{d_0}{a_{min}} \right) \quad (V. 9)$$

Enfin, la courbe matérialisant le domaine d'instabilité plastique entre les points (B et C) peut être tracée par approximation linéaire ou parabolique entre ces deux points.

Les résultats montrant les courbes corrigées sont représentées graphiquement sur les figures V. 4 et V.5.

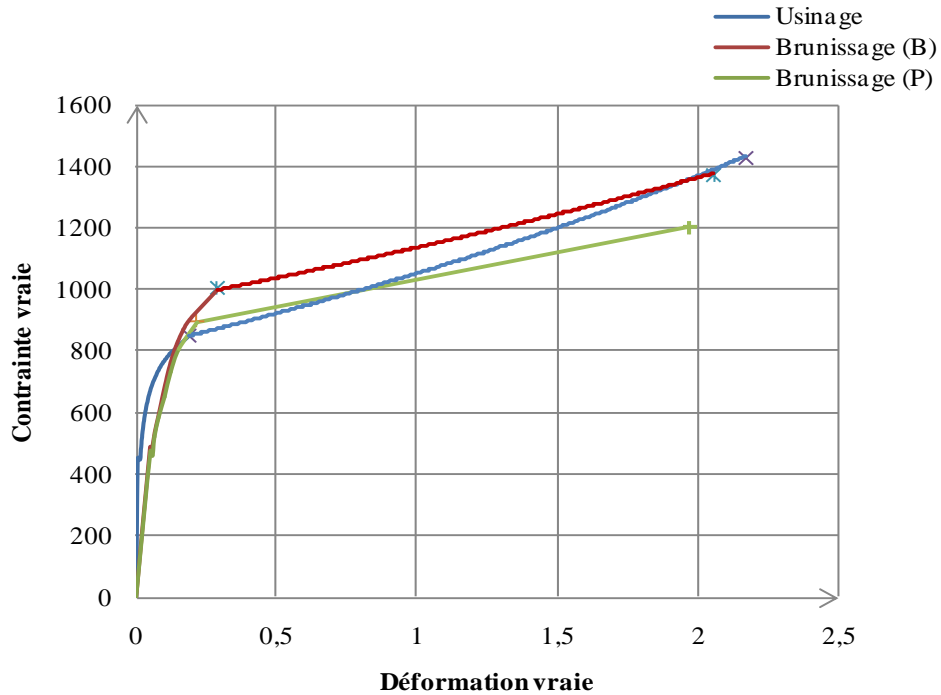


Fig. V.4. Courbes rationnelles de traction d'acier 100C6.

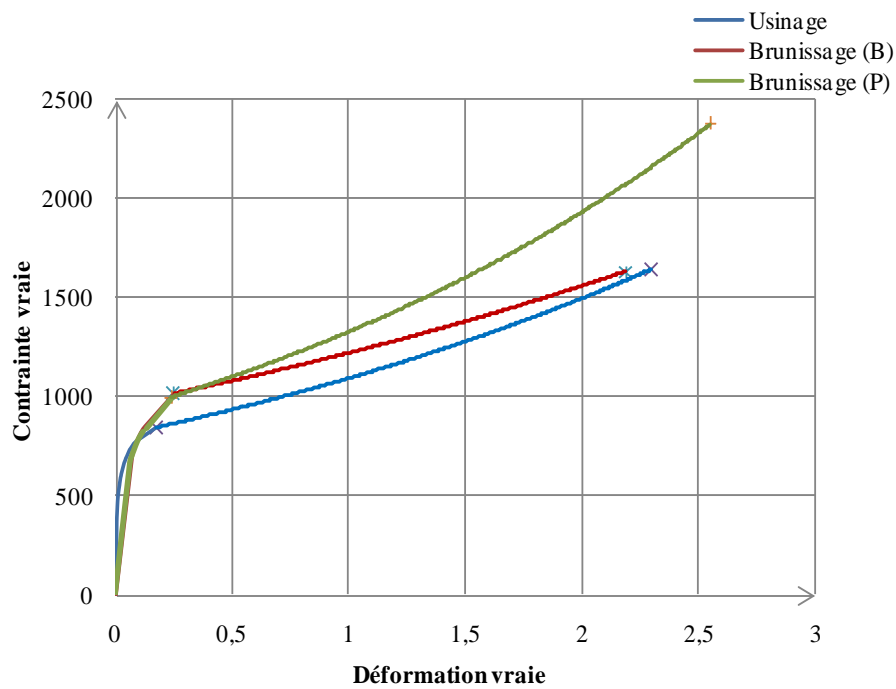


Figure V.5. Courbes rationnelles de traction d'acier 16NC6.

V.3. Evaluation du coefficient d'écrouissage

Le coefficient d'écrouissage caractérise la déformation rationnelle répartie (*homogène*) que peut subir un matériau et l'aptitude à répartir uniformément cette déformation. A cet effet seul le domaine d'écrouissage a été pris en considération. Le coefficient d'écrouissage est obtenu par linéarisation des courbes rationnelles en les traçant dans les coordonnées logarithmiques. Le coefficient directeur de la pente peut être évalué par linéarisation à partir d'une courbe de tendance linéaire dont l'équation permet de déduire le coefficient k et de remonter à la relation de Lüdiuk, (fig. V.6 et V.7).

En divisant le domaine d'écrouissage en trois zones, on constate sur des courbes linéarisées ($\ln \sigma_v - \ln \varepsilon_v$) que la pente représentative du taux de consolidation ($d\sigma/d\varepsilon$) diminue au fur et à mesure que la déformation augmente. Cela semble évident puisque à la contrainte maximale caractéristique de la résistance à la rupture du matériau, la pente s'annule et le matériau connaît un démarrage d'une instabilité plastique

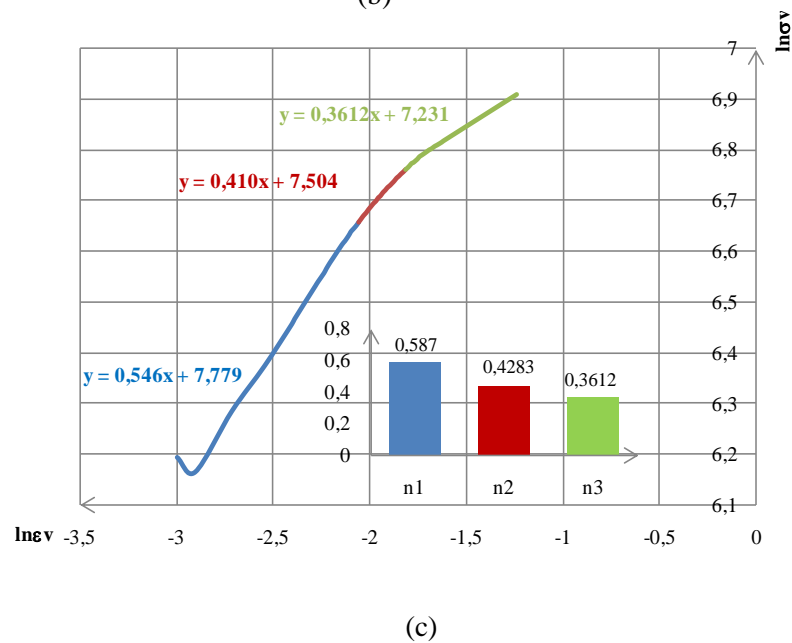
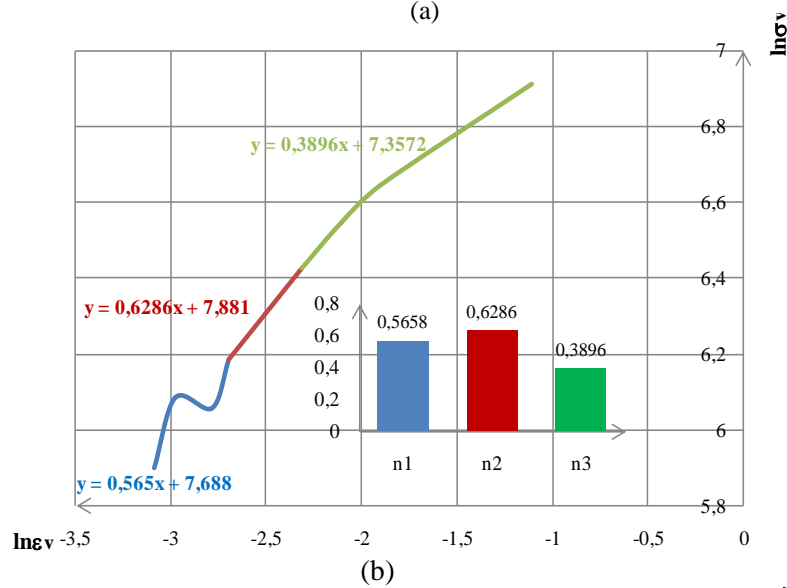
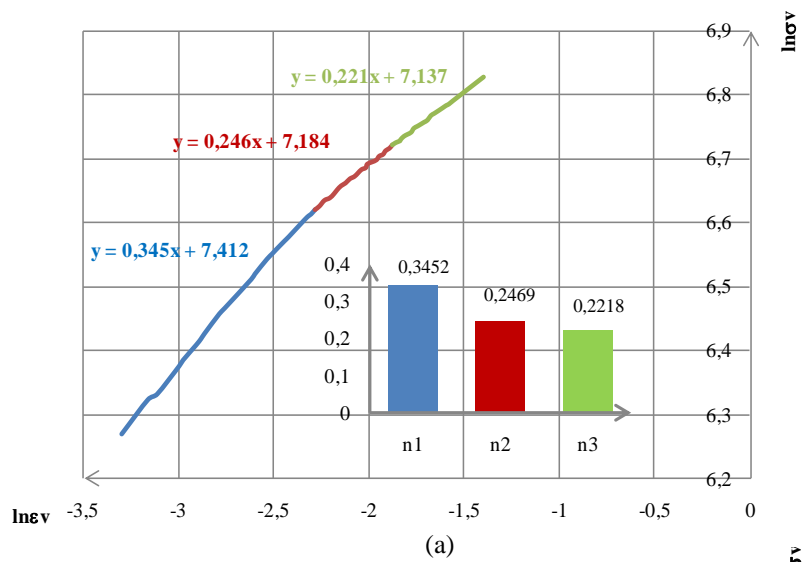


Figure V.6. Coefficient d'érouissage de l'acier 100C6 : (a) usinage, (b) brunissage à la bille, (c) brunissage à la pointe.

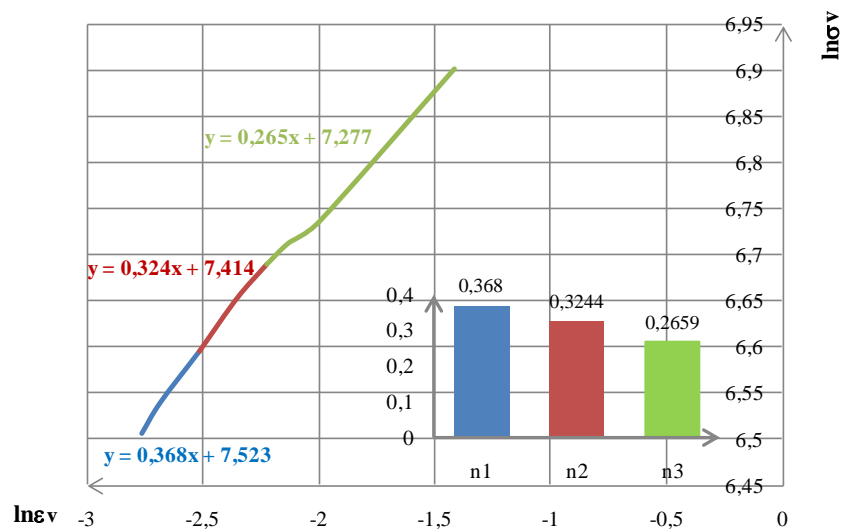
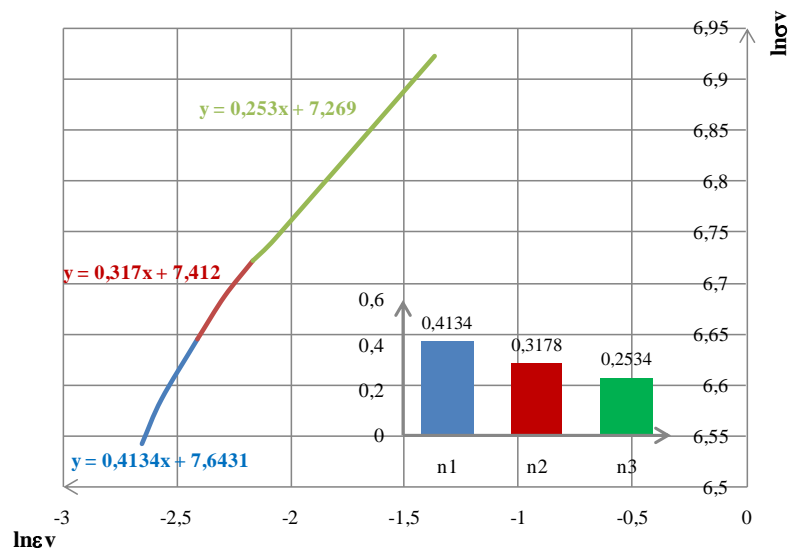
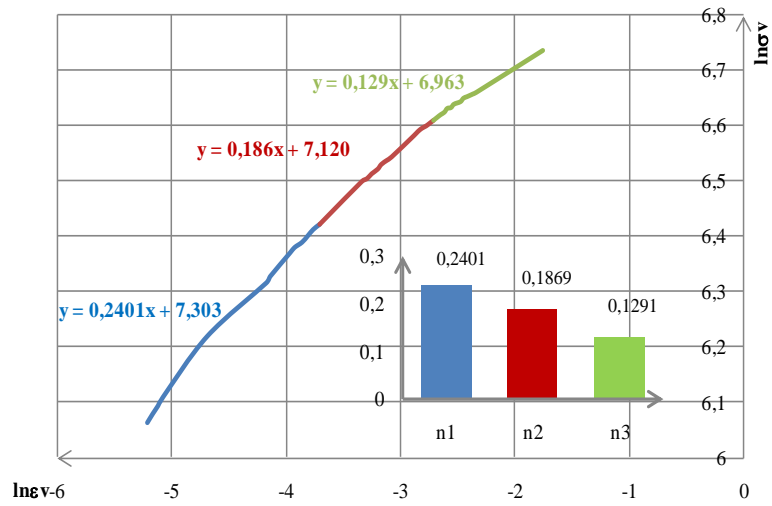


Figure V.7. Coefficient d'écroissage de l'acier 16NC6 : a) usinage, b) brunissage à la bille, c) brunissage à la pointe.

V.4. Lois d'érouissage

Dans les coordonnées logarithmiques la relation de Lüduik s'écrit :

$$\ln(\sigma_v) = \ln(\sigma_0) + \ln[k(\varepsilon_v)^n] = \ln(\sigma_0) + \ln(k) + n \ln(\varepsilon_v) \quad (\text{V. 10})$$

Cette équation étant du type $y = ax + b$, on définit k tel que $k = e^b$

A cet effet l'équation de la courbe d'érouissage (*relation de Lüdwik*) peut être évaluée comme suit (Tab. V.2) :

Tableau V.2. Lois d'érouissage des aciers *100C6* et *16NC6*.

	100C6	16NC6
Usinage	$\sigma_v = 1424 (\varepsilon_v)^{0.289}$	$\sigma_v = 1288(\varepsilon_v)^{0.204}$
Brunissage par bille	σ_v $= 2003 (\varepsilon_v)^{0.503}$	$\sigma_v = 1528(\varepsilon_v)^{0.288}$
Brunissage par pointe	σ_v $= 1933 (\varepsilon_v)^{0.513}$	$\sigma_v = 1517(\varepsilon_v)^{0.290}$

Quelque soit le matériau (*100C6 et 16NC6*) pour un régime fixe le coefficient d'érouissage augmente aussi bien pour un dispositif dont la partie active est une pointe en diamant qu'une bille en acier. L'augmentation peut atteindre 78%.

En l'absence du brunissage (*éprouvettes usinées*), la consolidation de *100C6* est tel que le coefficient d'érouissage vaut $n=0,289$ et $0,204$ pour le *16NC6* ; En présence de brunissage (*éprouvettes traité*), la consolidation de est que le coefficient d'érouissage vaut $n=0.503 \div 0.513$; $n = 0.288 \div 0.290$ pour le *100C6*. (fig. IV.12).

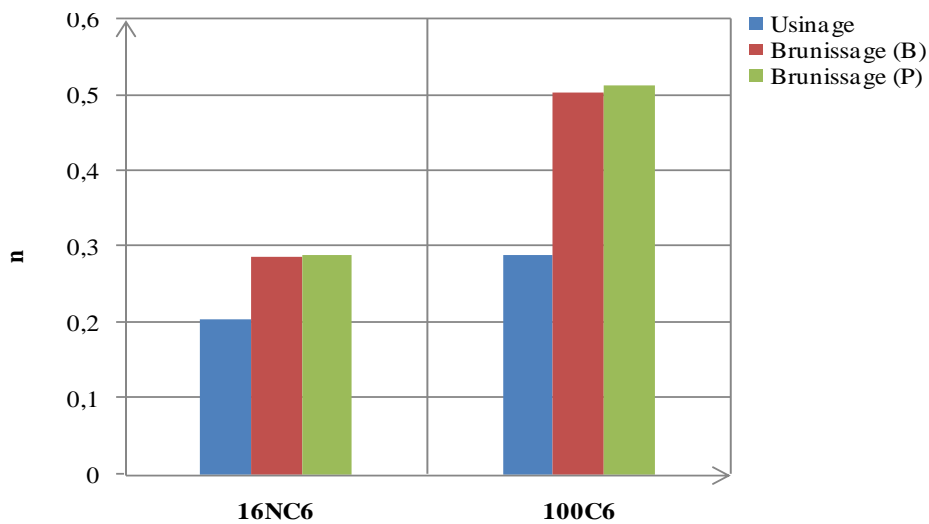


Figure IV.12. Valeurs du coefficient d'écroissage des deux nuances.

Sous l'effet de ce traitement de surface, il a été constaté que le matériau se consolide davantage, soit un gain de 44%.

Le brunissage opérant avec une bille en acier révèle que l'acier 100C6 est plus sensible puisqu'on remarque du coefficient d'écroissage n augment de 74%. Le même effet est constaté lorsqu'on travaille avec la pointe en diamant puisque la valeur de n augmente de 78%. Pour le 16NC6 l'effet du brunissage est le même selon opère avec une bille en acier ou une pointe en diamant. Dans ces deux cas, le coefficient d'écroissage n augmente de 41%. (fig. IV.13).

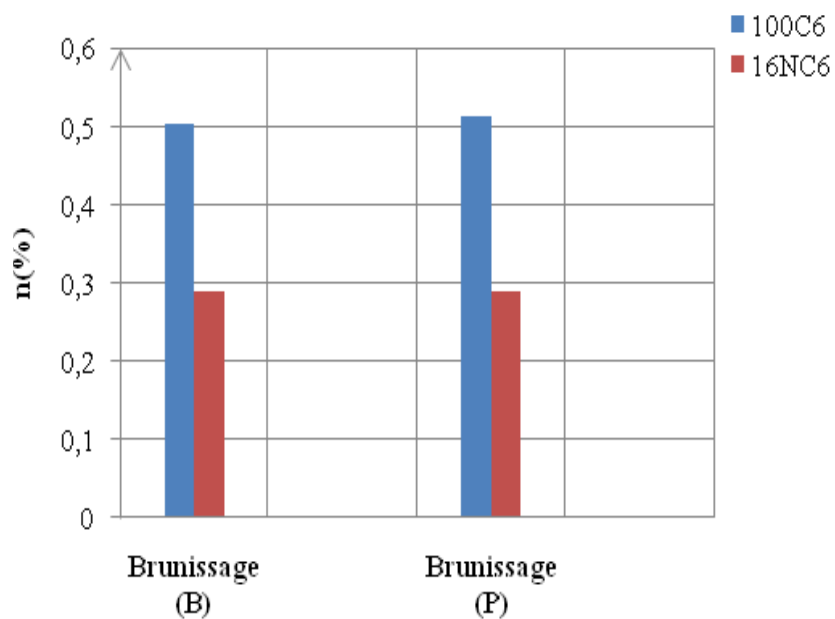


Figure V.13. Taux de l'amélioration du coefficient d'écroissage n des deux nuances d'acier.

V.5. Simulation

V.5.1. Généralités

Jusqu'à nos jours, on se base sur l'expérimentation pour caractériser le comportement des matériaux à tel ou tel phénomène (*traction, fatigue, ...*) Ces techniques expérimentales fournissent des indications parfois insuffisantes aux ingénieurs qui calculent les structures et s'assurent de leur mise en service après que les grandeurs théoriques (*calculées*) sont comparées à celles expérimentales (*mesurées*). Cependant la réponse aux essais expérimentaux souvent globale fournit peu de détails à une échelle locale. En plus elle nécessite du matériel (*machines d'essai et consommable*) et de la matière première et sa mise en œuvre (*éprouvette*), à cela s'ajoute le temps de préparation et de mise en service des équipements. Ces facteurs influencent le prix de revient des opérations d'essais. De nos jours une alternative plus économique est apportée par les modélisations analytiques et numériques. Plusieurs logiciels de plus en plus performants ont gagné le terrain. Ils permettent de donner en plus les caractéristiques recherchées et plusieurs informations lors des différentes étapes. Les résultats de la simulation confrontée à ceux des résultats expérimentaux permettent d'enrichir l'étude.

V.5.2. Simulations de traction

Le logiciel *ABAQUS* utilisé ici, a été développé par *Hibbit, Karlsson & Sorensen (HKS)* depuis le début de la théorie des éléments finis et a été amélioré au fur et à mesure pour intégrer toutes les nouveautés de la théorie et des besoins de la recherche.

ABAQUS est très largement utilisé dans les industries automobiles et aéronautiques. En raison du large spectre de ses capacités d'analyse et de sa bonne ergonomie, il est également très populaire dans les milieux universitaires, pour la recherche et l'éducation. *ABAQUS* fut d'abord conçu pour analyser les comportements non-linéaires. Il possède en conséquence une vaste gamme de modèles de matériau. Il est avant tout un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes très variés en mécanique. Il est connu et répandu, en particulier pour ses traitements performants de problèmes non-linéaires. À partir d'un fichier de données (*caractérisé par le suffixe .inp*), qui décrit l'ensemble du problème mécanique, le logiciel analyse les données, effectue les simulations demandées et fournit les résultats dans un fichier *.odb*. Deux tâches restent à accomplir: générer le fichier de données et exploiter les résultats contenus dans le fichier *.odb*. [77].

La structure du fichier de données peut se révéler rapidement complexe : elle doit contenir toutes les définitions géométriques, les descriptions des maillages, les matériaux, les chargements, etc..., suivant une syntaxe précise. *ABAQUS* propose le module *ABAQUS CAE*, interface graphique qui permet de gérer l'ensemble des opérations liées à la modélisation:

- La génération du fichier de données.
- Le lancement du calcul proprement dit.
- L'exploitation des résultats.

V.5.2.1. Etapes de la simulation sur ABAQUS

Nous étudions le comportement rhéologique en réalisant des simulations de traction sur ce logiciel afin d'explorer l'état des contraintes et déformations.

ABAQUS CAE est divisé en unités fonctionnelles appelées modules. Chaque module contient les outils qui sont propres à une partie de la tâche de modélisation :

- 1- **Le module « PART »** : Permet de créer tous les objets géométriques nécessaires à notre problème.
- 2- **Le module « PROPERTY »** : Permet, de définir toutes les propriétés d'un objet géométrique ou d'une partie de ces objets.
- 3- **Le module « ASSEMBLY »** : Permet d'assembler les différents objets géométriques créés dans un même repère de coordonnées global.
- 4- **Le module « STEP »** : Ce module permet de définir toutes les étapes et les requêtes pour le post traitement, c'est à dire le moment à partir duquel une force est appliquée et jusqu'à quand.
- 5- **Le module « INTERACTION »** : Il est possible de spécifier toutes les interactions entre les différentes parties et régions du modèle, qu'elles soient mécaniques, thermiques ou autres.
- 6- **Le module « LOAD »** : Le module *Load* permet de spécifier tous les chargements, conditions limites et champs d'application.
- 7- **Le module « MESH »** : Ce module contient tous les outils nécessaires pour générer un maillage en éléments finis du matériau.
- 8- **Le module « JOB »** : Une fois que toutes les tâches de définition du modèle ont été réalisées, le module *Job* permet d'analyser le modèle.
- 9- **Le module « VISUALIZATION »** : Ce module permet de visualiser *le modèle* et les résultats, les courbes de charges, les déformations...

V.5.2.2. Conduite de la simulation

La géométrie des éprouvettes qui ont servi aux essais en expérimental est comme présentée sur la figure V.14 qui représente les dimensions des éprouvettes (*100C6* et *16NC6*) simulées sur *ABAQUS*, avec des têtes d'amarrage qui servent au serrage de l'éprouvette dans les mors de fixation de la machine d'essai.

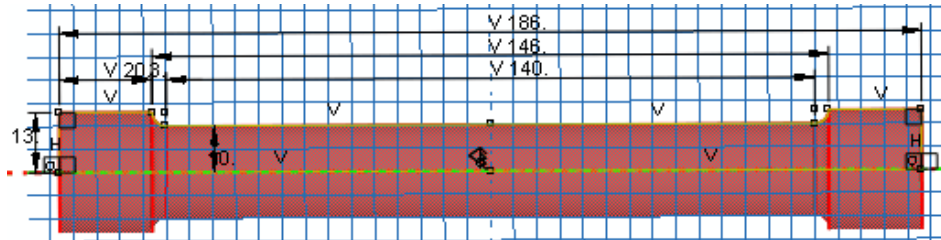


Figure V.14 : Dimensions de l'éprouvette en simulation.

L'éprouvette est encastree au niveau de l'extrémité et soumise à un chargement en traction le long de la longueur. Le comportement introduit est celui du modèle élasto-plastique. Les propriétés, les conditions aux limites ainsi que le maillage sont illustrés comme suit :

- E_{100C6} (module de young) = 74842 MPa
- E_{16NC6} = 84410 MPa
- ν_{100C6} (Coefficient de Poisson) = 0.31
- ν_{16NC6} = 0.3
- Comportement plastique : Loi de lüdwick donnant les valeurs de σ_v , ε_v :

$$\sigma_v = k(\varepsilon_v)^n$$

On définit un step d'ordre Statique général

Conditions aux limites :

- Encastrement sur une extrémité
- Déplacement longitudinal imposé sur l'autre extrémité : $d > \Delta l_{max} = A \times l_0$
- Maillage à 8 nœuds.

V.5.2.3. Considérations techniques

La simulation numérique utilisée ici, reproduit un essai de traction jusqu'à l'apparition de la striction localisée sans introduire de critère de quelque nature que ce soit, grâce à la technique d'analyse d'images.

V.5.2.4.Résultats et Discussion

- Temps d'exécution : 18'
- Nombre d'incréments :
 - 86 incréments (100C6).
 - 50 incréments (16NC6).
- Path (Chemin) recherché : Ligne de nœuds centrale :
 - [5, 133 :113 :-2, 112 :92 :-2, 2] (100C6).
 - [3, 86 :106 :2, 63 :83 :2, 2] (16NC6).

La simulation de la traction pour le 100C6, est donnée à travers une suite de 86 incréments (86 Images) et 51 incréments (51 Images) pour le 16NC6. A chaque incrément, un état de l'éprouvette est donné. En vue de l'étude du comportement des éprouvettes le long de ces incréments, une sélection d'une suite d'incrément est choisie. On sélectionne 7 images pour le 100C6, et 6 images pour le 16NC6, ce qui nous donne une suite des images. On relève l'évolution de la contrainte et de la déformation à chaque incrément sélectionné.

Pour l'analyse du comportement du matériau au cours de la traction à travers la simulation, on propose de relever une ligne d'éléments finis situés à la surface (Fig. V.15) et d'étudier les contraintes et les déformations des nœuds.

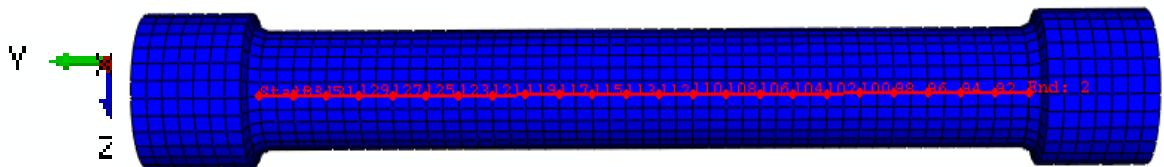


Figure V.15 : Ligne de nœuds sélectionnés sur l'éprouvette, (La position des nœuds est comptée à partir de la gauche et s'étend sur la longueur étirée).

Le logiciel permet la visualisation de l'opération de la déformation par un outil d'animation, où il est possible de détecter instantanément la zone de la rupture en se référant à la gamme de couleur situé au coin de l'image correspondant à des valeurs de la variable (fig. V.16). L'évolution des déformations, des contraintes et d'autres variables sont visualisées à partir du fichier .odb.

L'observation du comportement de ces éléments en contraintes, montre que plus la déformation progresse, plus il y a des éléments qui se déchargent. La visualisation numérique de déchargement des éléments lors de la localisation de la déformation est

montrée sur la figure suivante (Fig. V.16), (*la couleur bleue caractérise les éléments déchargés*). La décharge progresse des extrémités de l'éprouvette vers le centre. Les éléments centraux sont ceux qui se déforment le plus et dans lesquels apparaît la rupture. Ce constat correspond tout à fait au phénomène observé dans la réalité.

LE : logarithmic elongation = déformation ε
 S : Stress= contrainte
 LE11, LE33 : déformations radiales (suivant x et y)
 LE22 : déformation longitudinale.

Les éléments se déchargent les uns après les autres (*les éléments proches de l'extrémité, puis les éléments qui viennent après et ainsi de suite jusqu'à l'élément central*). Vers la fin de l'essai, la contrainte de l'élément central continue d'augmenter. C'est le seul élément dont la déformation augmente au moment où tous les autres éléments se sont déchargés. L'apparition de la localisation de la déformation au centre de l'éprouvette est alors observée, (fig. V.16).

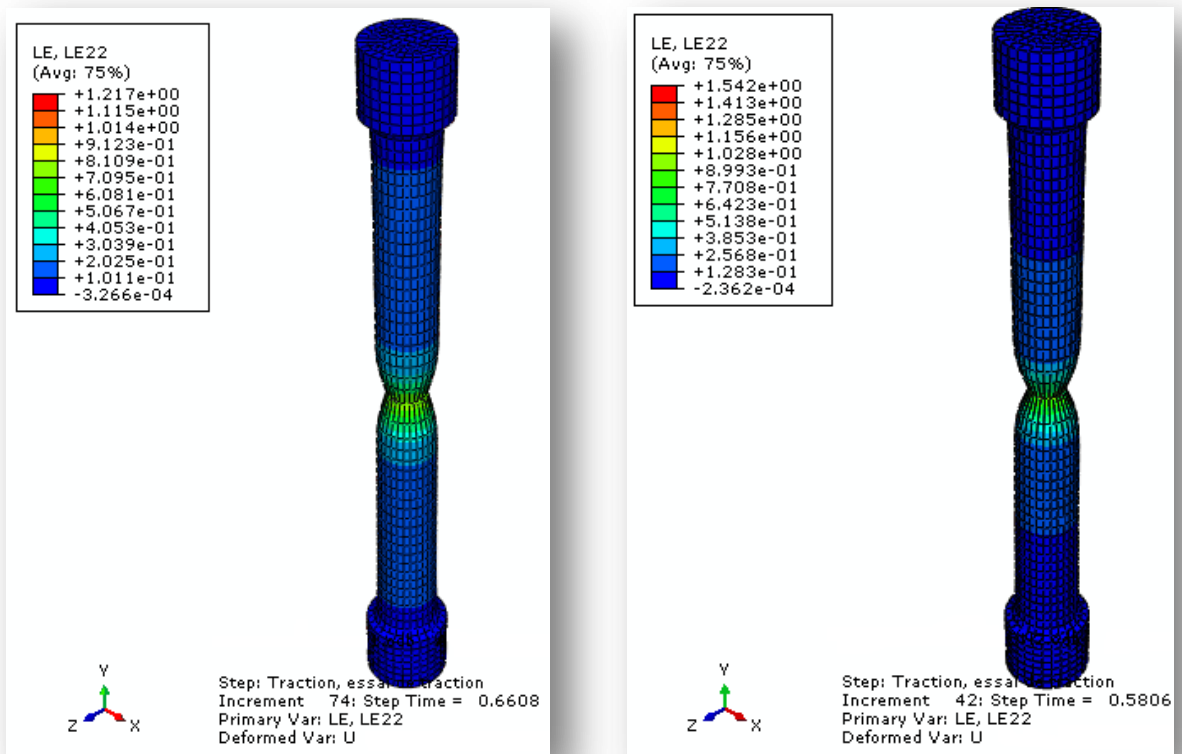


Figure V.16 : Apparition de la Striction au centre de l'éprouvette au cours de la traction : a) 100C6 ; (Incrément 74), b) 16NC6 ; (Incrément 42).

L'observation de l'évolution des déformations principales ($LE11$, $LE22$, $LE33$) et des contraintes principales ($S11$, $S22$, $S33$), le long de la série des nœuds choisis à travers les incréments sélectionnés montre que la striction est observée dès augmentation des valeurs de déformation longitudinale $LE22$ et diminution des valeurs de déformation radial ($LE11$, $LE33$) et pareil pour les contraintes. En effet, du à la simulation de traction de $100C6$, la striction commence à prendre son chemin dès l'incrément 62 par une élévation de $LE22$ et atteint son maximum au dernier incrément. En observant cette figure, l'analyse de l'évolution de la striction montre qu'à l'incrément 48, la déformation est encore homogène ($LE22 = 0.13$), pour passer à 0.21 à l'incrément 62 (*début de striction*) et devient hétérogène à l'incrément 68 pour une valeur de 0.40, (fig.V.17a).

La simulation de traction de $16NC6$ montre que la striction commence dès l'incrément 14 ($LE22 = 0.17$) et la déformation devient hétérogène à l'incrément 36 pour une valeur de 0.60, (fig.V.17b).

L'observation de l'évolution des contraintes (fig. V.18), montre aussi que la série des nœuds sélectionnés enregistrent une turbulence très remarquée dans la zone de la striction.

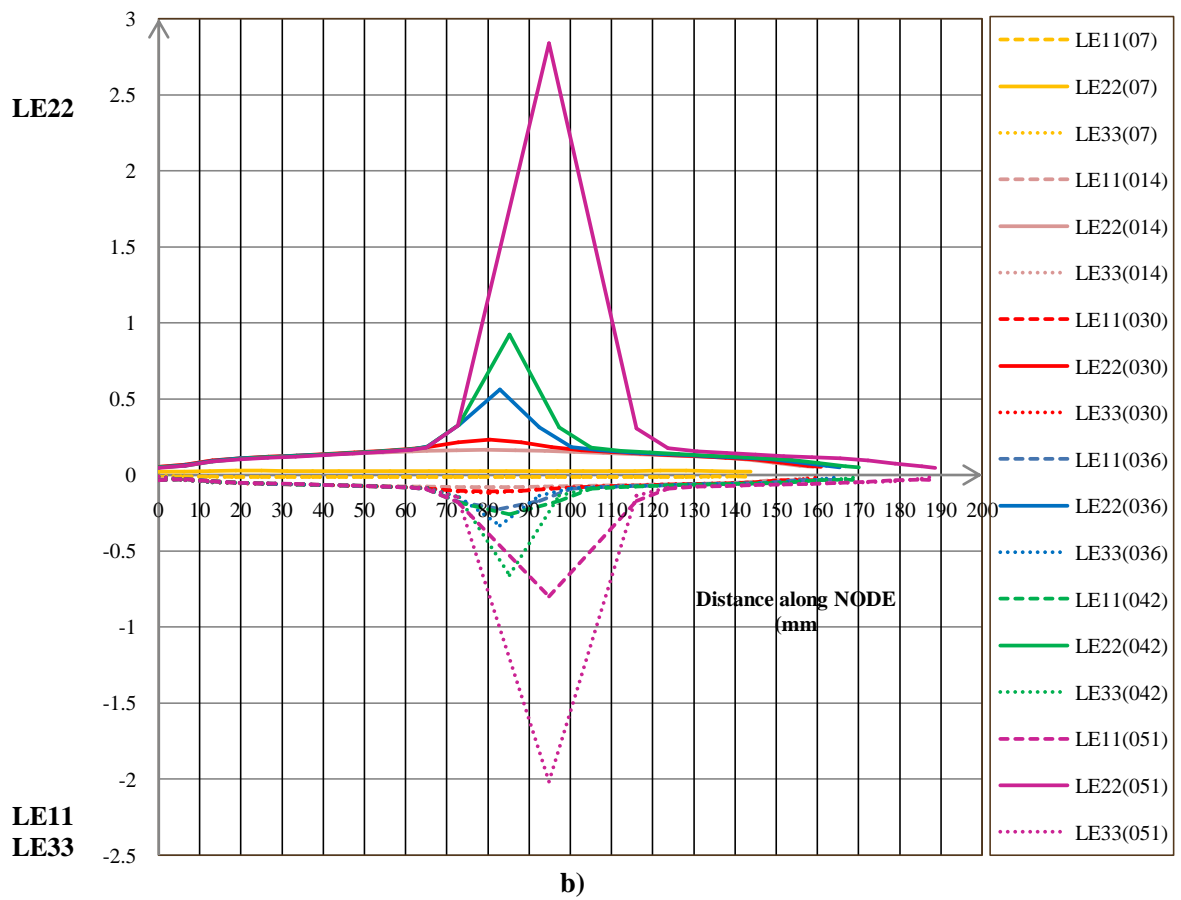
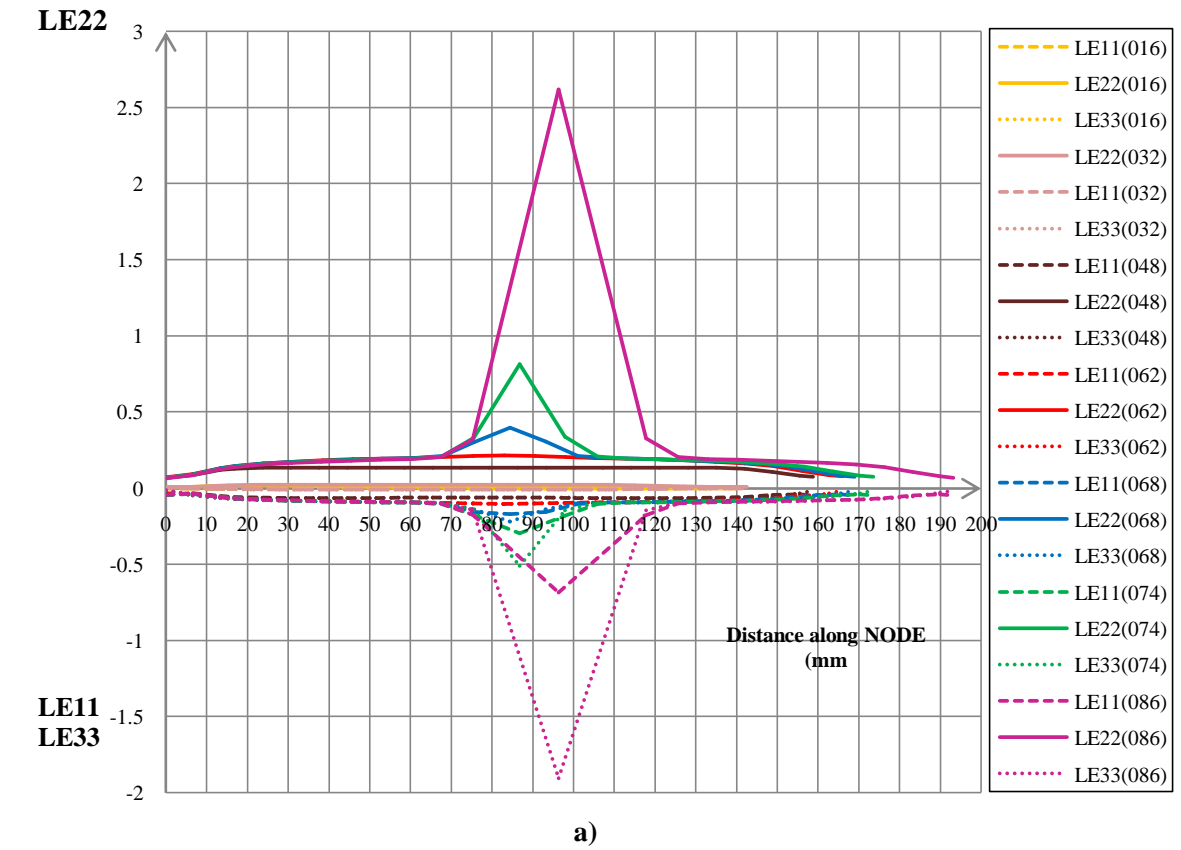
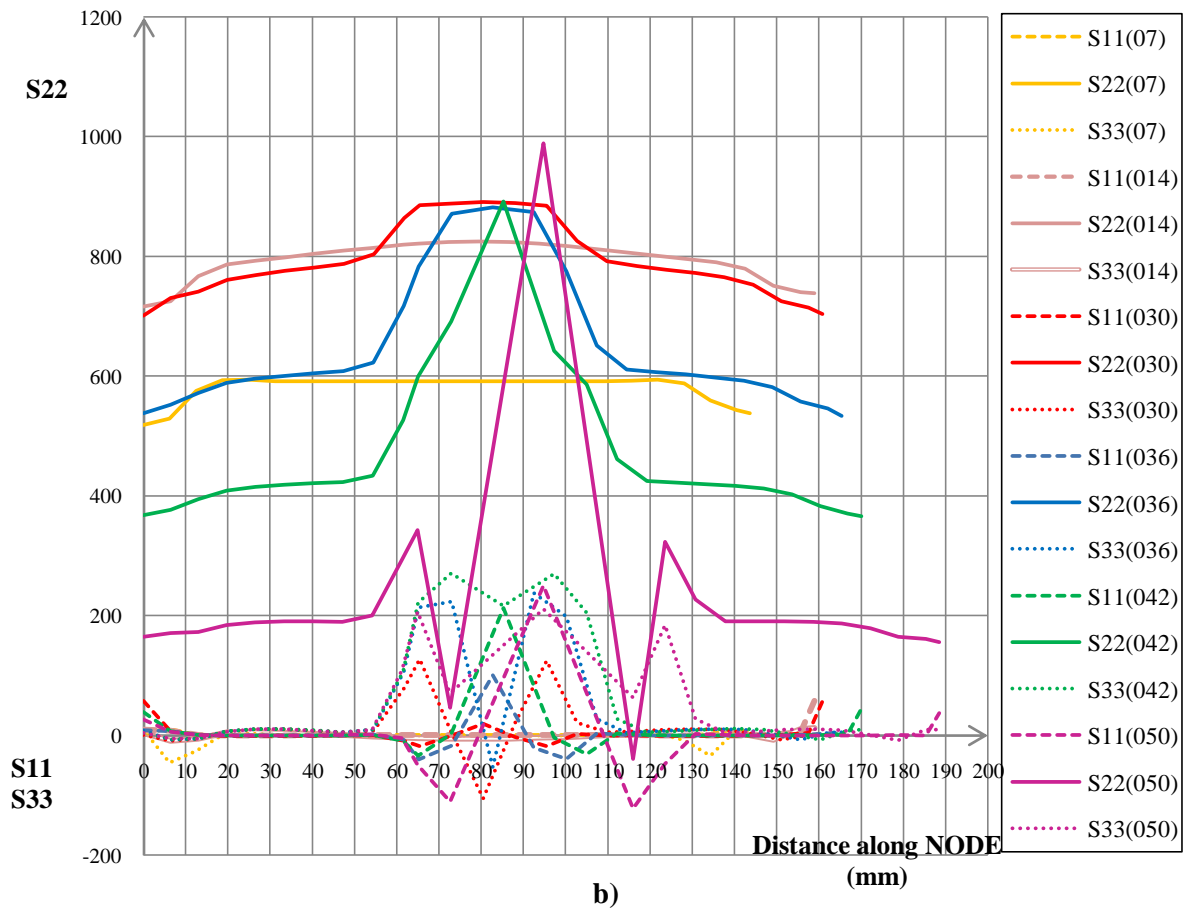
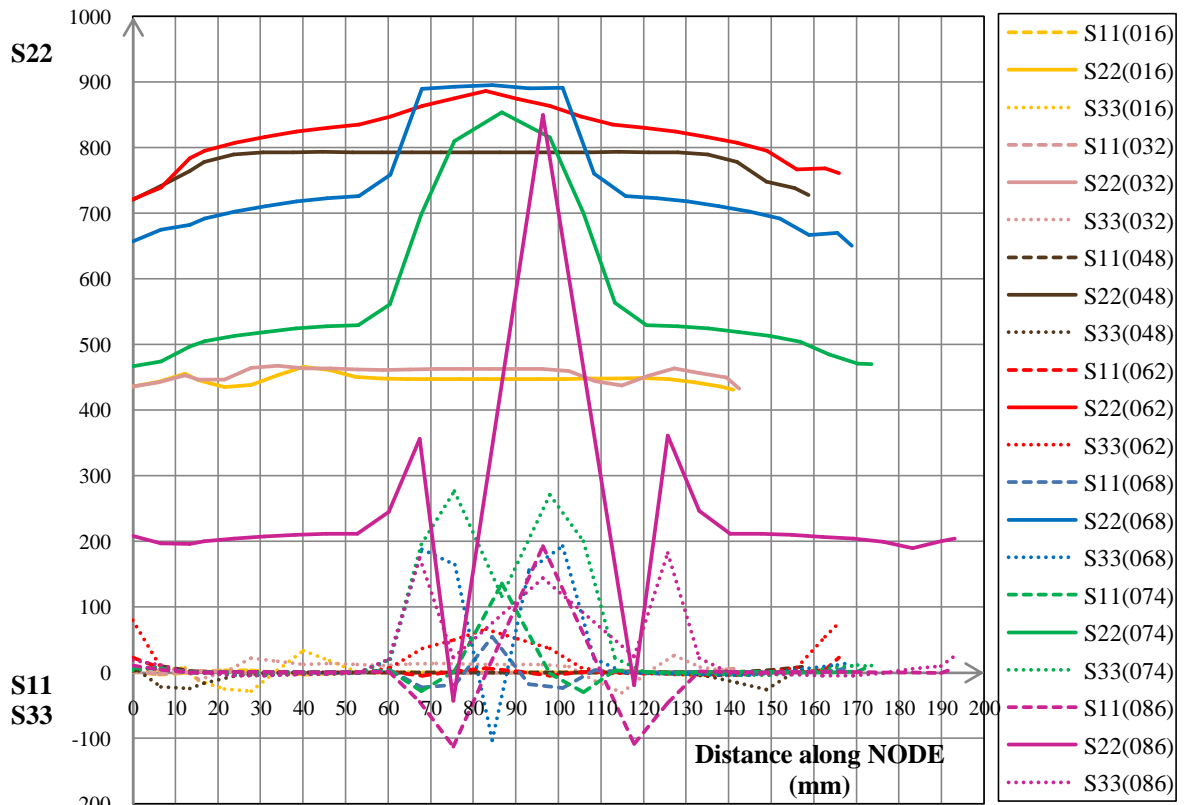


Figure V.17: Evolution des déformations principales, le long de la série des nœuds médians à travers les incréments sélectionnés : a) *100C6*, b) *16NC6*.



b)

Figure V.18 : Evolution des contraintes principales, le long de la série des nœuds à travers les incréments sélectionnés : a)100C6, b) 16NC6.

Selon le critère de considérer, l'instant où la force imposée par la machine de traction sur l'éprouvette passe par un maximum au cours du temps, marque le début de la striction de la déformation et qui se produit à l'incrément 62 (figure V.19a) et à 14 (figure V.19b).

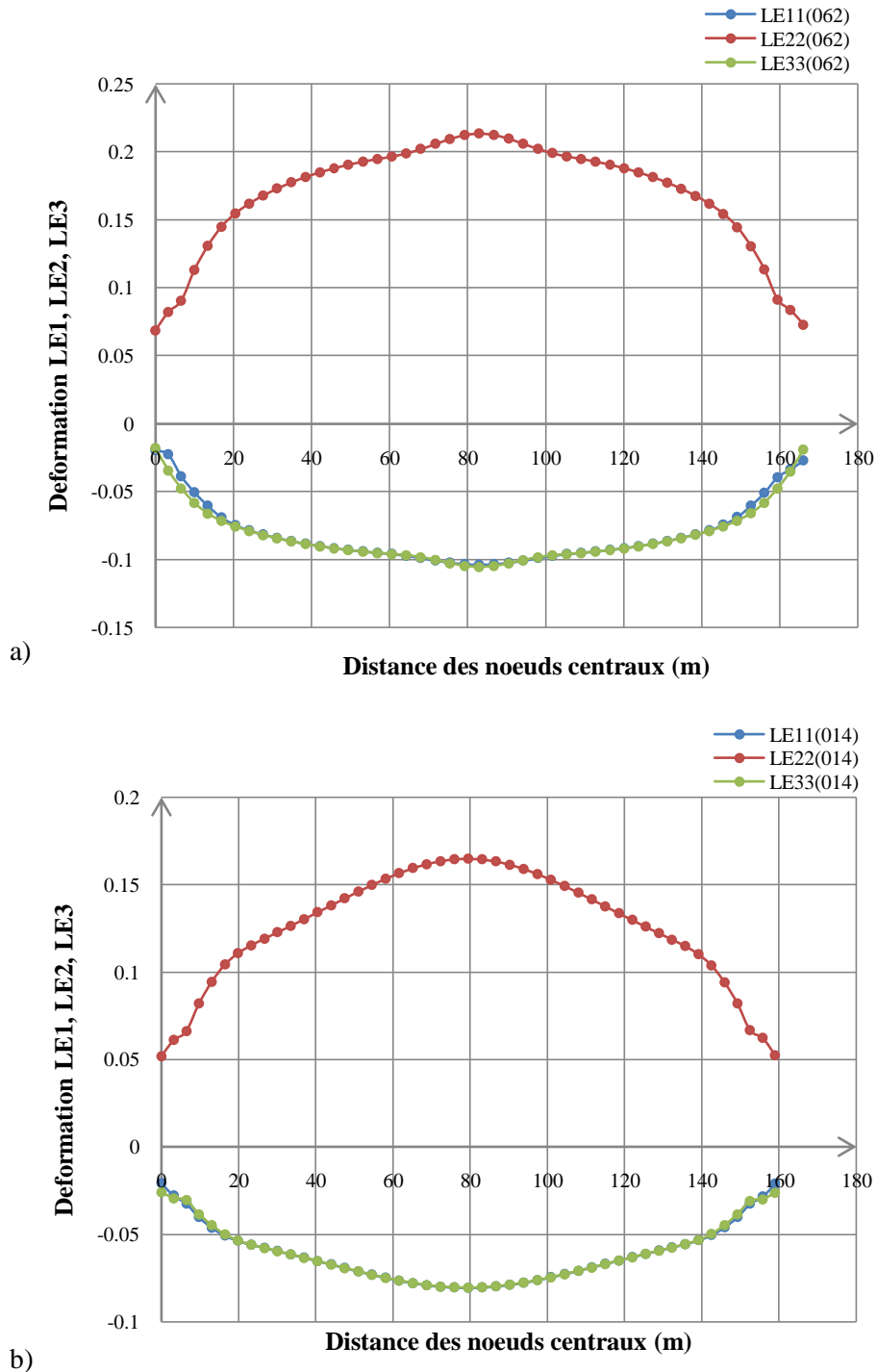


Figure V.19 : Déformations principales $LE11$, $LE22$, $LE33$, au début de la striction sur une suite de nœuds situés sur toute la longueur : a) $100C6$; (Incrément 62), b) $16NC6$; (Incrément 14).

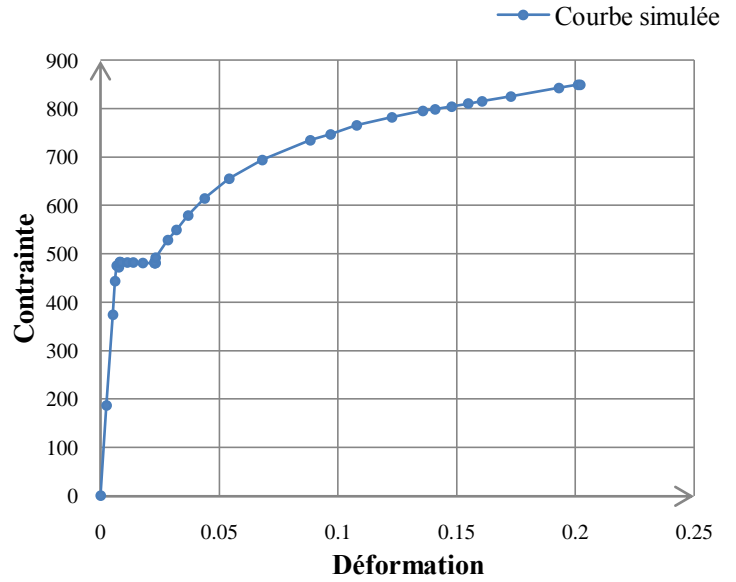
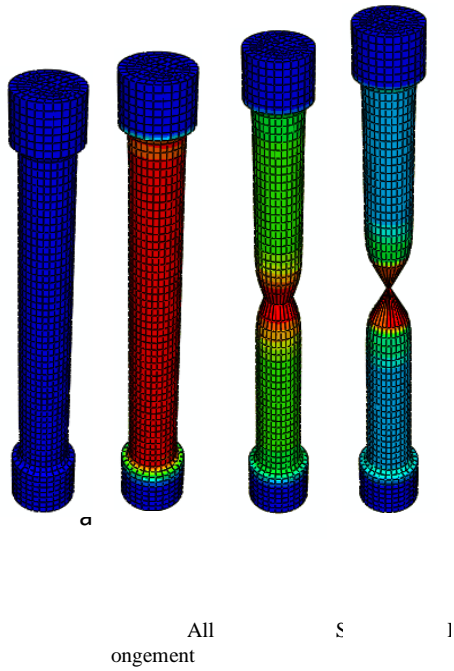
Tableau V.3. Comparaison des valeurs obtenues expérimentalement avec ceux retrouvées numériquement *100C6* et *16NC6*.

	<i>100C6</i>		<i>16NC6</i>	
	Déformation	Contrainte (N/mm ²)	Déformation	Contrainte (N/mm ²)
<i>Valeurs expérimentales</i>	0,190	848,84	0,173	841,37
<i>Valeurs simulées</i>	0,210	886,40	0,170	832,20

Le tableau V.3 montre que les résultats de la simulation, concordent plus ou moins avec ceux retrouvés expérimentalement.

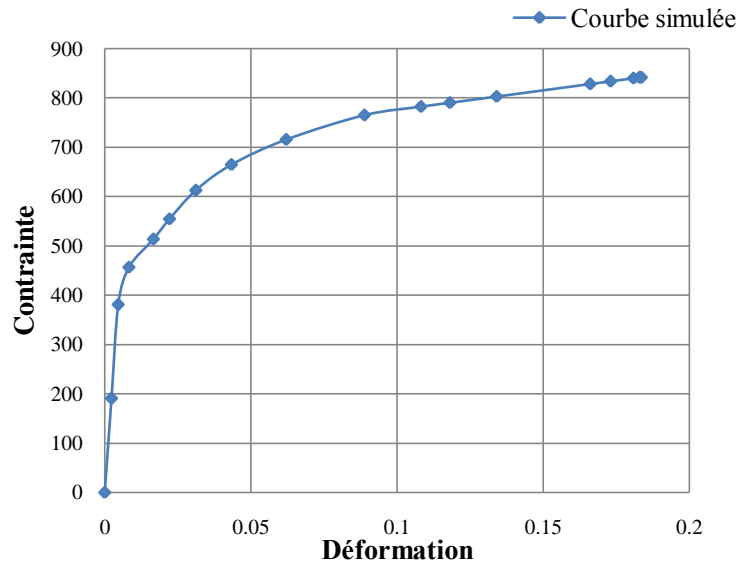
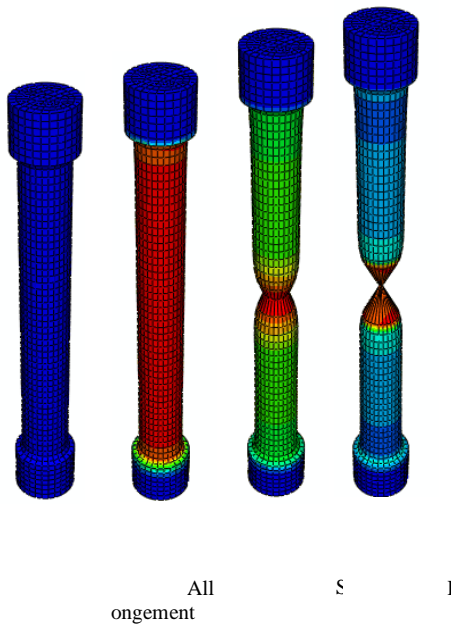
A partir du fichier donnant les résultats de la simulation, on définit à chaque incrément sélectionné la déformation maximale et la contrainte correspondante, les valeurs reportées sur un diagramme nous permettent de déduire la courbe de traction *Contrainte-Déformation* (figure.20a' et V.20b').

Tant que l'écroutissage l'emporte, la déformation reste homogène. Dès que l'affaiblissement l'emporte, il y a une instabilité car la déformation se localise dans la partie affaiblie de l'éprouvette, et il y a alors striction, (figure V.20a et V.20b).



a)

a')

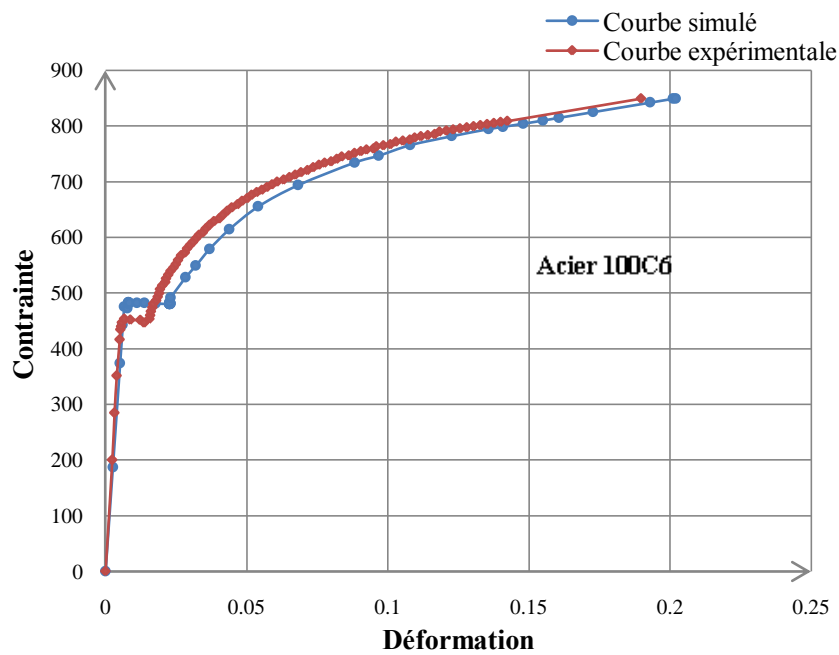


b)

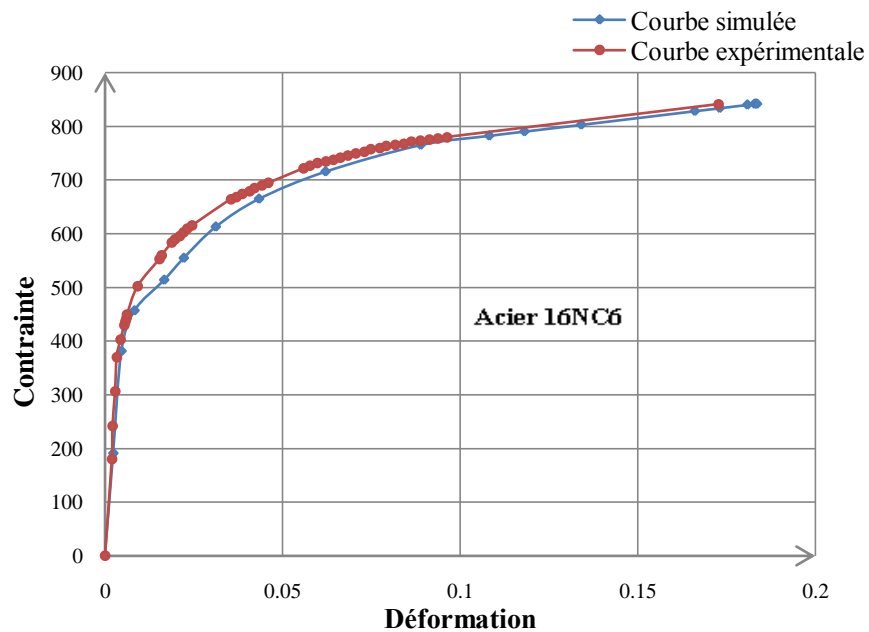
b')

Figure V.20. Evolution de l'éprouvette au cours d'un essai de traction : a)100C6, b) 16NC6,à) et b') courbe de traction des deux nuances.

Une comparaison de la courbe Contrainte – Déformation (fig. V.21) avec celle obtenue expérimentalement, montre une concordance de la courbe obtenue en simulation avec celle ci. Un léger décalage caractérise cette comparaison.



a)



b)

Figure V.21 : Comparaison de la courbe de traction expérimentale et simulée : a)100C6, b) 16NC6.

V.6. Conclusion

Le brunissage à la bille ou à la pointe conduit à consolider les couches superficielles des deux nuances 100C6 et 16NC6 par écrouissage. Pour chaque nuance d'acier et son traitement mécanique, la courbe rationnelle de traction a été tracée, et une loi d'écrouissage du matériau est établie. Les résultats montrent que les effets optimaux du brunissage sont étroitement liés à la forme et le matériau de la partie active du dispositif

ainsi qu'à l'aptitude à la déformation plastique superficielle du matériau à traiter. Ces résultats traduisent un coefficient d'érouissage et du taux de consolidation respectivement de *0,513* et *de 44%* par rapport aux couches superficielles mises en œuvre par tournage.

La simulation de l'essai de traction montre que la simulation sur *ABAQUS* fournit des informations pour détecter la localisation de la déformation, en analysant les courbes des figures V.21a et V.21b, on constate qu'il y a un léger décalage entre la courbe simulée et la courbe expérimentale signifiant que les résultats sont approximativement concordants. Une conséquence des dispersions des essais expérimentaux dont l'origine remonte à plusieurs causes tels que : les vibrations de la machine en cours d'essai, le glissement de l'éprouvette lors de sa fixation ou même la non homogénéité du matériaux...

De tels phénomènes ne sont pas pris par le logiciel de simulation. Les courbes (*simulées ou expérimentales*) révèlent bien le caractère elasto-plastique des deux nuances d'aciers d'où leur aptitude à subir la déformation plastique par brunissage et leur consolidation davantage par phénomène d'érouissage.

Conclusion générale et perspectives

Le Matériau à l'état de livraison présente des caractéristiques de base généralement insuffisantes pour lui conférer une bonne résistance mécanique (*dureté, fatigue, usure...*).

Bien souvent on recourt aux traitements thermiques (*TTH*) pour améliorer les caractéristiques physiques et l'usinabilité du matériau.

Dans les deux cas, l'indice technique est souvent acquis au détriment de l'indice économique de la production. Pour allier un indice technico-économique, les techniques de fabrication actuelles font appel de plus en plus à des procédés modernes de mise en forme tels que les traitements mécaniques de surface (*TMS*) qui opèrent par phénomène d'écrouissage.

Ces *TMS* qui mettent en œuvre une déformation plastique des couches superficielles des matériaux, modifient leurs propriétés de base.

Les propriétés mécaniques des métaux et alliages sont d'un grand intérêt puisqu'elles conditionnent non seulement les problèmes de mise en forme des matériaux mais également leur comportement en service dans des applications industrielles extrêmement diversifiées. Le choix du matériau d'une pièce industrielle dépendra des propriétés mécaniques tel que : résistance, dureté, ductilité. Il est donc nécessaire de mesurer ces grandeurs physiques par des essais mécaniques.

Le brunissage est un traitement mécanique de surface qui allie plusieurs effets bénéfiques aux deux nuances d'acier étudiés. L'application du brunissage à la bille ou à la pointe favorise une meilleure rugosité par rapport au tournage. De plus, il permet de consolider les couches superficielles par phénomènes d'écrouissage. Les effets optimaux sont en relation étroite avec les paramètres du traitement et la partie active du dispositif. Avec une amélioration de 78% sur la rugosité, Le brunissage peut être défini comme une opération de finition dans la gamme d'usinage. Grâce à un gain de 44% sur le taux de consolidation, ce traitement constitue un procédé efficace pour la consolidation des matériaux. Ces effets sont affectés par plusieurs facteurs. Les facteurs V , f , P , r et i ont les effets les plus significatifs aussi bien sur la rugosité que sur la dureté.

Le brunissage à la bille ou à la pointe conduit à consolider les couches superficielles des deux nuances *100C6* et *16NC6* par écrouissage. Pour chaque nuance d'acier et son

traitement mécanique, la courbe rationnelle de traction a été tracée. La loi de *Lüdwick* permet de mieux tracer la courbe d'écrouissage. Pour les deux nuances, une loi d'écrouissage du matériau est établie. Les résultats montrent que les effets optimaux du brunissage sont étroitement liés à la forme et le matériau de la partie active du dispositif ainsi qu'à l'aptitude à la déformation plastique superficielle du matériau à traiter. Pour l'acier *100C6*, ces résultats traduisent un coefficient d'écrouissage et un taux de consolidation respectivement de *0,513* et de *44%* par rapport aux couches superficielles mises en œuvre par tournage. Lors du traitement de l'acier *16NC6*, le coefficient d'écrouissage est de l'ordre de *0,29*.

Les essais de microdureté caractérisent bien la profondeur écrouie par brunissage. La couche affectée par l'écrouissage peut atteindre jusqu'à *0,4 mm*.

La simulation des essais est d'une grande importance pour fournir les détails à l'échelle locale du matériau.

Les courbes de traction conventionnelle fournissent une indication satisfaisante sur la ténacité des matériaux *100C6* et *16NC6*.

Une simulation des courbes de traction a révélé une bonne concordance des résultats expérimentaux et de simulation des deux aciers.

Ce travail ouvre des perspectives de recherches futures tels que :

- L'étude des contraintes résiduelles induites par le brunissage
- La résistance à la fatigue après les *TMS*
- Une simulation du brunissage avec plus d'investigation du domaine d'écrouissage.

Références

- [1] Afnor, Produits sidérurgique, Aciers pour construction, Recueil de normes françaises, 1988.
- [2] H. Hamadache ; Concepts Fondamentaux de la Mécanique Des Matériaux, éditions dde l'université de Badji Mokhtar, 2007.
- [3] J. Mandel, propriétés mécanique des matériaux, Editions Eyrolles, 1978.
- [4] J.P. Bailon, JU-M-Dorlot, Des Matériaux, presses internationales polytechniques ,2007.
- [5] O.CV.A Brsanti, voyage au cœur de l'acier.
- [6] H. Hamadache, Influence du galetage sur la tenue en fatigue d'un alliage Al2024, Thèse de doctorat, Université de Annaba, 2007.
- [7] E. Callisterwd, Propriétés Mécaniques Des Matériaux, Science Et Génie Des Matériaux.
- [8] A. RASKIN, Rappels atomistiques, structure des métaux, des alliages et des céramiques, Université Médicale Virtuelle Francophone,2010.
- [9] S. Naamane, Etude De La Déformation Plastique De La Ferrite A Basse Température ; Simulations De Dynamique Des Dislocations Universite Pierre Et Marie Curie,Soutenance 2008.
- [10] Rupture et plasticité, Département de Mécanique, Ecole Polytechnique, 2010.
- [11] D. François, Lois de comportement des métaux : Élastoplasticité ; Viscoplasticité, École Centrale de Paris.2012.
- [12] F. yahamdi, modélisation des courbes de tractions et évaluation du coefficient d'érouissage des aciers traitée par brunissage, Université Badji Mokhtar Annaba; 2008.
- [13] Dominique FRANÇOIS, Essais de rupture, technique de l'ingénieur, 2012.
- [14] M. Lemaître, J. Chaboche, Mécanique des matériaux solides, Editions Dunod, Paris 1985.
- [15] L. Kheloufi, Adhésifs et technique de collage caractérisation de 'adhérence, Thèse de Magister.
- [16]. A. Madi, conférence scientifique, Université Annaba, Mars 2011.
- [17] A. Zeghloul, Procédés Concepts Fondamentaux De La Mécanique De La Rupture, DEA Mécanique-Matériaux-Structures, Metz, 2004.
- [18] O. Barrau, Etude du frottement et de l'usure D'acier à outils de travail à chaud, thèse doctorat, 2004.
- [19] V.S. Parfianovitch ; les instructions sur la projection des du traitement de finition par repassage des surfaces MINSIA POLIMA, 1983, pp 78.

- [20] H. E.F groupe guide d'emploi des traitements de surfaces appliquées aux problèmes de frottements tec et doc (2000).
- [21] H. LEGRAIN, Etude de l'influence de la rugosité Sur l'écoulement de fluide dans les Fissures rocheuses. Thèse doctorat, 2006.
- [22] Mécanique de la rupture les essais et leurs significations, Ecole des mines, Nancy, Éditions 1988.
- [23] H. Bückle la machine outil française, 206,125-147,1965.
- [24] F.MOHS, English translation by Haidinger, W., 1825, Treatise on Mineralogy (Edinburgh: Constable), 1824.
- [25] A. Iost, R. Bigot, L. Boudreau, matériaux et techniques, l'essai de dureté Vickers : applications et influence de la charge.77-79, 1995.
- [26] [Http://Fr.Wikipedia.Org/wiki/Duret%C3%A9_mat%C3%A9rielle](http://fr.wikipedia.org/wiki/Duret%C3%A9_mat%C3%A9rielle) 029, Catégories: Science des matériaux • Métallurgie • Essai mécanique.
- [27] M. GRUMBACH et al, Mitaux, Corrosion, Industrie, 58, 690, 69-74,1983.
- [28] M. GRUMBACH, "Les essais de dureté" dans Propriétés d'emploi des aciers. Etudes de bases. C. I. OTUA., 1977.
- [29] C.TOURNIER, Traitement Thermique, 246, 57-60, 1991.
- [30] B.CHENAL Péchiney CRV, Écrouissage d'alliages d'aluminium, (étude des métaux matériau).2012.
- [31] Groupe d'ingénieurs des Tréfileries, Tréfilage de l'acier, Techniques de l'Ingénieur, 2012.
- [32] P.Lüdwik et R. Chen. Stahl und Eisen, 43, pp 999 et 1427, 1923.
- [33] D. FRANÇOIS Essais mécaniques des métaux Détermination des lois de comportement. Edition 2012.
- [34] A. Considère, Mémoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions, Annales des ponts et chaussées, vol 9, p574, 1985.
- [35] H. W. Swift, Plastic instability under press, J. Mec, Phys, Solids, vol 1, p 1-18, 1952.
- [36] R. Hill, on discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets, J. Mech. Phys. Solids, vol 1, P 19-30, 1952.
- [37] Standard method of test for plane strain fracture toughness of metallic materials, A.S.T.M. Standards, pp 399-72, 1972.
- [38] Méthode de détermination du facteur d'intensité de contrainte critique des aciers, Norme expérimentale AFNOR NF A 03-180, .1974.
- [39] L. Barrallier, Transformation et comportement des matériaux, Materials behaviour and processing ARTS ET MÉTIERS ParisTech – Aix en Provence 7 octobre 2010.

- [40] L. Laouar. Traitement Mécanique de surface par brunissage des aciers XC48 et XC18, Optimisation et caractérisation, thèse, Université de Badji Mokhtar Annaba, 2008
- [41] M.H. El-Axir. An investigation into roller burnishing, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 40 - 1603–1617, 2000.
- [42] M.M. El-Khabeery, M.H. El-Axir. Experimental techniques for studying the effects of milling roller-burnishing parameters on surface integrity. *Int J Mach Tools Manuf*; 41:1705–19, 2001.
- [43] N.H. Loh, S.C. Tam, S. Miyazawa. A study of the effects of ball-burnishing parameters on surface roughness using factorial design. *J Mech Working Technol*; 18:53–61, 1989.
- [44] Lee SSG, Tam SC, Loh NH, Miyazawa S. An investigation into the ball burnishing of an AISI 1045 freeform surface. *J Mater Process Technol*, 29:203, 1992.
- [45] S.S.G. Lee, S.C. Tam, N.H. Loh. Ball burnishing of 316L stainless steel. *J Mater Process Technol*; 37:241, 1993.
- [46] N.H. Loh, S.C. Tam, S. Miyazawa. Statistical analyses of the effects of ball burnishing parameters on surface hardness. *Wear*; 129:235, 1989.
- [47] I. Yashcheritsyn, EI. Pyatosin, VV. Votchuga. Hereditary influence of pretreatment on roller-burnishing surface wear resistance. *Sov J Friction Wear* 1987;8(2):87.
- [48] M. Fattouh, MH. El-Axir, S.M Serage. Investigation into the burnishing of external cylindrical surface of 70/30 Cu–Zn-alloy. *Wear*: 127, 1988.
- [49] A.N. Niberg. Wear resistance of sideways strengthened by burnishing. *Sov Eng Res*; 7(5):67, 1987.
- [50] P.C. Michael, N. Saka, E. Rabinowicz. Burnishing and adhesive wear of an electrically conductive polyester carbon film. *Wear*; 132:265, 1989.
- [51] M. Fattouh, M.M. El-Khabeery. Residual stress distribution in burnishing solution treated and aged 7075 aluminum alloy. *Int J Mach Tools Manufact*; 29(1):153, 1989.
- [52] F. Klocke, J. Liermann. Roller burnishing of hard turned surface. *Int J Mach Tools Manufact*; 38(5–6):419, 1998.
- [53] Brunissage.htm; Traitement mécanique de finition de surface.
- [54] S. Braham. Modélisation du galetage des vilebrequins, évolution des contraintes résiduelles sous chargement du service, 1991.
- [55] S. Mittal, C.R. Liu. A method of modeling residual stresses in superfinish hard turning. *Wear*; 218:21, 1998.
- [56] G. Wit, Z. Krzysztof. Modification of surface finish produced by hard turning using superfinishing and burnishing operations, *Journal of Materials Processing Technology* 212, 315–322, 2012.
- [57] L. Jian, Traitements de surface mécaniques, technique de l'ingénieur, M 1 190v2, 2012.

- [58] A.M. Hassan. The effect of ball and roller burnishing on the surface roughness and hardness of some non-ferrous metals, *Journal of Materials Processing Technology*, vol 72, PP 385-391, 1997.
- [59] M.H. El-Axir, O.M. Othman, A.M. Abodien. Study on the inner surface finishing of aluminum alloy 2014 by ball burnishing process. *Journal of materials processing technology*, 2007.
- [60] K. S. Rababa and M. M. Al-mahasne. Effect of Roller Burnishing on the Mechanical Behavior and Surface Quality of O1 Alloy Steel, *Journal of Applied Sciences, Jordan*, 3(3): 227-233, 2011.
- [61] A. M. Hassan. Investigation into the surface characteristics of burnishing cast Al-Cu alloys, *Int J. Mch Tools Manufact.* 37-6, 813-821, 1997.
- [62] H. Hamadache, L. Laouar, N.E. Zeghib, K. Chaoui. Characteristics of Rb40 steel superficial layer under ball and roller burnishing, *Journal of Materials Processing Technology* 180, 130–136, 2006.
- [63] M.H. El-Axir. An investigation into roller burnishing, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 40, 1603–1617, 2000.
- [64] M.CARTER, HEF GROUPE, Guide de l'emploi des traitements de surface appliqués aux problèmes de frottement,
- [65] M.H. EL-Axir, M.M .EL-Khabeery. Influence of orthogonal burnishing parameters on surface characteristics for various materials, *J. Mater. Process Technol.* 132 82–89, 2003.
- [66] L. Luca, S.Ventzel, I.marinescu. Burnishing of hardened steel components, an Alternative method of finishing, the university of Toledo.
- [67] H. Hamadache, K.Chaoui. Optimisation des Caractéristiques Physico-Géométriques d'un Acier 35NC6 Traité par Brunissage, Université de Badji Mokhtar Annaba Annaba, 2009.
- [68] A.M.Hassan, A.M.Maqableh. The effects of initial burnishing parameters on non-ferrous components, *Journal of Materials Processing Technology* 102 115±121, 2000.
- [69] M. Rao, C.K. Reddy, R. Rao. The effect of roller burnishing on surface hardness and surface roughness on mild steel specimens, *International journal of applied engineering research*, volume 1, n° 4, 2011
- [70] U.M. Shirast, B.B. Ahuja. Parametric analysis of combined turning and ball burnishing process, *journal of engineering and material science*, India, Vol 11, PP 391-396.
- [71] P. R. Prabhu, S. M. Kulkarni, S. S. Sharma. Influence of deep cold rolling and low Plasticity burnishing on surface hardness and Surface roughness of AISI 4140 steel, *World Academy of Science, Engineering and Technology* 72, 2010.
- [72] M. Tourab. Influence des paramètres de régime de galetage sur les fonctions finales et de dureté de surface des aciers, *mémoire de magister*, Annaba, 2003.

- [73] M.M. EL-Khabeery, M.H. EL-AXIR. Experimental techniques for studying the effect of milling roller-burnishing parameters on surface integrity, *Int. J. Mach Tools Manufacture* Vol. 41 pp1705-1719, 2001.
- [74] P. Zhang, J. Lindemann. Effect of roller burnishing on the high cycle fatigue performance of the high-strength wrought magnesium alloy AZ80, *Scripta Materialia*, 52, 1011–1015, 2005.
- [75].A. Bouchleghem, *Matériaux Et fonctions mécaniques*, thèse de magister, Université Badji Mokhtar, Annaba, 2001.
- [76]. P.W. Bridgman, *Trans, ASM, Soc, Metals*, 23, pp 553-574, 1944.
- [77]. Abaqus, 2003. *ABAQUS Theory User's manual for version 6.5*, Hibbitt, Karlson & Sorensen Inc, Version 6.5, 2005