

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY
UNIVERSITE BADJI MOKHTAR – ANNABA



جامعة باجي مختار – عنابة

FACULTE DES SCIENCES DE L'INGENIORAT
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

Année : 2019

THÈSE

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de *DOCTORAT*

**ANALYSE DU PROCEDE DE FINITION DE SURFACE PAR
DEFORMATION PLASTIQUE SUPERFICIELLE
- SIMULATION NUMERIQUE DES CONTRAINTES INDUITES**

Option

Productique Mécanique

Par

BOUNEZOUR Hichem

DIRECTEUR DE THÈSE : Lakhdar LAOUAR

Pr. U. BADJI MOKHTAR – ANNABA

CO- DIRECTEUR DE THÈSE: Ouzine BOUSAID

Pr. U. BADJI MOKHTAR – ANNABA

DEVANT LE JURY

PRESIDENT : Ali BOUCHOUCHA

Pr. U. CONSTANTINE 1

EXAMINATEURS : Hamid HAMADACHE

Pr. U. BADJI MOKHTAR – ANNABA

Azeddine BOUZAOUT

Pr. U. 20 AOUT 1955- SKIKDA

Fateh MEBAREK OUDINA

MCA . U. 20 AOUT 1955- SKIKDA

Remerciements

Je tiens à remercier en particulièrement le Pr Lakhdar LAOUAR 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 le Pr O. Boussaid Maître de conférences à l'Université Badji Mokhtar d'Annaba pour les fructueuses discussions relatives à l'utilisation du code de calcul ABAQUS.

Je remercie très vivement le Pr Ali. BOUCHOUCHA, Professeur à l'université de Constantine, pour l'insigne honneur qu'il nous fait de présider le Jury de soutenance.

Je tiens à adresser mes remerciements sincères aux membres du jury :

- Mr Hamid HAMADACHE, Professeur au département de Génie Mécanique, (Université Badji Mokhtar- Annaba), pour l'expertise technique de ce travail, et pour avoir accepté d'être membre du jury.*
- Mr Azeddine BOUZAOUIT, Professeur à l'Université du 20 aout 1955- Skikda, pour avoir accepté d'examiner ce travail et de participer au jury.*
- Mr Fateh MEBAREK OUDINA, Maître de Conférences à l'Université du 20 aout 1955- Skikda, pour avoir accepté de faire partie du jury et d'examiner ce travail.*

Mes remerciements vont également aux personnels d'essais mécaniques de l'URASM/CRTI-Annaba

Je ne peux présenter ce travail sans exprimer mes remerciements à toute l'équipe du laboratoire de mécanique industrielle (L.M.I.) et à tous les enseignants du département de Génie Mécanique.

Merci à toute ma famille, et à tous qui ont participé de près ou de loin pour la réalisation de ce modeste travail.

Intitulé : Analyse du procédé de finition de surface par déformation plastique superficielle - Simulation numérique des contraintes induites

Résumé

L'emploi du traitement mécanique de surface (TMS), offre une amélioration des propriétés physico-mécanique et micro-géométrique de la couche superficielle d'une pièce mécanique par déformation plastique superficielle (DPS). Cette dernière, introduisant des contraintes qui permettent par écrouissage de conférer au matériau des caractéristiques de résistance élevées, affecte sensiblement la ténacité (la capacité à s'opposer à la propagation brutale d'une fissure), en raison de la ductilité limitée. Lors du traitement par déformation plastique, on exerce sur le matériau fissuré une contrainte moyenne " σ ", au voisinage de la pointe de fissure, l'accident de forme provoque une concentration de contrainte. Pour une meilleure exploitation du procédé de TMS, nous avons élaboré des modèles basés sur les plans d'expérience avec une étude expérimentale. A partir des essais expérimentaux, réalisés sur deux matériaux (acier mi-dur XC38, et un matériau ductile soit un alliage d'aluminium), utilisant le brunissage à la bille fixe et mobile. Les résultats ont permis de montrer que pour l'augmentation de la limite d'élasticité des matériaux considérés, il est nécessaire de garantir une exploitation optimale du phénomène d'écrouissage de la surface traitée par DPS. Dans ce travail, nous avons élaboré un modèle numérique à l'aide du code de calcul ABAQUS pour une meilleure compréhension du phénomène de déformation et son effet sur la ténacité. Les résultats obtenus ont montré que la qualité initiale de la surface joue un rôle important, la dureté superficielle est constamment améliorée, en revanche la limite d'élasticité est directement liée au régime de traitement.

Mots clés

Écrouissage, durcissement, traitement mécanique de surface, brunissage Galetage,
Déformation plastique, mécanique de la rupture.

Abstract

The use of mechanical surface treatment (TMS) offers an improvement in the physico-mechanical and micro-geometrical properties of the surface layer of a mechanical part by plastic deformation. The latter, introduces stresses that allow by hardening to give high strength characteristics for material, significantly affects the toughness (the ability to oppose the sudden spread of a crack), because of the limited ductility. During the treatment by plastic deformation, it exerts on the cracked material a mean stress " σ ", in the neighborhood of the crack tip, the form accident (non-uniform form) causes a concentration of stress. For a better exploitation of the TMS process, we have developed models based on experimental designs with an experimental study. From experimental tests, carried out on two materials (XC38 medium-hard steel, and a ductile material is an aluminum alloy), using fixed and mobile ball rolling. The results show that for an increase in the elastic limit of the considered materials, it is necessary to guarantee an optimal exploitation of the work hardening phenomenon of the surface treated by DPS, leading to a good control of the propagation directions of cracks. In this work, we have developed a numerical model using the ABAQUS calculation code for a better understanding of the superficial plastic deformation phenomenon, its effect on toughness in order to give it a solution. The obtained results show that the initial quality of the surface plays an important role; in addition to this the hardening surface is constantly improved, whereas the elasticity limit is directly related to the treatment regime.

Keywords

Mechanical surface treatment, plastic deformation, work hardening, burnishing, hardens.

ملخص

يوفر استخدام المعالجة الميكانيكية للأسطح (TMS) تحسناً في الخصائص الفيزيائية والميكانيكية والهندسية الدقيقة للطبقة السطحية للقطع الميكانيكية بواسطة التشوه البلاستيكي. هذا الأخير، بإدخال الإجهادات التي تسمح بالتصلب الإنفعالي لإعطاء خصائص عالية للمواد، يؤثر بشكل كبير على المتانة (القدرة على معارضة الانتشار المفاجئ للشقوق)، بسبب محدودية الليونة. أثناء المعالجة بتشوه البلاستيكي، تمارس على المادة المتشققة إجهاداً متوسطاً "σ"، في محيط طرف التصدع، يتسبب عدم انسجام الشكل في تركيز الإجهاد. ومن أجل استغلال جيد لعملية TMS، قمنا بتطوير نماذج تستند إلى تصاميم تجريبية مع دراسة تجريبية. وكذلك اختبارات تجريبية، التي أجريت على مادتين (XC38 الصلب متوسطة الصلابة، والمواد اللينة متمثلة في سبائك الألومنيوم)، وذلك باستخدام عملية الصقل مرة بكرية ثابتة ومرة بكرية متحركة. حيث مكنت النتائج من توضيح أنه من أجل زيادة حد المرونة للمواد التي تم دراستها، من الضروري ضمان الاستغلال الأمثل لظاهرة تصلب السطح المعالج بواسطة DPS، حتى نتمكن من التحكم الجيد في اتجاه انتشار الشقوق. في هذه الدراسة، قمنا بتطوير نموذج رقمي باستخدام نظام الحساب ABAQUS لفهم أفضل لظاهرة التشوه البلاستيكي للأسطح، وتأثيرها على المتانة، أظهرت النتائج التي تم الحصول عليها على أن الجودة الأولية للسطح تلعب دوراً مهماً في تحسين النتائج، بينما أبدت القساوة السطحية تطوراً ملحوظاً، غير أن حد المرونة يتعلق مباشرة بشروط المعالجة.

الكلمات المفتاحية

المعالجة الميكانيكية للأسطح، التشوه المرن، التصلد الإنفعالي، التقسية، الصقل.

SOMMAIRE

Liste des figures	
Liste des tableaux	
Liste des symboles	
Introduction	1
CHAPITRE I Structure du Matériaux et traitement par déformation plastique	
I.1 Introduction.....	3
I.2 Structure des Solides à Liaisons Métalliques.....	3
I.2.1 Les Réseaux Cristallins.....	3
I.2.2 Les réseaux de Bravais	4
I.2.3 Propriétés Liées à la Structure.....	4
I.2.3.1 Fragilité – Ductilité.....	5
I.2.3.2 Conductibilité électrique et thermique.....	5
I.2.3.3 Température de fusion - Inertie chimique.....	5
I.2.3.4 Module élastique.....	5
I.2.3.5 Dilatation Thermique	6
I.2.4 Échelles d’observation.....	7
I.3 Performances mécaniques. Signification pratique.....	9
I.3.1 Caractéristiques de résistance statique.....	9
I.3.1.1 Le module d’élasticité longitudinale E.....	9
I.3.1.2 Coefficient d’érouissage.....	10
I.3.1.3 Coefficient de striction.....	10
I.3.1.4 Allongement non proportionnel sous charge maximale.....	10
I.3.2 Ténacité.....	10
I.3.3 Interprétation des résultats des essais de K_{Ic}	11
I.3.4 Dureté.....	12
I.4 La microstructure aux propriétés.....	13
I.4.1 Origine physique de l’élasticité.....	13
I.4.2 Origine de la rupture fragile.....	14
I.4.3 Origine de la ductilité.....	15
I.4.3.1 Défauts dans les cristaux.....	15
I.4.3.2 Origine physique de la plasticité.....	16
I.4.3.3 Origine de l’érouissage.....	17

I.5 Mécanismes physiques de la déformation.....	19
I.6 Contraintes internes.....	20
I.6.1 Introduction.....	20
I.6.2 Contraintes internes d'origine élastique (Notion d'incompatibilité).....	21
I.6.3 Critères de limite élastique	23
I.6.3.1 Critère de Tresca	23
I.6.3.2 Critère de von Mises.....	24
I.6.4 Contrainte de comparaison.....	25
I.7 mécanisme de Durcissement.....	26
I.7.1 Durcissement par d'autres dislocations.....	26
I.7.2 Durcissement par les éléments en solution solide.....	26
I.7.3 Conclusion.....	27
I.8 Traitements Mécaniques de finition de surface.....	27
I.8.1 Le galetage.....	27
I.8.1.1 Qu'est-ce que le galetage ?	27
I.8.1.2 Avantages principaux.....	28
I.8.1.3 Autres avantages.....	28
I.8.1.3 Principes et aspects du galetage.....	29
I.8.1.4 Le galetage de surface.....	29
I.8.1.5 Le galetage dimensionnel.....	30
I.8.1.6 Le galetage de renforcement.....	30
I.8.2 Influence du galetage sur la microstructure.....	32
I.8.3 La pression du galetage	34
I.8.3.1 Influence de la pression du galet sur L'état de surface.....	34
I.8.3.2 Etats de surface.....	35
I.8.3.3 Calcul de la pression de galetage de surface.....	35
I.8.4 Aptitude des matériaux au galetage.....	36
I.8.5 Le Brunissage.....	36
I.8.5.1 Brunissage par diamant.....	38
I.8.6 Paramètres de traitement	39
I.8.6.1 Effets du traitement mécanique.....	39
I.8.6.2 Durcissement de la couche superficielle.....	39
I.8.6.3 Influence des paramètres de traitement.....	40
I.9 Conclusion	42

CHAPITRE II Traitement par Brunissage –Expérimentation et Etude paramétrique	
II.1	Introduction.....43
II.2	Modélisation du procédé de brunissage43
II.2.1	Définition et principe.....43
II.2.2	Analyse du procédé.....44
II.3	Modèle expérimentale.....47
II.3.1	Objectif.....47
II.3.2	Construction du dispositif47
II.4	Démarche et choix des plans d'expériences48
II.4.1	Intérêts des plans d'expériences.....48
II.4.2	Rôle du plan d'expériences48
II.4.3	La méthode de TAGUCHI49
II.4.4	Présentation de la méthode.....49
II.5	Essais de traitements.....50
II.5.1	Objectif50
II.5.2	Régime de brunissage50
II.5.3	Traitement par plans d'expériences.....51
II.6	Résultats et discussion.....53
II.6.1	Effet sur la dureté finale " H_{VF} ".....52
II.6.1.1	Influence des différents facteurs53
II.6.1.2	Interactions des facteurs53
Interprétations et discussions54
II.6.2	Effet sur la rugosité finale " Ra_F "54
II.6.2.1	Influence des différents facteurs.....55
II.6.2.2	Interactions des facteurs.....55
Interprétations et discussions56
II.7	Conclusion.....56
 Chapitre III Simulation numérique des contraintes et déformations	
III.1	Introduction57
III.2	La simulation numérique57
III.3	III.3 Plans de Box-Behnken
III.3.1	Introduction.....58
III.3.2	Modèle mathématique postulée.....58

III.3.3 Méthodologie organisation des essais.....	58
III.3.4 Régime de brunissage.....	58
III.4 Simulation par Abaqus.....	59
III.4.1 Modèle numérique de Brunissage.....	59
III.4.2 Résultats de simulation	60
Remarque.....	61
III.4.3 Evaluation des contraintes.....	64
Interprétation des résultats.....	65
III.4.4 Evaluation des déformations.....	66
Interprétation des résultats.....	66
III.4.5 Relation entre les contraintes et les déformations.....	68
III.4.5.1 Loi de comportement.....	68
III.4.5.2 Commentaires.....	69
III.5 Etude paramétrique.....	69
III.5.1 Effet du régime sur les déformations (ϵ).....	70
III.5.1.1 Déformation circonférentielle (ϵ_I).....	70
III.5.1.2 Déformation radiale (ϵ_{III}).....	70
III.5.1.3 Déformation longitudinale (ϵ_{II}).....	71
III.5.1.4 Déformation équivalente.....	71
Interprétation.....	72
III.5.2 Effet du régime sur la contrainte de von mises (σ_{mises}).....	72
Interprétation.....	73
III.6 Conclusion.....	73

CHAPITR IV Effet des paramètres de Traitement - Expérimentation et Simulation

IV.1 Introduction.....	74
IV. 2 Matériels et méthodes.....	74
IV.2.1 Matériaux.....	74
IV.2.2 Traitement des éprouvettes.....	75
IV.2.3 Méthodologie de test.....	76
IV.3 Modélisation par les plans de Box-Behnken.....	76
IV.4 Mesure de dureté et essais de traction.....	77
IV.4.1 Mesure de la microdureté.....	77
IV.4.2 Essai de traction.....	78

IV.4.2.1	Caractéristiques de la machine.....	78
IV.4.2.2	Condition d'essai.....	78
IV.5	Résultats et discussion.....	78
IV.5.1	Traitement des données.....	78
	Interprétation des résultats.....	80
IV.5.2	Simulation graphique.....	80
IV.5.2.1	Effet de brunissage sur Re.....	80
IV.5.2.2	Effet du brunissage (avec bille mobile) sur Re.....	83
	Interprétation des résultats	84
IV.5.2.3	Effet de brunissage sur Hv	85
IV.5.2.4	Effet du brunissage (à la bille mobile) sur	88
	Interprétation des résultats	89
IV.6	Simulation numérique de la déformation en surface.....	90
IV.6	Conclusion.....	91
	Conclusion générale et perspectives.....	93
	Références bibliographiques.....	95
	ANNEXE 1 : Principales propriétés d'acier.....	102
	ANNEXE 2 : Structure d'Abaqus	103
	ANNEXE 3 : Système d'unités dans ABAQUS.....	104
	ANNEXE 4 : Présentation du fichier INP pour le modèle de brunissage.....	105

Liste des figures

- Figure I.1. Les réseaux de Bravais
- Figure I.2. Échelles d'observation en microscopie
- Figure I.3. Exemples de début de courbes de traction
- Figure I.4. Intervalles de variation de la dureté (à titre indicatif) des aciers en fonction de leur état structural
- Figure I.5. comportement de ressort entre deux atomes
- Figure I.6. comportement d'une fissure
- Figure I.7. Répartition des contraintes dans d'une fissure
- Figure I.8. Défauts ponctuels dans un cristal
- Figure I.9. Structure mono et poly cristallin
- Figure I.10. Le phénomène de création de dislocations (sources de Frank-Read)
- Figure I.11. Les précipités et les inclusions dans un cristal
- Figure I.12. Les joints de grain
- Figure I.13 Durcissement du fer par effet de solution solide
- Figure I.14 : Influence du galetage sur l'état de surface.
- Figure I.15 :. Modification structurale des grains par la plastification
- Figure I.16: galetage de surface ou d'aspect
- Figure I.17: galetage dimensionnel
- Figure I.18: Galetage de renforcement
- Figure I.19: Galetage de fusées d'essieux de camions
- Figure I.20: Microstructure d'une pièce tournée avec une avance de 0,3 mm
- Figure I.21: Microstructure d'une pièce galetée
- Figure I.22 : Influence De la pression du galet Sur L'état de surface
- Figure I.23: évaluation de K (force spécifique) en fonction de σ_B (résistance à la traction)
- Figure I.24: Le brunissage par diamant
- Figure I.25: outils de galetage, brunissage
- Figure I.26: Différentes formes de brunissoirs
- Figure I.27: Distribution de la dureté à travers les couches de matériaux
- Figure I.28 : Influence de la force de brunissage "Py" sur la dureté superficielle «Hv », acier CK60K+N
- Figure I.29 : Influence de l'avance de brunissage "f" sur la dureté superficielle «Hv », acier CK60K+N

Figure I.30: Influence de la vitesse de coupe « V_c » Sur la dureté superficielle « H_v », acier CK60K+N

Figure II.1: Schéma de la déformation des irrégularités de surface lors d'un traitement par bille

Figure II .2: Schéma de l'action réciproque de l'élément

Figure II.3: Essai expérimentale de brunissage

Figure II.4: Outil (dispositif) de brunissage

Figure II.5: Schéma des essais (N: facteurs)

Figure II.6 : L'essai expérimental de brunissage

Figure II.7 Variation de la dureté finale H_vF

Figure II.8 Variation de la Rugosité final RaF

Figure II.9 interaction des facteurs pour la dureté final H_vF

Figure II.10 interaction des facteurs pour la dureté final RaF

Figure III.1: Contrainte en un point

FigureIII.2 : Les directions principales

Figure III.3 Variation des contraintes avec les 15 essais

FigureIII.4 : Contraintes principales

Figure III.5: Variation des déformations avec les 15 essais

FigureIII.6 : Une maille soumise à des efforts axiaux

FigureIII.7 : Variation des contraintes avec les déformations

Figure IV.1. Dimension de l'éprouvette

Figure IV. 2 : Essai expérimentale de brunissage

Figure IV. 3. Schéma des essais (3 facteurs)

Figure IV.4 Micro-duromètre (Matsuzawa MXT70)

Figure IV.5 Machine de traction (ZWICK 1476 LET1)

Figure IV.6 Eprouvettes d'aluminium a-avant l'essai de traction ; b-après l'essai de traction

Figure IV.7 Effet de brunissage sur Re pour les éprouvettes en AL

Figure IV.8 Effet de brunissage sur Re pour les éprouvettes en XC38

Figure IV.9 Effet de galetage sur Re pour les éprouvettes en AL

Figure IV.10 Effet de galetage sur Re pour les éprouvettes en XC38

Figure IV.11 Eprouvettes d'acier après l'essai de traction

Figure IV.12 Effet de brunissage sur H_v pour les éprouvettes en XC38

Liste des figures

Figure IV.13 Effet de brunissage sur Hv pour les éprouvettes en AL

Figure IV.14 Effet de galetage sur Hv pour les éprouvettes en XC38

Figure IV.15 Effet de galetage sur Hv pour les éprouvettes en AL

Figure IV.16 Action bille-surface

Figure IV.17. Déformation de la surface après repassage, a- bille mobile ; b- bille fixe

Liste des tableaux

Tableau I.1. Les défauts microscopiques et leurs conséquences

Tableau II.1 : Matrice d'essai (Régime de traitement)

Tableau II.2 : Matrice d'expériences et Résultats de Hv et Ra

Tableau III.1 : Matrice d'essai pour 3 facteurs

Tableau III.2 : Matrice d'expériences pour 3 facteurs

Tableau III.3 : Résultats des contraintes calculer par le logicielle Abaqus

Tableau III.4 : Résultats des déformations calculer par le logicielle Abaqus

Tableau IV.1. Matrice d'essai

Tableau IV.2 Matrice d'expériences

Tableau IV.3. Coefficients des modèles mathématiques de Re.

Tableau IV.4 Coefficients des modèles mathématiques pour Hv.

Tableau IV.5 Régime pour maximisée Re

Tableau IV.6 Régime pour maximisée Hv

Liste des symboles

- A : Allongement du matériau, l'énergie libre [%]
- b : Vecteur de Burgers
- CC : Structure cubique centrée
- CFC : Structure cubique à faces centrées
- hc : Structure hexagonale compacte
- $C_{ij}(P)$: Un coefficient qui dépend de la discontinuité de la normale en un point
- $\langle D^* \rangle$: Le taux de déformation virtuel
- DP : Directions de glissements
- E : Module de Young [GPa]
- F : La force appliqué [dN]
- f : L'avance de l'outil [mm/tr]
- Fr : La force de rétraction élastique [N]
- HB : Dureté Brinell [HB]
- HRC : Dureté Rokwel [HRC]
- Hv : Dureté Vickers [Hv]
- I_1, J_1 et J_2 : Les invariants du tenseur des contraintes
- K : La force spécifique de pression exprimée [Kg/mm²]
- [K] : Matrice de rigidité
- k_0 : Constante de raideur
- L : Longueur [mm]
- m : Densité d'une famille de dislocations
- P : Pression [N/mm²]
- P_y : Pression de contact [N/mm²]
- q : Quantité de chaleur [Kcal]
- r : Rayon de la bille de brunissage [mm]
- r_0 : Distance d'équilibre entre deux atomes [nm]
- R_e : Limite d'élasticité [N/mm²]
- $R_{e0.2}$: Limite d'élasticité conventionnelle à 0.2% [N/mm²]
- Rm : Contrainte à laquelle est soumis le matériau au maximum de la charge [N/mm²]
- S : La variation d'entropie [Kcal/s]
- S_0 : Section initiale [mm²]
- T : Température [K]

Liste des symboles

$T_j(Q)$: Tension du point Q

U_a : Potentiels attractifs

$u_i(Q)$: Déplacement du point Q [mm]

U_1, U_2, U_3 : Translation suivant l'axe 1, 2, 3 [mm]

UR_1, UR_2, UR_3 : Rotation suivant l'axe 1, 2, 3 [rd]

U_r : Potentiels répulsifs

$U(r)$: L'énergie de liaison entre les atomes [J]

V_c : Vitesse de coupe [mm/s]

W : Travail effectué [J]

(x_n^k) : Distance de pénétration du noeud (N^k) au segment (S^k) [mm]

ε_I : Déformation circonférentielle [%]

ε_{II} : Déformation longitudinale [%]

ε_{III} : Déformation radiale [%]

ε_{eq} : Déformation équivalente [%]

(ε_n^k) : La rigidité normalisée pour le noeud (N_k)

$(\varepsilon_n^{k, t+\Delta t})$: Paramètre de pénalité

σ : Contrainte normale [N/mm²]

σ_I : Contrainte circonférentielle qui est due au rotation de la pièce [N/mm²]

σ_{II} : Contrainte longitudinale due a l'avance de l'outil [N/mm²]

σ_{III} : Contrainte radiale causée par la pénétration de la bille [N/mm²]

σ_{mises} : Contrainte équivalente de Von mises [N/mm²]

σ_{tresca} : Contrainte équivalente de Tresca [N/mm²]

$[\sigma_{th}]$: Représente les contraintes d'origine thermique [N/mm²]

τ : Contrainte tangentielle [N/mm²]

ν : Module de poisson

Φ : Diamètre de la pièce [mm]

$\Phi(x_n^k)$: Une fonction régularisant la force de contact

Ω : Contour du domaine

Introduction Générale

L'écrouissage d'un métal correspond aux modifications qu'il subit lorsque les contraintes qui lui sont appliquées sont suffisamment fortes pour provoquer des déformations plastiques permanentes, particulièrement pour leur mise en forme par déformation plastique. Il trouve son origine dans l'évolution de la texture cristallographique du matériau et l'accumulation de l'énergie de dislocation lors de la déformation, ce phénomène se traduit généralement par un durcissement des métaux.

Les zones superficielles sont souvent les plus sollicitées à causes des concentrations de contraintes imposées par les défauts géométriques dans la surface de la pièce (présence de trous, des entailles et autres discontinuités géométriques). Pour améliorer les propriétés de la surface, on fait appel aux procédés de traitement mécanique de surface (TMS). Ce dernier en agissant par déformation plastique superficielle (DPS), permet de modifier la texture de la surface et affecte fortement le coefficient de frottement, ce qui a pour effet d'améliorer la résistance à l'usure du matériau, ainsi que la résistance à la fatigue pour les métaux non ferreux et les matériaux d'alliages comme l'aluminium.

L'optimisation des paramètres du procédé, tels que : La charge appliquée (profondeur de pénétration), l'avance et la vitesse de brunissage, jouent un rôle important pour améliorer les propriétés de matériel [1]. Plusieurs travaux ont été consacrés à l'étude du comportement de l'aluminium soumis à des déformations importantes sujettes à un écrouissage. *Quainoo et al.* [2] ont évalué l'effet de l'écrouissage sur le procédé de précipitation de l'alliage « AA6111 » en vue d'établir son rôle sur les caractéristiques de renforcement. Les résultats montrent une amélioration considérable de la limite d'élasticité et de la résistance à la traction avec une augmentation du niveau de pré-déformation. *Chenal et al.* [3] ont étudié les mécanismes d'écrouissages d'alliages d'aluminium dans les conditions de déformations à chaud et à froid. Les lois d'écrouissage ainsi que l'évolution de la microstructure par recristallisation sont présentées, plusieurs modèles ont été utilisés pour décrire l'écrouissage tel que la loi de *Ludwik* et la loi de *Hollomon* [3].

Dans ce travail, nous nous intéressons au traitement mécanique de surface, en l'occurrence, le brunissage (ou galetage à la bille) appliqué sur des échantillons en alliage d'aluminium et en acier XC38. A partir d'une analyse expérimentale et numérique, il a été mis l'accent sur l'effet des régimes de traitement sur les propriétés de surface qui par leurs discontinuités peuvent modifier l'état de contrainte, déformation, ainsi que les différents types de fissuration, leur prévision de directions de propagation.

Le mémoire s'articule sur les parties suivantes :

Dans le premier chapitre, est présentée une étude bibliographique mettant en relief l'impact de la déformation plastique sur la microstructure du matériau (mouvement des dislocations et systèmes de glissement), puis les critères de résistance (critères de limite élastique et de plasticité), ensuite l'étude se portera sur les méthodes de durcissement des matériaux en particulier le procédé de brunissage (galetage à la bille).

Le deuxième chapitre est consacré à la simulation du procédé de brunissage en utilisant un modèle expérimental mettant en considération tous les paramètres (avance, rayon de l'outil, charge...), afin d'étudier le fonctionnement et les propriétés d'un système modélisé ainsi qu'à prédire son comportement. Ce chapitre présente une interface efficace entre les outils mathématiques, l'analyse numérique et l'informatique.

Dans le troisième, au moyen du code de calcul ABAQUS, nous mettons en relief les phénomènes qui se manifestent lors du passage d'une bille sur une surface. Le modèle mis au point, permet de représenter le procédé avec les propriétés analogues, pour découvrir le comportement du matériau au niveau de la structure.

Dans le quatrième chapitre, est présentée une étude paramétrique en prenant en compte l'influence du phénomène d'écrouissage sur le comportement du matériau pendant le traitement par brunissage ainsi que le changement des propriétés physico-mécaniques des matériaux. Les résultats ont été visualisés et interprétés au moyen d'interfaces graphiques.

Le mémoire s'achève par des conclusions et des perspectives.

CHAPITRE I

Structure du Matériau et traitement par déformation plastique

I.1 Introduction

La connaissance des matériaux passe par l'évaluation de la forme, de la distribution, de la quantité et de l'identité des constituants qui les composent. De ce fait les principales caractéristiques d'un objet métallique industriel sont : sa santé (continuité du matériau), sa propreté (absence de matière étrangère nuisible) et son homogénéité physique (en structure) et chimique. Dans ce chapitre, nous présentons une étude montrant les différentes caractéristiques des matériaux métalliques, leurs relations avec l'aménagement micro-structurale ainsi que leur interférence.

I.2 Structure des Solides à Liaisons Métalliques

La plupart des métaux purs cristallisent dans le système cubique ; par exemple CFC (cubique à faces centrées) pour Cu, Ag, Al, Au, Ni, Pt, Pb, Fe γ ; CC (cubique centré) pour Fe α , Mn, Cr, V, Mo, Ta, Ti β ; mais aussi dans le système hexagonal (hexagonal compact HC); par exemple Ti α , Mg, Zr, Cd, Zn, Be.

Notons qu'un même élément peut présenter plusieurs structures cristallines selon l'intervalle de température considéré (par exemple le Fe est CC entre -273°C et 912°C et entre 1394°C et 1538°C et CFC entre 912°C et 1314°C ou le Ti est HC en dessous de 882°C et CC en dessus de 882°C). On dit que l'élément présente un polymorphisme cristallin, le passage entre deux formes est une transformation allotropique.

I.2.1 Les Réseaux Cristallins

Un cristal géométriquement parfait est un ensemble d'ions régulièrement répartis dans l'espace. Généralement, cet arrangement (ou structure) est décrit par :

- Un réseau cristallin défini par un ensemble de nœuds,
- Un motif élémentaire (généralement dans les métaux ou les gaz inertes, le motif élémentaire contient un seul atome, mais il existe des structures pour lesquelles le motif contient plus de 1000 atomes).

La maille élémentaire est le parallélépipède défini par les trois vecteurs primitifs (a, b et c) appelés également paramètres du réseau. Notons que les angles entre les vecteurs (a, b et c) peuvent être quelconques. La position d'un nœud quelconque du réseau est donnée par le vecteur ($r = au + bv + cw$) (avec u, v et w nombres entiers) qui représente également une translation du réseau [4].

I.2.2 Les réseaux de Bravais

Tous les réseaux cristallins peuvent être décrits à partir de 7 mailles élémentaires qui définissent 7 systèmes cristallins. Selon que la maille élémentaire est simple ou multiple, et à partir de ces 7 systèmes cristallins, on définit les 14 réseaux de Bravais.

Ces différents réseaux sont illustrés dans la Figure I.1 [4].

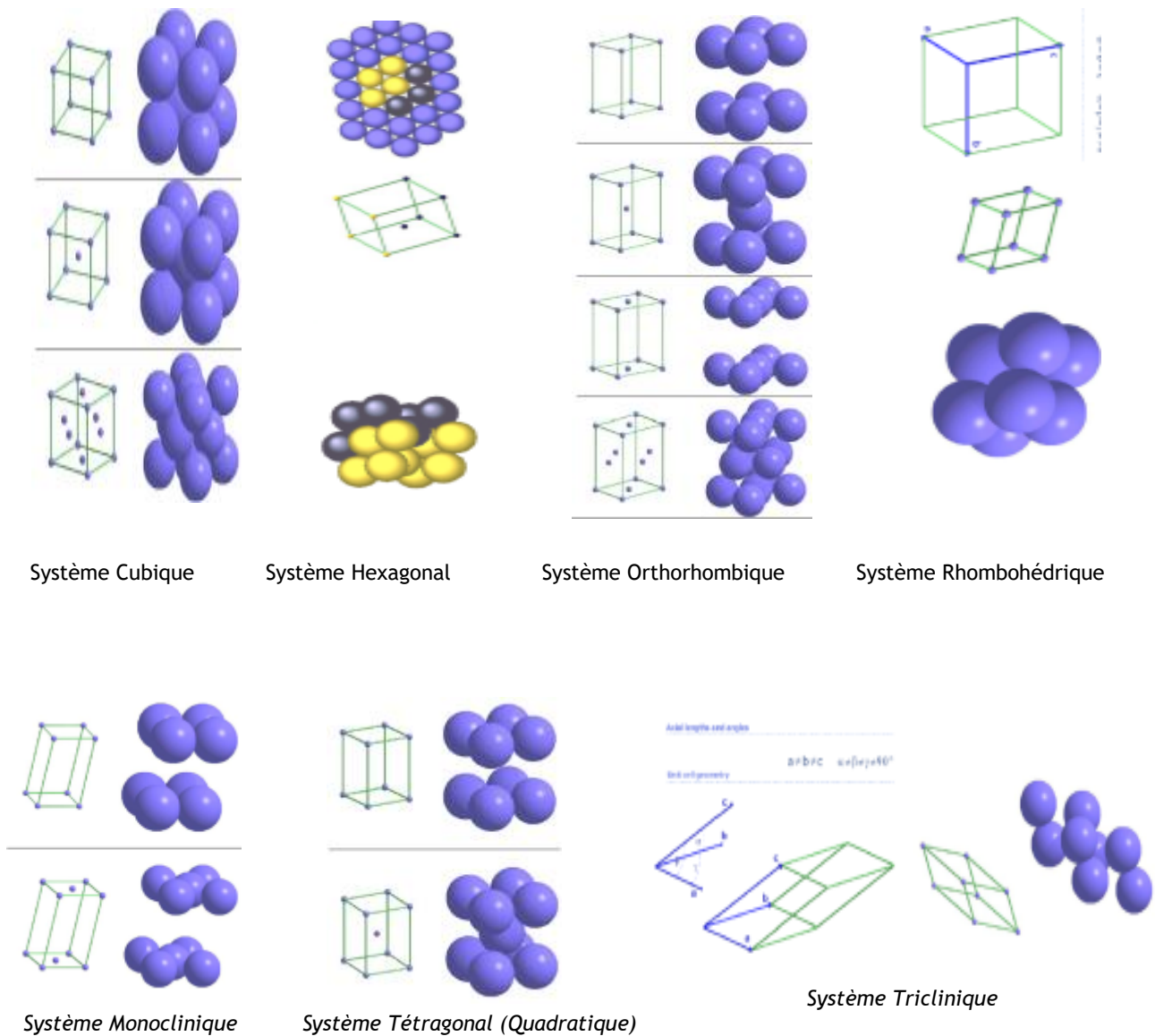


Figure I.1. Les réseaux de Bravais

I.2.3 Propriétés Liées à la Structure

De nombreuses propriétés des cristaux, telles que : les propriétés thermiques (température de fusion, chaleur spécifique, dilatation thermique, conductibilité thermique), les propriétés mécaniques (compressibilité, modules d'élasticité...), les propriétés électriques (résistivité

électrique...), les propriétés magnétiques, sont liées à la nature de la cohésion de la structure cristalline et donc à l'énergie de cohésion du matériau.

D'autres sont déterminées par l'agitation thermique ou par la nature des défauts contenus dans le cristal.

I.2.3.1 Fragilité – Ductilité

Dans les matériaux à liaisons covalentes, la forte directionnalité des liaisons fait que la position des atomes les uns par rapport aux autres ne peuvent guère varier. De tels matériaux soumis à une contrainte rompent généralement de façon fragile par bris des liaisons. Ce n'est pas le cas des matériaux à liaisons métalliques pour lesquels un déplacement relatif permanent des atomes les uns par rapport aux autres leur confère une certaine ductilité [4].

I.2.3.2 Conductibilité électrique et thermique

Les conductibilités électrique et thermique sont dues essentiellement à la possibilité de déplacement des électrons sous l'effet d'une différence de potentiel ou d'un gradient de température. Plus les électrons sont libres de se mouvoir (cas des matériaux à liaisons métalliques), plus ces grandeurs sont importantes.

I.2.3.3 Température de fusion - Inertie chimique

La forte intensité des liaisons covalentes et ionique conduit à des valeurs des températures de fusion importante et à une grande inertie chimique (MgO, Al₂O₃, SiO₂).

I.2.3.4 Module élastique

Quand on applique une contrainte sur un cristal, celui-ci se déforme. Si le cristal reprend sa forme initiale après que la contrainte soit relâchée, la déformation est dite élastique. Dans le domaine élastique, la déformation est proportionnelle à la contrainte : c'est la loi de Hooke. Le rapport de la contrainte à la déformation est appelé module d'élasticité (exprimé en Giga-Pascals).

Dans le cas de la traction pure, la contrainte appliquée σ est la force par unité de surface et la déformation correspond en première approximation à l'allongement relatif $\epsilon = (l - l_0) / l_0$.

La loi de Hooke s'écrit : $\sigma = E\epsilon$ (I.1)

Où E est le module d'Young qui vaut 200 GPa pour l'acier, 100 GPa pour le cuivre, 70 GPa pour l'aluminium, 10 GPa pour le plomb. Notons que la même définition s'applique au cas de la compression.

Du point de vue microscopique, l'application d'une contrainte a pour effet d'écarter les atomes suivant la direction de traction : la contrainte travaille donc contre les forces de liaison interatomique. Quand la contrainte est relaxée, les atomes reviennent à leur position d'équilibre sous l'effet de ces forces. A priori, il est donc possible de calculer le module d'Young si l'on connaît les forces interatomiques. L'énergie de cohésion $U(d)$, au voisinage du minimum $U(d_0)$ qui correspond à l'équilibre. Pour écarter les atomes d'une distance $u = d - d_0$, il faut effectuer un travail

$$\int \sigma(u)du = U(d) - U(d_0) \dots\dots\dots(I.2)$$

Contre les forces de cohésion en appliquant la contrainte $\sigma(u)$. Un développement limité de $U(d)$ nous donne :

$$U(d) = U(d_0) + \frac{1}{2}u^2\left(\frac{d^2U}{dd^2}\right)_{d_0} + \dots \dots\dots(I.3)$$

Puisque la dérivée première en d_0 est nulle. La contrainte appliquée vaut :

$$\sigma(u) = \frac{dU}{du} = u\left(\frac{d^2U}{dd^2}\right)_{d_0} \dots\dots\dots(I.4)$$

On retrouve bien la loi de Hooke :

$$\sigma(u) = M\left(\frac{u}{d_0}\right) \dots\dots\dots(I.5)$$

Avec un module "M" proportionnel à la dérivée seconde de l'énergie de cohésion au voisinage de son minimum [4]:

$$M = d_0\left(\frac{d^2U}{dd^2}\right)_{d_0} \dots\dots\dots(I.6)$$

I.2.3.5 Dilatation Thermique

La dilatation thermique des matériaux est liée à leur énergie de cohésion. Si une élévation de température est imposée à un matériau, les atomes le constituant, vibrent autour de leur position d'équilibre du fait de l'agitation thermique. Or, on constate que les variations de l'énergie de cohésion en fonction de la position atomique ne sont pas symétriques autour de

son minimum. Il en résulte que la force de répulsion entre deux atomes qui se rapprochent est plus importante que la force d'attraction entre deux atomes qui s'écartent. Il s'ensuit que lors d'une élévation de température, les vibrations des atomes se font avec une amplitude plus grande dans le sens de l'écartement que dans le sens du rapprochement. Ceci donne lieu à une dilatation thermique macroscopique du matériau. Notons que la dilatation thermique est d'autant plus faible que l'énergie de cohésion est plus forte (puit de potentiel profond).

Cette dilatation peut s'exprimer simplement par un coefficient en calculant la déformation d'un matériau sous la seule influence d'une variation de température :

$$\epsilon_{\text{dilatation thermique}} = \frac{\Delta L}{L_0} = \alpha \Delta T \quad \dots\dots\dots (I.7)$$

Et donc :

$$\alpha = \frac{1}{L_0} \frac{\Delta L}{\Delta T}$$

Où L_0 représente la longueur initiale de l'éprouvette test et ΔL la variation de longueur résultant de la variation de température.

Le coefficient de dilatation linéaire des métaux usuels est de l'ordre de 10^{-5} (par °C). Dans le cas des céramiques, ce coefficient est inférieur de moitié environ et peut même être proche de 0 (silice hexagonale / quartz). Dans le cas des matières plastiques, le coefficient de dilatation est environ 10 à 100 fois supérieur à celui des métaux [4].

I.2.4 Échelles d'observation

Une pièce mécanique d'une dimension de l'ordre du mètre est en général constituée de grains métalliques de l'ordre de 10 μm , qui eux-mêmes résultent d'un empilement de mailles cristallines élémentaires de quelques dixièmes de nanomètre. Comme tous les éléments de structure concourent aux propriétés et à la valeur d'usage de la pièce, leur observation doit recouvrir en dimension linéaire plusieurs puissances de 10 : les instruments d'observation doivent donc avoir des grossissements de 10^{-1} à 10^6 (figure I.2).

Le premier instrument d'observation est l'œil, qui permet d'examiner des pièces mécaniques jusqu'à des dimensions de l'ordre de quelques dixièmes de millimètre ; on appelle macroscopie, l'observation à l'œil (au besoin aidé d'une loupe simple) depuis l'échelle du mètre jusqu'à environ 0,04 mm. Au-delà, on utilise des instruments optiques et électroniques : c'est le domaine de la microscopie, qui permet d'examiner des objets de 0,1 mm à environ 1 nm [5].

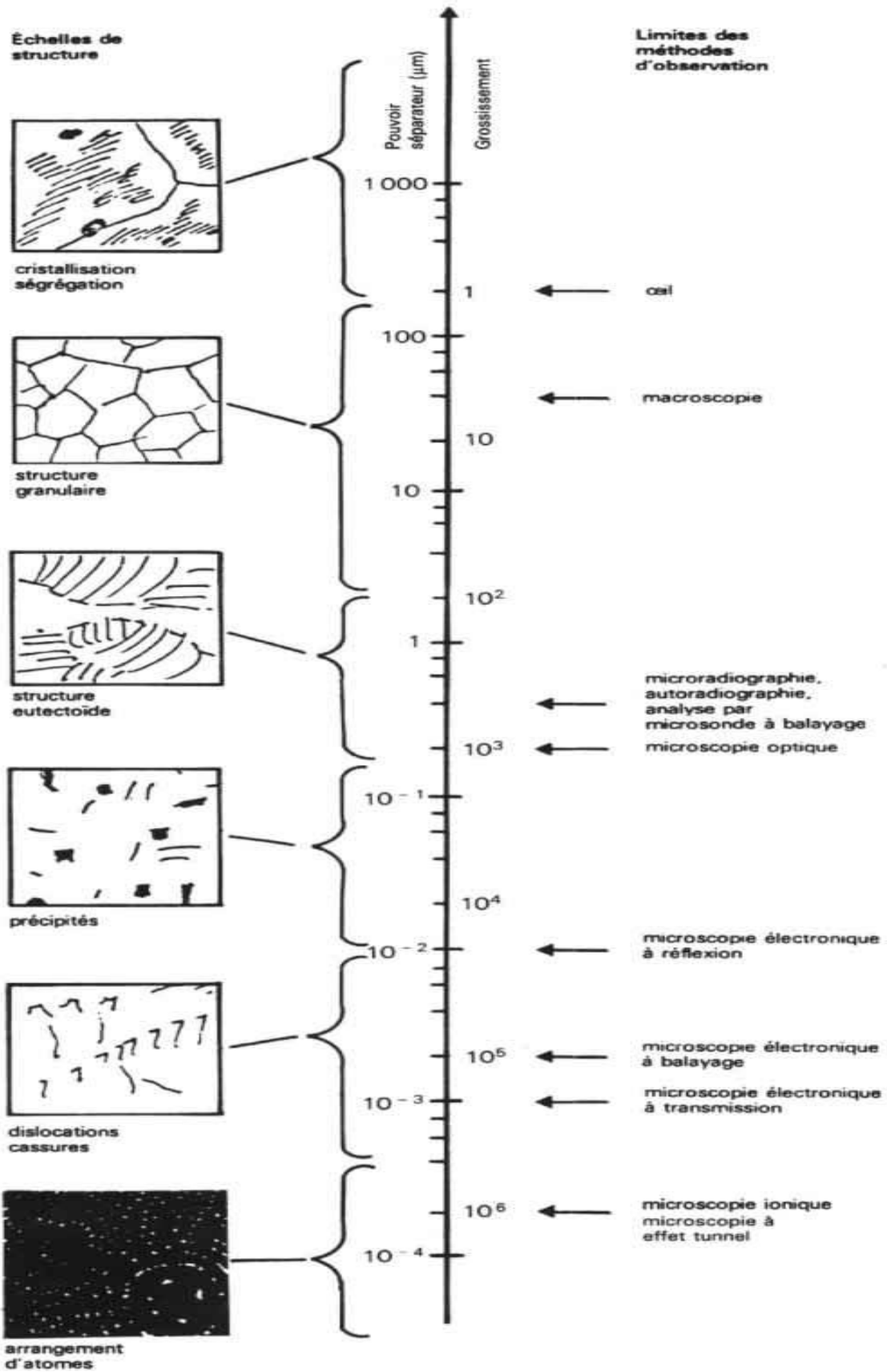


Figure I.2. Échelles d'observation en microscopie [5]

I.3 Performances mécaniques. Signification pratique

Les propriétés mécaniques sont mesurées à l'aide de divers essais (traction, rupture par choc, mécanique de la rupture, fatigue...) [6], qui permettent de connaître les niveaux atteints par les caractéristiques de :

- résistance statique ;
- ductilité ;
- résistance au choc (résilience) ;
- ténacité ;
- endurance.

I.3.1 Caractéristiques de résistance statique

Elles sont généralement tirées de l'essai de traction qui, selon la norme NF EN 10002-1 (remplaçant depuis octobre 1990 la norme NF A 03-151), permet de mesurer :

- Re_H limite supérieure d'écoulement ;
- R_p , limite conventionnelle d'élasticité ;
- R_r , limite d'allongement rémanent ;
- R_m , résistance à la traction.

I.3.1.1 Le module d'élasticité longitudinale "E"

Le module d'élasticité longitudinale "E" ou module de Young est aussi une caractéristique de résistance ; il représente la pente de la courbe de traction dans le domaine élastique mais il n'est généralement pas déduit de l'essai de traction (**Figure I.3**). Des essais spécifiques sont nécessaires pour le mesurer avec une précision correcte. En général sa valeur n'est pas sensiblement affectée par les variations de la composition chimique des aciers et de leur état structural sauf, bien entendu, lorsque l'acier est totalement austénitique à la température de mesure. À la température ambiante on admet qu'il est égal à :

- 215 000 N/mm² pour les aciers ferritiques.
- 195 000 N/mm² pour les aciers austénitiques.

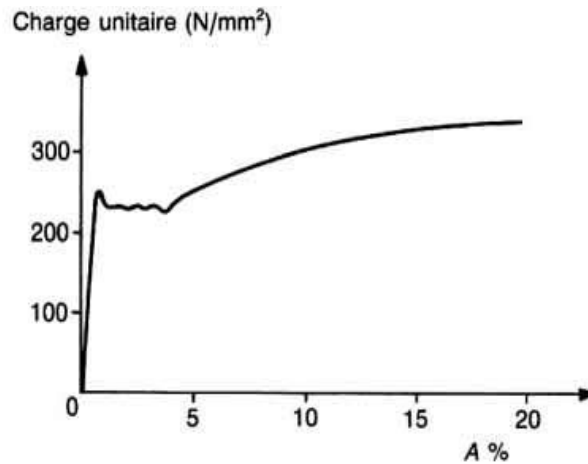


Figure I.3. Exemple de début de courbes de traction [7]

I.3.1.2 Coefficient d'écroutissage

Il caractérise l'intensité de la consolidation du métal pendant la déformation plastique (avant la formation de la striction) ; il représente donc l'aptitude qu'acquiert celui-ci à supporter ultérieurement des sollicitations supérieures à sa limite d'élasticité initiale [7].

I.3.1.3 Coefficient de striction

Il caractérise, à travers la variation relative de la section, la déformation maximale que peut subir l'éprouvette avant de se rompre. Sa valeur est intéressante pour l'étude des possibilités de formage à froid du métal. Elle dépend de la géométrie de l'éprouvette [7].

I.3.1.4 Allongement non proportionnel sous charge maximale

C'est l'allongement plastique homogène (ou réparti) subi par l'éprouvette avant que débute la formation de la striction, c'est-à-dire sous la charge correspondant à la résistance à la traction. Cette caractéristique représente la capacité de déformation plastique avant apparition de l'instabilité (liée à la formation de la striction) et définit donc l'amplitude de la déformation plastique utilisable pour assurer la sécurité en service ; c'est, en effet, dans ce domaine que se développe la consolidation (par écroutissage) [7].

I.3.2 Ténacité

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} " (norme Afnor A 03-180).

[8 et 9].

I.3.3 Interprétation des résultats des essais de " K_{Ic} "

Les essais de mécanique de la rupture montrent qu'ils permettent, par rapport aux essais de rupture en flexion par choc, de s'affranchir des paramètres relatifs à l'entaille et aux dimensions de l'éprouvette. Ils conduisent donc (si les critères de validité sont satisfaits) à une caractéristique intrinsèque du matériau dans la mesure où la déformation est plane et la rupture est de mode I (si ces conditions ne sont pas remplies, on doit recourir à d'autres procédures d'essais – écartement en fond de fissure...).

Mais l'influence de la température d'essai subsiste et il est donc nécessaire d'établir une courbe complète décrivant les variations de " K_{Ic} " en fonction de ce paramètre et illustrant donc la transition de " K_{Ic} ". Le facteur " K_{Ic} " permet, pour une longueur donnée d'une fissure (fonction des conditions de fabrication et de contrôle), de déterminer une valeur critique de la contrainte au-dessus de laquelle tout chargement supplémentaire conduit à la rupture brutale. En mode I (les deux faces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une par rapport à l'autre), le facteur d'intensité de contrainte " K_I " est défini par l'expression générale :

$$K_I = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \dots\dots\dots(L8)$$

Avec σ : contrainte nominale de traction,

a : demi-longueur de la fissure,

α : Facteur dépendant de la forme et des dimensions de la fissure, du type de sollicitation et de la géométrie du solide considéré (ses valeurs, suivant les situations considérées, sont données dans la littérature spécialisée).

Une construction sera considérée comme sûre, du point de vue du risque de rupture brutale de mode I, si l'on a : $\sigma < K_{Ic} / \alpha \sqrt{\pi a}$

La valeur de " K_{Ic} " à prendre en compte dépend de la vitesse de chargement ; on utilisera, suivant les cas,

" K_{ID} " dynamique, " K_{Ic} " statique ou une valeur intermédiaire entre les deux. Mais il ne faut pas oublier que " K_I " dépend de la triaxialité des contraintes et que " K_{Ic} " est défini pour une déformation plane. Lorsque la triaxialité des contraintes est réduite, la plastification à fond d'entaille est plus importante et la valeur limite de " K_I " est supérieure à " K_{Ic} ".

Pour assurer la sécurité d'une construction vis-à-vis de la rupture brutale, on peut rechercher des matériaux possédant un " K_{Ic} " élevé, mais cette solution peut se révéler onéreuse ; il ne faut pas alors oublier que l'on peut agir, peut-être plus économiquement, en abaissant le niveau

des sollicitations et en diminuant la longueur des fissures préexistantes (par la maîtrise de la mise en œuvre et le choix des moyens de contrôle) [10].

I.3.4 Dureté

Les résultats des essais de dureté peuvent apporter des informations intéressantes sur :

- le comportement mécanique d'un acier ;
- l'état structural d'un acier.

La dureté caractérise la résistance à la déformation plastique d'une manière complexe qui fait que les résultats obtenus constituent essentiellement des repères. La facilité avec laquelle une mesure de dureté peut être réalisée et le faible volume de métal impliqué ont toutefois conduit les praticiens à tenter d'établir des correspondances entre ces résultats et le niveau des caractéristiques de résistance, c'est-à-dire essentiellement la résistance à la traction " R_m ". Les sidérurgistes français ont proposé les relations suivantes (résultats qui ont été utilisés pour établir la norme Afnor A 03-173) :

$$R_m (\text{N/mm}^2) = 77,14 + 2,639 \text{ HV} + 0,001 \text{ HV}^2$$

Ou $R_m (\text{N/mm}^2) = -20,47 + 3,325 \text{ HV}$

Et $R_m (\text{MPa}) = 164,71 + 2,222 \text{ HB} + 0,002 \text{ HB}^2$

Ou $R_m (\text{MPa}) = -0,234 + 3,536 \text{ HB}$

Avec HV dureté Vickers,

HB dureté Brinell.

L'utilisateur de telles formules ne doit toutefois pas oublier que :

- la dispersion des résultats fait que les conversions restent approximatives ;
- l'existence de gradients de propriétés, liés en particulier aux hétérogénéités structurales, n'ont pas le même impact sur une mesure ponctuelle de dureté et sur un essai de traction intéressant un certain volume de métal ;
- la mesure de dureté fait intervenir à la fois le seuil de plasticité (limite d'élasticité) et la consolidation du métal (écrouissage).

Les diagrammes de transformation font apparaître la relation qui lie la dureté d'un acier à son état structural. Une mesure de dureté peut donc permettre d'apprécier ce que peut être celui-ci au point de mesure. Elle peut aussi apporter un résultat identique en se référant, par l'intermédiaire de la teneur en carbone, à un diagramme du type de celui reporté à la figure I.4 [11].

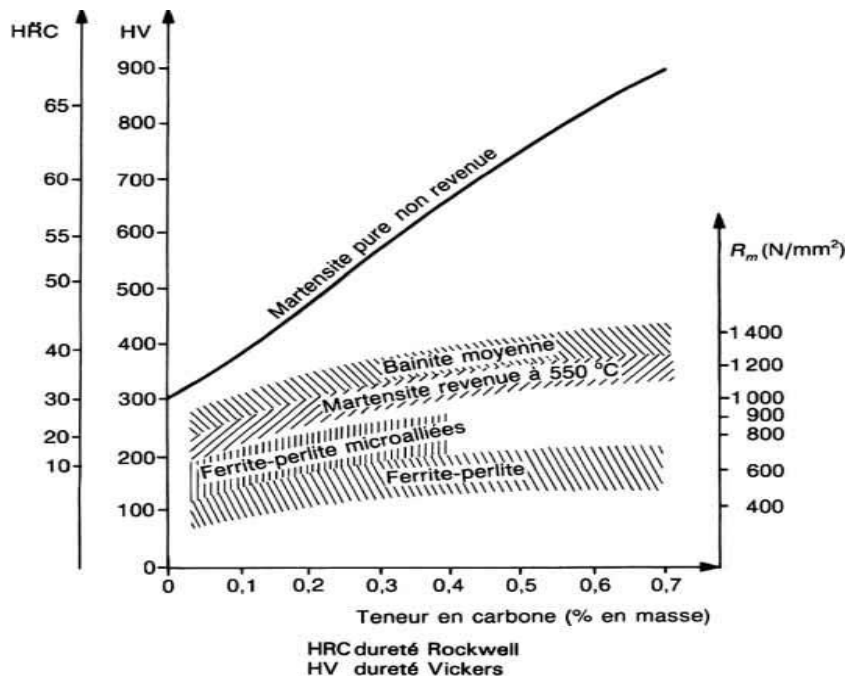


Figure I.4. Intervalles de variation de la dureté (à titre indicatif) des aciers en fonction de leur état structural [11]

I.4. La microstructure et les propriétés

I.4.1. Origine physique de l'élasticité

Sous l'effet des efforts extérieurs, les atomes se rapprochent ou s'éloignent et engendrent ainsi une force d'attraction dont l'allure est donnée dans la figure I.5. Cette force tend à restituer à l'échantillon sa forme originale. Elle est pratiquement proportionnelle à la distance ($r-r_0$), tant en traction qu'en compression. La raideur (S) de la liaison est constante aux petites déformations et se trouve à l'origine de la définition du module d'élasticité (E), c'est le cadre de l'élasticité linéaire.

En première approximation, on peut estimer (E) à l'aide d'un modèle simple où les liaisons interatomiques sont remplacées par des ressorts de raideur (S). La liaison interatomique possède un comportement pratiquement linéaire au voisinage de la position d'équilibre repérée par (r_0). On peut donc assimiler cette liaison à un petit ressort de raideur (S), où (S) est la pente de la force interatomique en (r_0).



Figure I.5.comportement de ressort entre deux atomes

Le comportement de ce ressort s'écrit : $F = S (r - r_0)$

De même on note par "ε" la déformation définie par l'allongement relatif : $\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{r - r_0}{r_0}$

Il apparaît que le rapport entre la contrainte et la déformation est indépendant de l'état ($r - r_0$). Si on appelle (E) ce rapport on obtient : $E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \frac{S}{r_0}$

(E) est le module d'Young (ou module d'élasticité), c'est bien une caractéristique du matériau qui ne dépend pas de la taille de l'échantillon choisi. Le module d'élasticité est une propriété macroscopique qui est directement liée à la nature des forces de liaison à l'échelle microscopique. Elle n'est pas modifiable par adjonction d'éléments d'alliage par exemple [13].

I.4.2 Origine de la rupture fragile

On attribue la rupture fragile à la présence de micro-fissures dans les matériaux. Une fissure correspond à l'existence d'une surface de part et d'autre de laquelle il n'y a pas de liaison inter atomique. Cette surface ne participe pas à la cohésion du matériau. Supposons qu'il s'exerce sur le matériau fissuré une contrainte moyenne " σ_∞ ". Au voisinage de la pointe de fissure, l'accident de forme provoque une concentration de contrainte (Figure I.6).

Celle-ci vaut " $K_T \sigma_\infty$ " et peut donc devenir très grande. En effet, dans le cas d'une fissure de profil elliptique, le coefficient de concentration de contrainte vaut :

$$K_T = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{r}}$$

Où (a) est le demi grand-axe de l'ellipse et (r) le rayon de courbure en pointe d'ellipse.

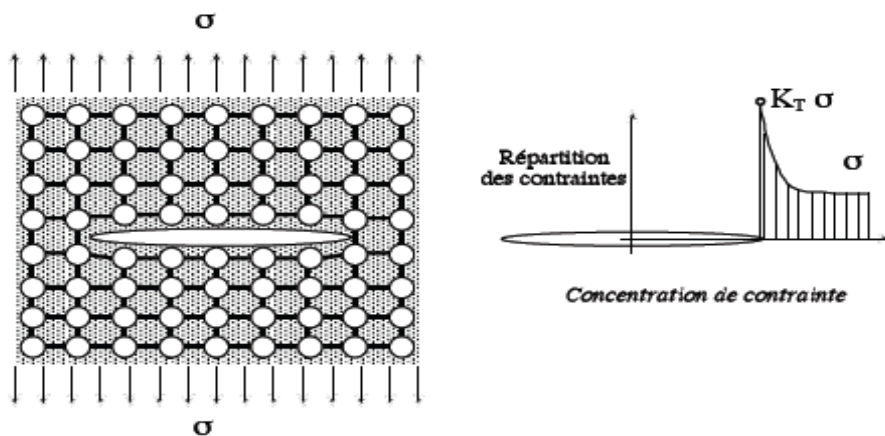


Figure I.6. Comportement d'une fissure [13]

Le rayon "r" en pointe de fissure est extrêmement petit et " K_T " peut atteindre des valeurs très élevées. Par exemple, une rayure de profondeur ($a = 1$ mm) au fond de laquelle le rayon "r" est proche de la distance inter atomique ($r = 0,2$ nm [nanomètre]), conduit à un coefficient de concentration de contrainte de ($K_T = 142$). Dans ces conditions la contrainte σ au voisinage de la pointe de fissure peut devenir supérieure à la limite à rupture théorique (**Figure I.7**).

Il y a donc rupture de la liaison inter atomique en pointe de fissure et cette dernière augmente. L'aire du matériau sur laquelle s'exerce l'effort est ainsi réduit, ce qui provoque une augmentation de la contrainte subie par le matériau. La condition de rupture continue donc aussi d'être vérifiée et la fissure progresse.

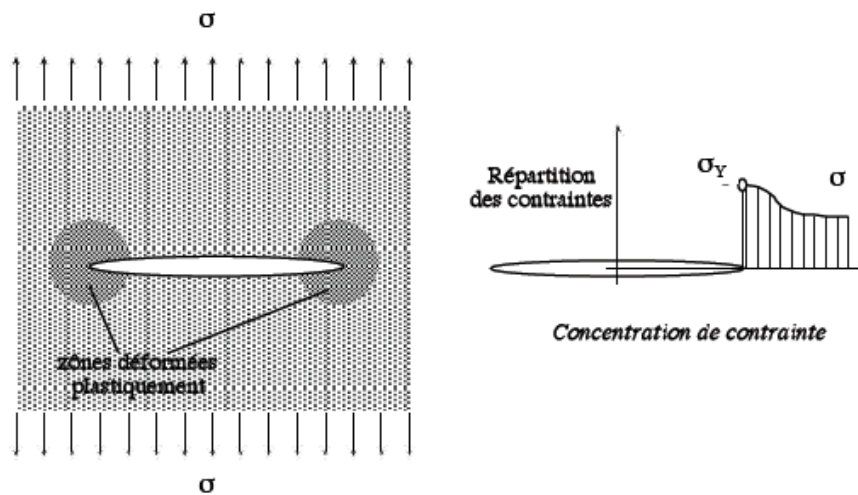


Figure I.7. Répartition des contraintes dans d'une fissure

C'est très rapide et cela explique le caractère brutal de cette propagation.

Tous les matériaux possèdent des fissures, mais tous ne se rompent pas de cette façon. En effet, pour les matériaux ductiles, la rupture ne se produit pas car les concentrations de contraintes au niveau de la pointe de fissure génèrent localement de la plasticité. La contrainte se trouve alors limitée à une valeur proche de σ_e . L'augmentation de σ_∞ a pour effet d'agrandir la zone plastifiée mais ne conduit pas à la rupture brutale [13 et 14].

I.4.3 Origine de la ductilité

I.4.3.1 Défauts dans les cristaux

Le cristal réel comporte un nombre élevé de défauts, dont les dimensions sont en général de l'ordre d'un diamètre atomique. Ces défauts peuvent être ponctuels comme des lacunes ou les atomes étrangers comme il est montré dans la Figure I.8, linéaires comme des dislocations,

bi-dimensionnels, les joints de grains ou les macles, ou tridimensionnels comme les précipités. L'augmentation de la concentration de défauts, quelle que soit leur dimension avec la température est un phénomène généralement observé.

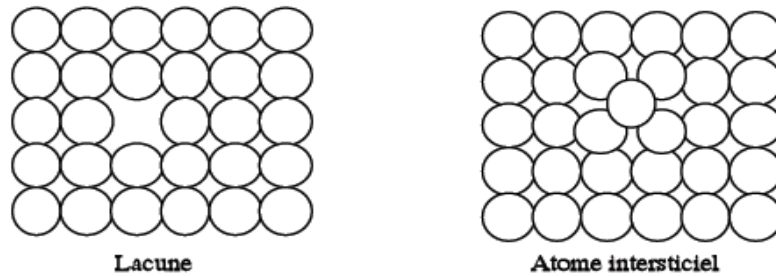


Figure I.8. Défauts ponctuels dans un cristal

Une lacune est tout simplement un atome manquant dans un réseau cristallin. Le nombre de lacunes dans un matériau est une fonction exponentiellement croissante de la température. Les lacunes jouent un rôle majeur dans la diffusion à l'état solide, c'est-à-dire dans le déplacement des atomes sur des longues distances. La concentration des lacunes augmentant avec la température engendre une plus grande vitesse de déplacement des atomes étrangers (diffusion) à haute température [14].

I.4.3.2 Origine physique de la plasticité

À l'échelle microscopique, la plasticité provient du glissement cristallographique. L'observation d'un échantillon métallique déformé plastiquement révèle la présence de bandes de glissement. C'est le déplacement des dislocations qui est à la base de la déformation plastique des métaux et de leurs alliages. Ce glissement est facilité par le caractère très localisé de ces défauts. Lors du passage d'une dislocation dans un cristal, il y a peu d'atomes impliqués et peu de liaisons rompues simultanément. Grâce à une grande densité de dislocations et à leur facilité de déplacement, une déformation macroscopique importante peut être obtenue dans les matériaux métalliques. Notons que ce type de déformation ne modifie pas la forme du réseau, il y a simplement glissement de certaines parties par rapport à certaines autres. La déformation plastique se fait donc sans variation de volume. Pour mieux comprendre pourquoi une ligne de dislocation permet un glissement sous une scission plus faible que la scission théorique maximale, on peut faire l'analogie entre le déplacement d'une dislocation et celui d'un tapis. Le déplacement du tapis en bloc nécessite de vaincre les forces de frottement sur l'ensemble de la surface de contact, alors que la formation d'un petit pli à l'une des extrémités permet, par déplacement de ce pli le long du tapis d'obtenir le même résultat en fatiguant beaucoup moins [15].

I.4.3.3 Origine de l'écroutissage

Au-delà de la limite élastique, pour continuer de déformer les matériaux ductiles il faut continuer d'augmenter la contrainte appliquée. Cette augmentation est appelée « écroutissage » et provient d'autres défauts surfaciques dans la structure cristalline : les joints de grains et les macles, sont des défauts d'empilement des couches d'atomes lors de la solidification. Les joints de grains sont les surfaces qui séparent des zones cristallines d'orientation différentes. En effet, au cours de la solidification qui débute simultanément en plusieurs régions du solide, un ensemble de petits cristaux d'orientation différente se forment et finissent par se rejoindre. La taille de ces grains peut varier de moins d'1 μm à plusieurs centimètres selon le mode de fabrication ou les traitements.

Entre les grains, les surfaces d'accolement sont planes, ce sont les joints de grains. Ils assurent la cohésion entre les cristaux (Figure I.9).

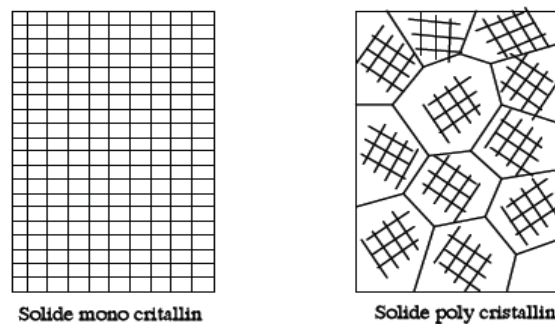


Figure I.9. Structure mono et poly cristallin

Pour des températures élevées ces zones sont soumises à une agitation thermique qui autorise un glissement sous charge constante (fluage). Les joints de grains sont donc à l'origine de la viscosité des métaux.

Les joints de grains sont généralement des zones amorphes au travers desquels les lignes de dislocations ne peuvent se propager. Après de grandes déformations plastiques ces lignes s'accumulent au niveau des joints de grains et participent au durcissement du métal [16].

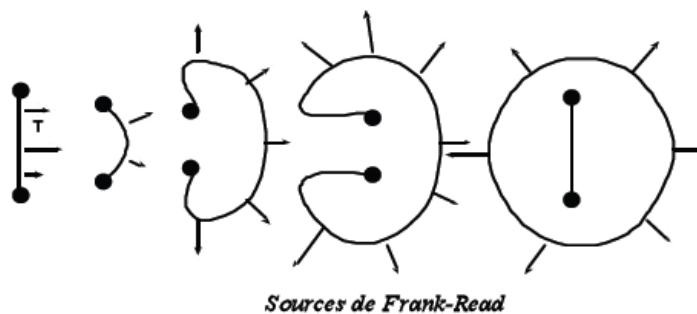


Figure I.10. Le phénomène de création de dislocations (sources de Frank-Read) [16]

Le phénomène ne se stabilise pas, car la densité de lignes de dislocation augmente avec la déformation plastique.

Nous illustrons sur la figure **I.10**, le phénomène de création de dislocations (sources de Frank-Read). Sous l'effet d'une scission suffisamment importante la ligne se courbe et son front bombé finit par encercler les deux extrémités de la dislocation. Dès lors les deux parties de la boucle se rejoignent ceinturant une nouvelle ligne de dislocation qui va se propager de la même façon pourvu que la scission se prolonge.

La structure cristalline présente aussi des défauts à trois dimensions : les précipités et les inclusions. Ces défauts apparaissent quand une partie de cristal est remplacée par un volume d'un autre composé. Les précipités sont des particules qui se forment entre l'élément de base et un élément d'alliage. Les inclusions sont des corps étrangers qui proviennent de l'élaboration (généralement des métaux) à l'état liquide. Ce sont des oxydes, des silicates, des sulfures... Si le précipité ou l'inclusion n'est pas cohérent (même système cristallin que l'élément de base), une ligne de dislocation ne peut le franchir. Il faut alors une scission plus grande pour obtenir la courbure de la ligne de dislocation (Figure **I.11**). Les précipités et inclusions participent donc au durcissement et donc à l'écroutissage du matériau.

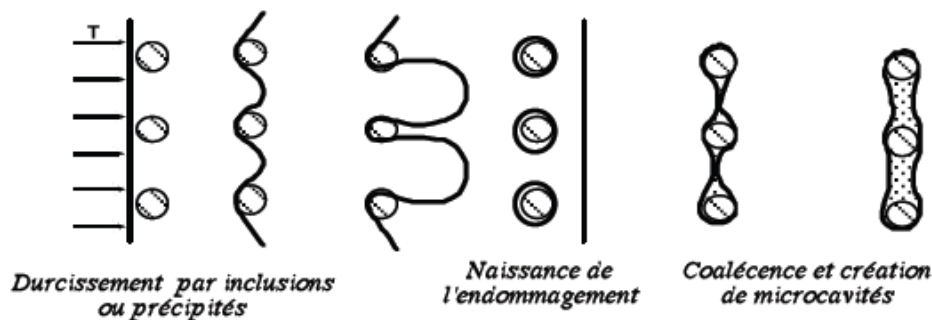


Figure I.11. Les précipités et les inclusions dans un cristal [16]

Pour des scissions plus élevées les boucles se rejoignent formant ainsi une nouvelle ligne et ceinturant les précipités. On constate ensuite une coalescence des défauts ainsi créés et une apparition de microcavités qui réduisent la section réelle du matériau sollicité. Macroscopiquement on observe une perte de rigidité, c'est l'endommagement qui annonce la rupture prochaine du matériau.

Récapitulons les défauts microscopiques et leurs conséquences dans le tableau **I.1** :

Tableau I.1. Les défauts microscopiques et leurs conséquences

Dimension du défaut	Type de défaut	Grandeur caractéristique	Influence
0 (ponctuel)	lacunes atomes étrangers	concentration : $\approx 10^{-4}$ à T_f $\approx 10^{-15}$ à T_a	diffusion à l'état solide propriétés mécaniques, conductibilité électrique des isolants
1 (linéique)	dislocations	densité : $\approx 10^6$ à 10^{12} cm/cm ³ dans les métaux	propriétés mécaniques : ductilité, ténacité
2 (surfaique)	macles : joints de grains	tailles des grains : de 1µm à 1 cm	propriétés mécaniques : ductilité, fluage
3 (volumique)	précipités et inclusions	dimensions : de 5 nm à 0,1 mm	écrouissage, endommagement, traitements thermiques

Joint de grande désorientation

Figure I.12. Les joints de grain [16]

I.5 Mécanismes physiques de la déformation

La présence de dislocations accroît encore la richesse des comportements mécaniques. La grande mobilité des dislocations à basse température ($T < T_{f/2}$, où T_f est la température de fusion) est responsable de la **plasticité à froid**. À haute température, le glissement dévié et la montée des dislocations accroissent encore leur mobilité, c'est la cause de la plus grande **plasticité à chaud**. Les interactions des dislocations entre elles ou avec des défauts indiqués précédemment sont responsables du durcissement. Dans tous les cas, il y a dissipation d'énergie et déformation permanente.

De toute évidence, structure électronique et symétrie cristalline déterminent le tenseur des modules d'élasticité de chaque grain cristallin, donc son anisotropie élastique. Cette anisotropie, source d'incompatibilité lorsque l'on déforme le polycristal, est donc source de contraintes internes.

De même, symétrie cristalline et structure électronique définissent les systèmes de glissement possibles, le frottement de réseau, la largeur de dissociation, donc d'aptitude au glissement dévié ou à la montée, en un mot les degrés de liberté pour la déformation du grain cristallin.

C'est ainsi que les polycristaux (c.f.c.) qui ont de nombreux systèmes de glissement indépendants et une force de frottement de réseau négligeable, sont ductiles à toute température et très écrouissables.

Pour les métaux (c.c.) l'existence d'une force de réseau très efficace limite très fortement la

ductilité, à basse température ($T < T_{f/2}$), d'autant que le maclage peut se manifester et conduire à l'amorçage de fissures. Par ailleurs, le nombre moindre de systèmes de glissement activés est responsable d'un durcissement moins important que dans le cas des (c.f.c).

Le cas des métaux (h.c.) met clairement en évidence le rôle de la structure électronique : le titane et le zirconium, qui se déforment, dès les basses températures, par glissement prismatique, sont plus ductiles que le zinc, le cadmium ou le magnésium qui, à basse température, ne se déforment que par glissement basal. À haute température, les situations deviennent comparables.

Dans le cas des alliages, c'est l'aptitude du cristal à dissoudre des impuretés en quantités plus ou moins grandes, ou au contraire à présenter des précipités (inclusions) cohérents ou incohérents, ou encore des domaines d'existence de solution solide ordonnée, qui détermine les propriétés du polycristal.

La grandeur de la limite d'élasticité dépend de la composition de l'alliage et de sa microstructure. Ce dernier est à son tour gouvernée par la composition chimique et par les traitements thermiques ou thermomécaniques imposés tout au long de la filière de fabrication du métal et pendant la mise en forme de la pièce prête à l'emploi.

Ainsi, par un choix judicieux de la composition et des traitements thermiques ou thermomécaniques que l'on effectue, il est possible de durcir (ou d'adoucir) les alliages métalliques pour satisfaire non seulement aux exigences de l'emploi mais aussi à celles de la mise en forme des pièces métalliques par déformation plastique. En effet, une augmentation de la limite d'élasticité (durcissement) est accompagnée d'une diminution de la ductilité du métal et, le plus souvent, d'une diminution de sa ténacité (énergie de rupture) et d'un accroissement de sa fragilité (susceptibilité à la rupture par choc). La maîtrise du durcissement nécessite alors la compréhension des mécanismes mis en jeu à l'échelle cristalline lors du déclenchement de la déformation plastique des alliages [17].

I.6 Contraintes internes

I.6.1 Introduction

Dans la pratique, avant toute déformation, les métaux et alliages se présentent sous forme de polycristaux contenant ou non des inclusions, c'est-à-dire sous la forme d'un système hétérogène fait de cristaux d'orientation et (où) de structure différente. Depuis une vingtaine d'années, on assiste au développement de matériaux polyphasés ou composites. Dans certains cas, il s'agit de matériaux à fibres, très anisotropes, telles par exemple les matrices de cuivre

renforcées par des fibres de tungstène. Un autre exemple est celui des superalliages à base de nickel type (MC2) ou (CMSX-2) où une phase ordonnée précipite sous forme de cubes répartis régulièrement dans une matrice désordonnée. Il en résulte qu'en général les dislocations ne peuvent se propager d'un grain à l'autre. Les interfaces, jointes de grain ou joint de phase selon les cas, jouent donc un rôle essentiel.

Il faut donc tenir compte de cette complication qui s'accroît encore lorsque, comme c'est souvent le cas à haute température, les interfaces sont mobiles. Même dans un monocristal, l'expérience établit clairement que les écoulements plastiques correspondent à des phénomènes dynamiques d'une grande complexité et qui se traduisent par des hétérogénéités dans la distribution spatiale de la déformation comme des contraintes. Ces hétérogénéités se manifestent à plusieurs échelles : ligne de dislocation, bande de glissement, grains, éventuellement ensemble de grains. De même, les échelles de temps varient, d'un type de défaut ou de sollicitation à un autre dans des proportions considérables. Il n'existe pas d'ensemble d'observations expérimentales permettant de décrire les phénomènes pertinents aux diverses échelles. Par ailleurs, comme nous l'avons déjà souligné, la dynamique d'un ensemble de 10^3m^{-3} dislocation défie les possibilités théoriques.

Une manière de progresser consiste à faire l'hypothèse qu'il existe une sous-structure relativement stable, c'est-à-dire évoluant lentement au cours de l'écoulement, et que celui-ci peut être décrit comme la composition du mouvement de dislocations individuelles [17 et 18].

I.6.2 Contraintes internes d'origine élastique (Notion d'incompatibilité)

Une première difficulté se présente lorsque l'on veut prédire la déformation plastique d'un échantillon métallique sous l'effet d'une contrainte extérieure : l'évaluation du champ de contraintes régnant effectivement au voisinage des dislocations dont on veut étudier le mouvement. On ne peut se contenter en général, que de la prise en compte des seules contraintes appliquées que l'on pourrait déduire directement de la connaissance des sollicitations extérieures.

Ce problème peut être illustré sur le cas simple d'un milieu élastique continu homogène non chargé, placé dans un champ de température variable. La dilatation, si elle était homogène, se ferait sans contrainte. Du fait que la température varie d'un point à un autre du cristal, il en va de même de la déformation (dilatation) thermique.

Toutefois, le milieu ne peut accommoder n'importe quel champ de déformation sans perdre sa compacité, la déformation thermique s'accompagne donc d'une déformation élastique telle

que la déformation totale " ϵ_t " soit compatible avec la conservation de la compacité. Les conditions correspondantes, dues à Saint-Venant, s'écrivent :

$$\partial^2 \epsilon_{xx} / \partial y^2 + \partial^2 \epsilon_{yy} / \partial x^2 - \partial^2 \epsilon_{xy} / \partial x \partial y = 0 \quad \dots\dots\dots(I.8)$$

Et deux autres équations par permutation circulaire.

$$\partial^2 \epsilon_{xx} / \partial y \partial z + (\partial / \partial x) (\partial \epsilon_{yz} / \partial x - \partial \epsilon_{zx} / \partial y) - \partial^2 \epsilon_{xy} / \partial z^2 = 0 \quad \dots\dots(I.9)$$

Il en va de même pour un cristal déformé plastiquement et non chargé. Lorsque la déformation plastique est homogène, le système est libre de toute contrainte. Lorsque, au contraire, la déformation plastique est hétérogène, il se produit une déformation élastique qui assure la comptabilité. À cette déformation élastique est associée une contrainte élastique, calculable à partir des équations de l'élasticité. Cette contrainte est la contrainte interne appelée encore contrainte résiduelle. Un résultat très important est que la moyenne de cette contrainte, prise sur le volume de l'échantillon, est nulle.

Si le milieu étudié est soumis, de surcroît, à un chargement extérieur – chargement uniforme, pour simplifier – tel que les contraintes associées en l'absence de déformations plastiques initiales soient elles aussi uniformes (on parle de contraintes extérieures, externes ou appliquées), il s'ensuit que le champ de contraintes local est, en général, non uniforme, puisqu'il résulte des contraintes appliquées et des contraintes liées à l'incompatibilité des déformations plastiques initiales. Le problème se complique si le chargement provoque des déformations plastiques supplémentaires, l'accommodation des déformations plastiques initiales se faisant alors à la fois par des déformations élastiques et plastiques. Le champ de contraintes local est donc la somme du champ de contraintes appliquées et du champ de contraintes internes qui dépend lui même de la déformation plastique. Il s'agit là d'une difficulté qui se présente dans une grande variété de problèmes de mécanique des milieux continus et qui apparaît chaque fois qu'une partie de la déformation totale est incompatible.

Un problème de même nature se pose dans le cas d'un milieu élastique où existent des hétérogénéités élastiques (inclusions, précipités, etc.), l'incompatibilité élastique étant alors responsable de contraintes internes n'apparaissant qu'en présence d'un chargement extérieur et se superposant aux contraintes appliquées pour déterminer le niveau des contraintes effectives régnant localement. Il existe des méthodes générales permettant de déterminer les contraintes internes à partir de la connaissance de l'incompatibilité.

Notons tout d'abord que la déformation plastique homogène n'est qu'un cas particulier de déformation plastique compatible. De plus, l'incompatibilité dépend de manière très directe de la géométrie de la déformation. Considérons par exemple un bi-cristal infini dont le joint est selon (xOy) et tel que chaque grain se déforme de manière homogène. On montre que l'incompatibilité est nulle si « ε_{xx} , ε_{yy} , ε_{xy} » sont continus à l'interface. Il est donc en principe nécessaire d'étudier dans le détail les diverses situations expérimentales.

Considérons tout d'abord le cas d'un cristal infini élastique et non chargé. Supposons que dans ce cristal, à l'intérieur d'une sphère dénommée inclusion, la déformation plastique " ε_p " soit homogène.

Le calcul du champ de contraintes est alors possible. Le champ de contraintes internes " σ_I " à l'extérieur de l'inclusion, de rayon " r ", décroît comme " r^{-3} ", tandis qu'à l'intérieur de l'inclusion il est constant :

$$\sigma_I = -2\beta\mu\varepsilon_p \dots\dots\dots(I.10)$$

Où " β " est un coefficient de l'ordre de 1/2.

La présence du module d'élasticité " μ " dans le second membre de l'équation (I.10) indique clairement que, même pour une très petite incompatibilité plastique, les contraintes internes sont très élevées.

Pour une inclusion ellipsoïdale, les résultats sont analogues, quoique d'expression plus lourde. Notamment, le champ de contraintes est homogène à l'intérieur de l'inclusion. Dans le cas général, le champ de contraintes varie à l'intérieur de l'inclusion. En moyenne, l'ordre de grandeur ci-dessus reste toutefois valable, sauf lorsque l'inclusion a une forme polyédrique. Dans ce cas, le champ au voisinage des arêtes présente une singularité logarithmique ou en " r^{-n} ", avec ($n < 1$) [19].

I.6.3 Critères de limite élastique

I.6.3.1 Critère de Tresca

Puisque la déformation plastique se fait par cisaillement, le critère de "Tresca", ou critère de "Tresca-Guest", considère la scission déterminée selon le cercle de Mohr. Dans le cas de contraintes planes, la condition de déformation élastique devient : $|\sigma_1 - \sigma_2| \leq R_e$.

Le graphique est un hexagone.

Dans le cas de contrainte tridimensionnelle, on a :

$$|\sigma_1 - \sigma_2| \leq R_e \quad \text{ou} \quad |\sigma_1 - \sigma_3| \leq R_e \quad \text{ou} \quad |\sigma_2 - \sigma_3| \leq R_e$$

Ou encore : $\text{Max}_{i \neq j} (\sigma_i - \sigma_j) \leq R_e$.

La surface limite est un prisme à base hexagonale dont l'axe est la trisectrice des trois axes $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ [20].

I.6.3.2 Critère de von Mises

Richard Edler von Mises (Lemberg 19 avril 1883 - Boston, 14 juillet 1953) était un savant et un ingénieur en mécanique des fluides, aérodynamique et aéronautique, ainsi qu'en statistique et en théorie des probabilités où, pour reprendre ses propres termes peu de temps avant sa mort.

Le critère dit de "von Mises" fut formulé par "Maxwell" en 1865. "Huber" (1904) la développa partiellement dans un article en polonais. Cependant, sa paternité est généralement attribuée à "von Mises" (1913). On parle aussi parfois de la théorie de "Maxwell–Huber–Hencky–von Mises", ou de critère de "Prandtl-Reuss".

Le critère de "von Mises" est un critère énergétique : l'énergie de déformation élastique s'écrit : $U = \frac{1}{2} \sigma \varepsilon$ en traction-compression

— où — $U = \frac{1}{2} \tau \gamma$ en cisaillement.

Cette énergie ne doit pas dépasser une valeur limite si l'on veut rester dans le domaine élastique. En contraintes planes, le critère de "von Mises" s'écrit :

$$\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \sigma_1 \sigma_2} \leq R_e \quad \dots\dots\dots(\text{I.11})$$

Ce qui est l'équation d'une ellipse.

Dans le cas de poutres soumises à une flexion (générant une contrainte normale maximale (σ_{\max}) et à une torsion (générant une scission maximale τ_{\max}), le critère devient (forme de "Huber") :

$$\sqrt{\sigma_{\max}^2 + 3\tau_{\max}^2} \leq R_e \quad \dots\dots\dots(\text{I.11})$$

De manière générale, l'énergie de distorsion élastique s'écrit :

$$U = \frac{J_2}{2G}$$

Où J_2 est le second invariant du déviateur du tenseur des contraintes et G est le module de cisaillement.

Le critère est alors :

$$J_2 = (1/3)R_e^2$$

Soit $(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 \leq 2R_e^2$

Ou encore $\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2} \leq R_e \dots(I.12)$

La surface limite est un cylindre dont l'axe est la trisectrice des trois axes $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$. [17]

Note: Il existe un autre critère de "von Mises" qui évalue la fragilité intrinsèque d'un matériau cristallin en fonction du nombre de modes de déformation plastique possible du cristal.

I.6.4 Contrainte de comparaison

La contrainte de comparaison, ou contrainte effective " σ_e ", est une valeur calculée à partir du tenseur des contraintes. On compare ensuite cette valeur à la limite élastique pour savoir si l'on est dans le domaine élastique ou plastique. Cela revient en fait à ramener tout problème à de la traction uniaxiale.

On définit classiquement deux contraintes effectives :

- **La contrainte de Tresca :**

$$\sigma_e = \max(|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_1 - \sigma_3|)$$

- **La contrainte de von Mises**

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}$$

La frontière entre le domaine plastique et le domaine élastique est la surface ($\sigma_e = R_e$) :

- $\sigma_e < R_e$: domaine élastique ;
- $\sigma_e > R_e$: domaine plastique. [20]

Les programmes de calcul par (éléments finis) représentent en général le champ de contrainte équivalente par une carte de couleur, le bleu correspondant à une contrainte nulle et le rouge à la contrainte équivalente maximale. On peut ainsi détecter le ou les points critiques de la pièce.

I.7 mécanisme de Durcissement

Pour augmenter les performances mécaniques du fer au voisinage de la température ambiante, il faut diminuer ses possibilités de déformation plastique : celles-ci dépendant de la mobilité des dislocations, il faudra donc installer des obstacles sur le parcours de ces dernières.

Ces obstacles pourront être :

- d'autres dislocations générées par écrouissage ou par trempe ;
- des atomes étrangers introduits en solution solide ;
- des précipités ;
- des joints de grain.

I.7.1 Durcissement par d'autres dislocations

Ce sont les forces d'interaction (attraction ou répulsion) qui freinent les dislocations mobiles. Par ailleurs, les contraintes créées par les dislocations en dehors de leur plan ainsi que les crans formés lors des croisements perturbent aussi les glissements.

Dans ces conditions, la valeur de la contrainte nécessaire pour déplacer une dislocation est globalement égale à la somme :

- d'un terme constant égal à la contrainte apte à déplacer une dislocation dans un monocristal parfait du métal ;
- d'un terme proportionnel à la racine carrée de la densité des dislocations (cette densité peut approximativement varier de 10^8 cm/cm³ dans un fer recuit à 10^{11} – 10^{12} cm/cm³ dans un fer écroui).

La courbe de traction décrit les possibilités d'un tel durcissement qui, il faut le noter, est acquis en consommant une part plus ou moins grande de la plasticité du métal de départ. Ce durcissement diminue et peut totalement disparaître à l'occasion d'un réchauffage susceptible de provoquer une restauration ou une recristallisation [21 et 22].

I.7.2 Durcissement par les éléments en solution solide

Les éléments étrangers en solution solide ayant des tailles différentes de celles des atomes de fer créent des distorsions élastiques du réseau de ce dernier et engendrent de ce fait des interactions avec les dislocations. Si les atomes en solution sont peu mobiles (soluté en substitution), une ligne de dislocation va se déformer pour rejoindre le plus grand nombre possible d'entre eux : l'effort nécessaire pour déplacer la dislocation sera augmenté pour l'arracher à cette position plus stable. Si les atomes en solution sont très mobiles (soluté en

insertion), ce sont eux qui vont diffuser vers les zones perturbées autour des dislocations, formant des nuages de Cottrell et ancrant ainsi ces dernières qui sont plus difficiles à déplacer. De nombreux auteurs ont décrit le durcissement du fer par les éléments en solution solide ; la figure I.13 donne des exemples des résultats publiés [21 et 22].

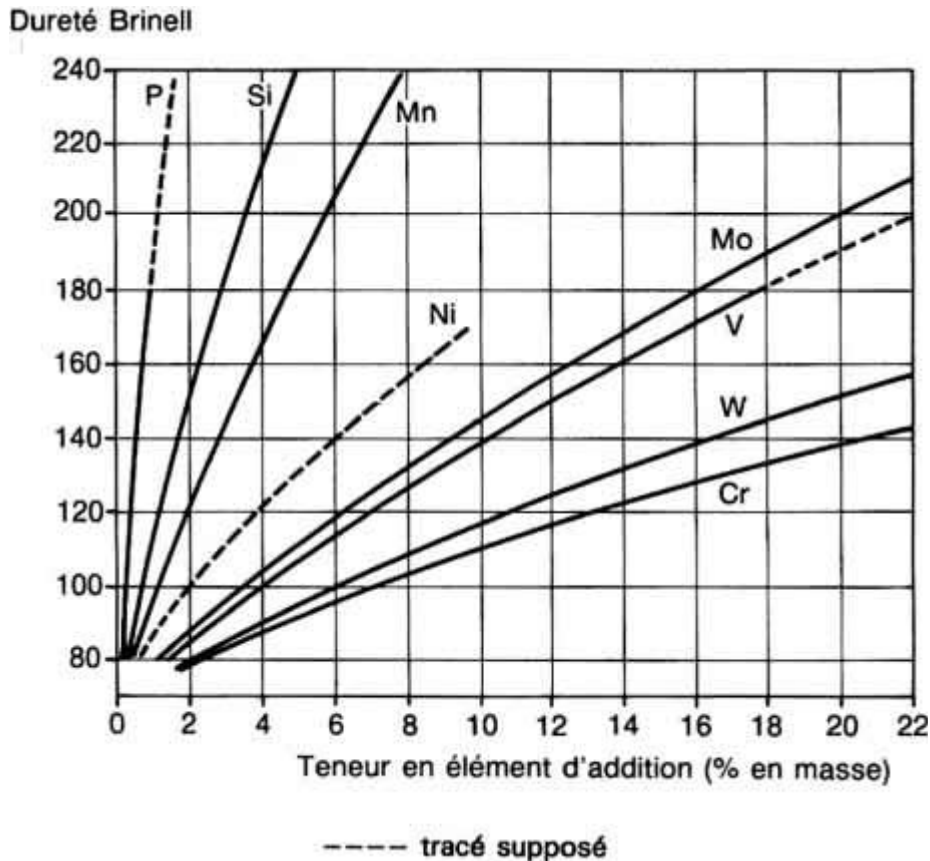


Figure I.13 Durcissement du fer par effet de solution solide [22]

I.7.3 Conclusion

Nous retiendrons en conclusion que l'augmentation des caractéristiques mécaniques de traction, en particulier de la limite d'élasticité "**Re**", passe par un freinage aussi important que possible du déplacement (glissement) des dislocations.

I.8 Traitements mécaniques de surface

I.8.1 Procédé de galetage

I.8.1.1 Qu'est-ce que le galetage ?

Le galetage est une opération de finition mettant en contact des galets en acier traité poli miroir et une pièce d'une dureté inférieure, la pression engendrée par les galets provoque une

déformation régulière sur la surface en contact. Le résultat est une finition poli miroir et une augmentation en surface de la dureté, le tout permet d'obtenir une finition largement supérieure à celle obtenue par abrasion. Une surface obtenue par galetage est plus fine, et présente une meilleure résistance à l'usure que celle obtenue par abrasion, ceci à lecture égale sur le rugosimètre. L'abrasion travaille par arrachement et, bien que l'état de surface paraisse plus fin, des aspérités subsistent. Le galetage opère par déplacement de la matière plutôt que par enlèvement. Les microscopiques "pics" laissés par l'outil coupant sont repoussés dans les "vallées" en créant une surface régulière et plus fine qu'une surface obtenue par abrasion à rugosité égale. Elle présente en plus une meilleure résistance à l'usure.

Le galetage présente plusieurs avantages [23].

I.8.1.2 Avantages principaux

- 1 - Amélioration de l'état de surface de $0.05\mu\text{m}$ à $0.1\mu\text{m}$ "Ra" soit 2 à 4 micros inches
- 2 - Meilleur contrôle de la cote jusqu'à 0.01 mm (.0005 de pouce) ou mieux
- 3 - Amélioration de la dureté en surface de 5 à 10% selon la matière
- 4 - Amélioration du temps de contact jusqu'à 300% ou mieux

I.8.1.3 Autres avantages

- Réduction de la friction
- Réduction du niveau sonore
- Amélioration de la résistance à la corrosion
- Elimination des traces et imperfections mineures
- Remplace des opérations onéreuses comme la rectification ou le rodage
- Pollution largement inférieure à celle provoquée par l'abrasion
- Production accrue à coût réduit

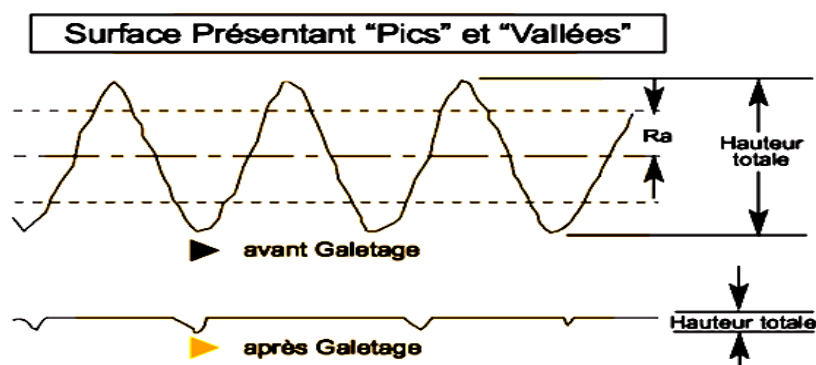


Figure I.14 : Influence du galetage sur l'état de surface [24].

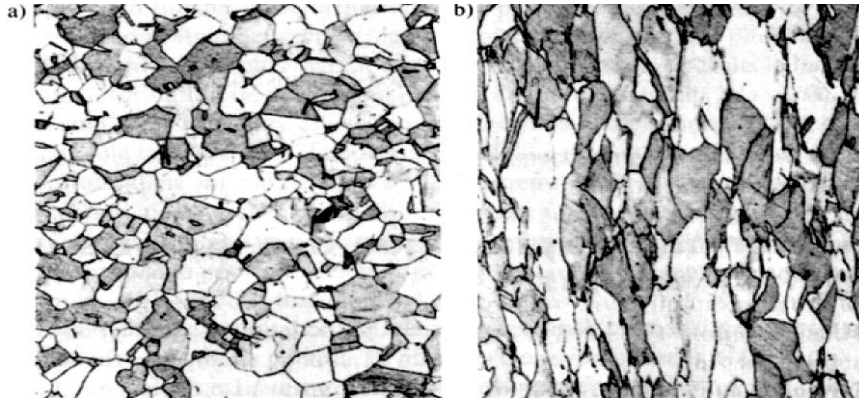


Figure I.15 : Modification structurale des grains par la plastification [24]

I.8.1.3 Principes et aspects du galetage

Par l'action de galets appliqués sous pression réglable sur une surface de révolution en rotation on obtient, non seulement l'amélioration du poli de cette surface. Mais également un serrage de la précision des cotes et un micro-fluage, se traduisant par une augmentation de la dureté superficielle due à l'écroutissage. Ces aspects du galetage sont schématisés ci-après (Figure I.16). [25]

I.8.1.4 Le galetage de surface

Il permet d'améliorer la surface du point de vue macro et micro-géométrique. Toutefois, la tolérance finale ne dépend pas de cette seule action mais en premier lieu de la valeur dimensionnelle de l'opération d'usinage de préparation (Tournage fin, rectification normale ou fine). Pour la préparation, il faut tenir compte d'une surépaisseur sur l'ébauche de 15 à 20 microns en tournage et de 2 à 4 microns en rectification. Le galetage de surface se distingue à cet égard des méthodes classiques de finition et super-finition, rectification fine, rodage, honing... lesquelles entraînent l'enlèvement d'une quantité de matière parfois infime. Le galetage de surface est donc fonction de l'approche dimensionnelle fournie par l'ébauche.

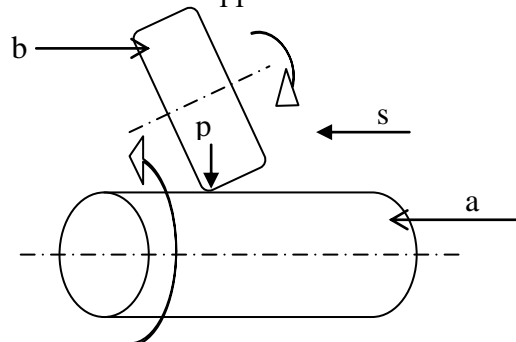


Figure I.16 : galetage de surface ou d'aspect
a. pièce - b. galet - p. pression - s. avance

I.8.1.5 Le galetage dimensionnel

Par contre le galetage dimensionnel permet d'obtenir des tolérances serrées. Toutefois, ses possibilités sont jusqu'à présent limitées à des surfaces assez restreintes, telles des portées de roulements et ceci sur des matériaux répondant à certaines normes de dureté. Dans ce cas il est admis que la qualité de surface ou d'aspect a une importance secondaire. Pour l'ébauche, la tolérance se situe entre 0,1 et 0,15 mm, le galetage dimensionnel cadre alors dans environ 0,02 mm. [26]

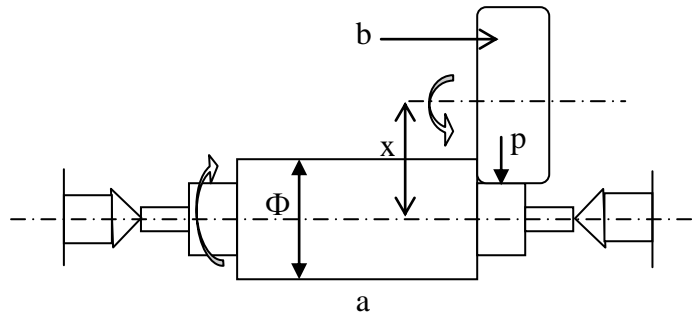


Figure I.17 : galetage dimensionnel

a : pièce – **b**: galet – **x** : écartement des axes – **Φ** : diamètre de la pièce à réaliser.

La fonte et les métaux frittés conviennent aussi parfaitement bien pour le galetage de calibrage. Cependant, du fait des flexions des outils, de l'élasticité du métal très sollicité ainsi que d'un fort dégagement de chaleur consécutif aux fortes pressions donnant des dilatations variables, il n'est pas possible en l'état actuel des réalisations de descendre à moins de 10 microns. Cette technique de galetage doit être utilisée exclusivement pour l'usinage de portée de roulements. Pour le galetage dimensionnel l'usinage de préparation peut être relativement grossier, de l'ordre de + 50/150 microns. Par galetage, cette fourchette de tolérance est resserrée à + 4/9 microns.

Il ressort de ce qui vient d'être dit que chaque cas d'application du galetage dimensionnel doit faire l'objet d'essais et de mises au point pièce par pièce.

Malgré cela, nous devons souligner qu'avec le galetage dimensionnel, il est possible de passer de la qualité de tolérance **H10** à la qualité **G5**. La profondeur de rugosité, avant le galetage, était de 75 microns, elle passe à 0,5 microns après le galetage. [26]

I.8.1.6 Le galetage de renforcement

Il augmente la résistance à la fatigue de certaines pièces ou parties de pièces mécaniques soumises à de très grands efforts (**figure I.18**). Son action peut être comparée dans une certaine mesure à celle d'un grenailage fin ou à celle d'un martelage mécanique, mais elle est d'une infiniment plus grande uniformité.

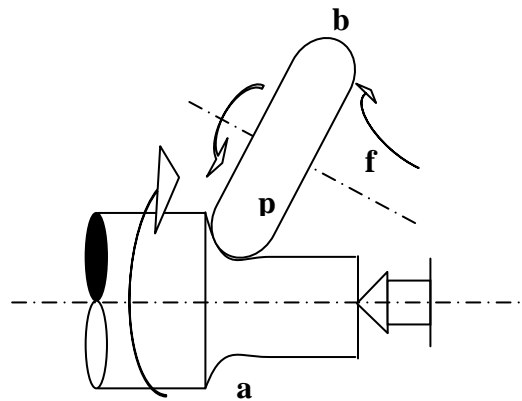


Figure I.18: Galetage de renforcement

a. pièce - b. galet – p. pression – f. avance.

Citant le cas d'un vilebrequin galeté en fonte sphéroïdale, on a pu constater une augmentation de 300 % de la résistance à la fatigue. Par le galetage il se produites de fortes tensions internes homogènes, en outre les contraintes de traction critiques en surface sont non seulement annulées par le galetage, mais sont converties en contraintes de compression favorables. La suppression des contraintes de traction est particulièrement importante avec des efforts de fatigue par flexion. La résistance à la fatigue aux efforts de torsion est due aux compressions qui se développent lors du galetage.

D'après les études les plus récentes, il se produit un champ de contrainte de compression qui s'oppose par essence aux contraintes de traction-flexion qui se présente. Par exemple en ce qui concerne le galetage de fusées d'essieux de camions (**figure I.19**) la portée de roulement cylindrique est galetée avec une faible pression de galetage.

Par contre, dans la zone des congés soumise au maximum d'efforts, la pression du galetage est augmentée par l'action d'une came pour favoriser une meilleure résistance aux efforts de fatigue par flexion.

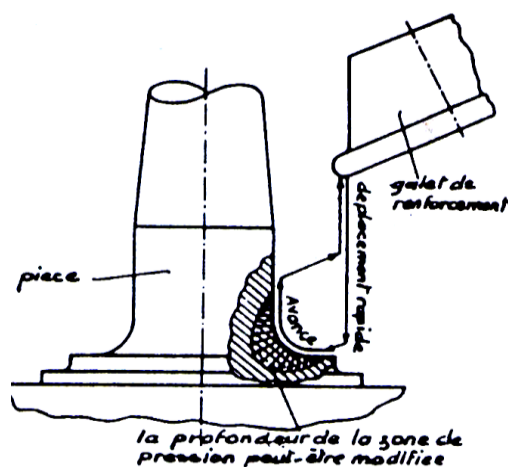


Figure I.19 : Galetage de fusées d'essieux de camions [26]

Nous constatons ainsi que sur la pièce en question, nous devons appliquer successivement le galetage de surface et le galetage de renforcement suivant les emplacements, portée de roulement congé de raccordement, chanfrein et portée d'étanchéité. Les différentes forces de pression requises sont appliquées automatiquement sur les machines standard et spéciales "Hegenscheidt" par un système de présélection programmé par fiches. [26]

I.8.2 Influence du galetage sur la microstructure

En galetage, il se produit des précontraintes de compression se situant au voisinage de la limite d'élasticité. Ces précontraintes, rigoureusement réparties, ont une influence particulièrement favorable sur l'endurance du matériau dans les zones soumises à des contraintes ou fatigues sévères. Dans certaines de ces zones supportant des charges importantes, telles que des gorges circulaires comportant des raccordements avec diminution de section, le galetage apporte une très grosse amélioration en ce qui concerne l'endurance à la fatigue sous des charges alternées de fréquence variable.

Pour entrer dans le détail des différentes méthodes de galetage et de leur application en fabrication, il importe de faire un rappel des qualités de surface obtenues par l'usinage classique. Le diagramme d'une surface usinée par outil travaillant par enlèvement de copeaux révèle une alternance de saillies et de creux plus ou moins accentués suivant la qualité de l'usinage. La pièce représentée par la micrographie transversale (**figure I.20**) a été tournée avec une avance de 0,3 mm. Nous observons sur cette coupe la disposition normale des cristaux ferritiques et perlitiques.



Figure I.20 : Microstructure d'une pièce tournée avec une avance de 0,3 mm



Figure I.21 : Microstructure d'une pièce galetée

Les figures (I.20) (I.21) montrent qu'après le galetage de surface et sous la pression des galets, les saillies superficielles du métal sont réparties dans les creux et les remplissent.

C'est ce nivellement qui donne au métal une surface de haute qualité, il s'est produit un allongement du grain dû à l'érouissage et nous constatons que les cristaux ferritiques et perlitiques sont orientés dans le sens du galetage

Les premiers essais effectués dans cette voie ont été importants pour la mise au point des machines et outils à galeter.

Antérieurement, il était connu que le polissage par pression à l'aide d'une bague d'acier traitée ou même d'une bille améliorerait sensiblement l'aspect de la peau d'une pièce tournée. Toutefois, du fait du mouvement va-et-vient et d'une trop grande pression exercée sur la pièce des composantes de cisaillement se répercutaient sous la surface détachant la couche périphérique du cœur du métal. Ces défauts étaient communément désignés par erreur « saillies d'usinage retourné ». Contrairement à cette pratique, le galetage est réalisé en un seul passage donnant la qualité de surface désirée.

Le galet travaillant en enfilade est légèrement incliné par rapport à l'axe de la pièce, pressé sur la pièce, son empreinte montre sur celle-ci une marque analogue à celle d'une goutte d'eau. Maintenu constamment incliné dans le sens de l'avance. Le galet présente trois zones : zone d'entrée, zone de déformation plastique, zone de polissage. Cette disposition inclinée du galet suivant un angle déterminé a fait l'objet du brevet de base du procédé de galetage "Hegenscheidt", lequel permet la réalisation de surfaces irréprochables.

Si l'on utilise des galets convexes et des billes et même des outils de galetage incorrectement réglés, il subsiste toujours des empreintes d'avance ou d'écoulement de matière. Seule une

inclinaison correcte des outils permet de travailler avec des avances atteignant (5mm/t) assurant une très grande rentabilité de la méthode.

Le nivellement des gorges d'usinage correspond sensiblement à la moitié de la valeur de la profondeur de la rugosité. Chiffrée par rapport au diamètre de la pièce, cette valeur diminue d'une quantité correspondant sensiblement à celle d'une profondeur de rugosité. Théorie qui a été confirmée par de nombreux essais. [26]

I.8.3 La pression du galetage

I.8.3.1 Influence de la pression du galet sur L'état de surface

Nous avons mentionné le fait que l'on pouvait exercer sur les galets des pressions variables. En utilisant des pressions de galetage différentes, lesquelles sont en principe produites hydrauliquement sur les machines "Hegenscheidt", il est possible d'obtenir un poli plus ou moins poussé des surfaces galetées.

Etant donné que le galetage aplatit les saillies résultant de l'usinage, ce fait augmente la capacité de charge des surfaces usinées par enlèvement de copeaux (Figure I.22). [26]

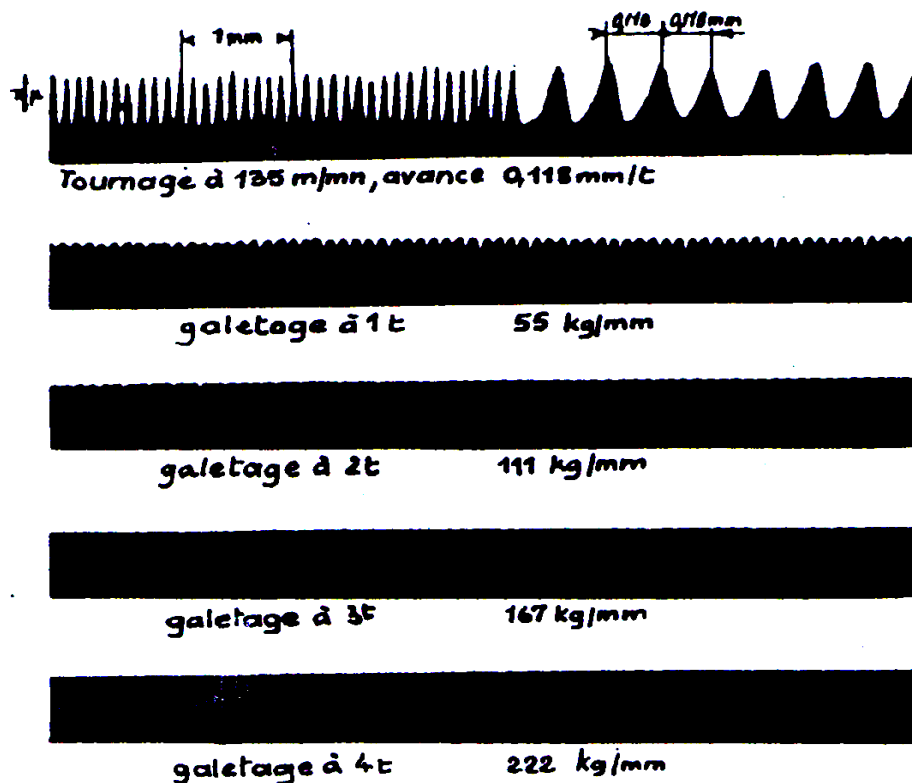


Figure I.22 : Influence De la pression du galet Sur L'état de surface

I.8.3.2 États de surface

Etant donné que le galetage aplatit les saillies résultant de l'usinage, il en résulte d'une capacité de charge améliorée. Cependant, les surfaces galetées conservent des creux résiduels de l'ordre de 1 à 3 microns ont un plus faible coefficient de frottement et permettent une garde de lubrifiant favorable, assurant ainsi une plus grande résistance à l'usure. Ce fait convient d'être souligné car du point de vue des frais de fabrication dans le pré-usinage par copeaux, ceux-ci augmentent rapidement avec une rugosité décroissante.

Grâce au galetage, on économise non seulement de frais de fabrication par des temps d'usinage plus courts, mais des frais d'outils ou de meules pour la préparation des pièces.

I.8.3.3 Calcul de la pression de galetage de surface

Après de nombreux essais et mesures, la formule suivante a été établie et sert de base au calcul :

$$P = K \times L \times D \dots \dots \dots (I.13)$$

P : est la pression à appliquer sur le galet de travail.

K : est une force de pression de galetage de base ou spécifique exprimée en Kg/mm² et dépendant du matériau.

L : est la longueur des surfaces de contact galet-pièce

D : est le diamètre moyen et est déterminé à l'aide des diamètres du galet (**d**₁) et de la pièce (**d**₂) par la formule :

$$D = \frac{d_1 \times d_2}{d_1 + d_2}$$

(Des diagrammes de pression à appliquer sur les galets sont fournis aux usagers par le constructeur).

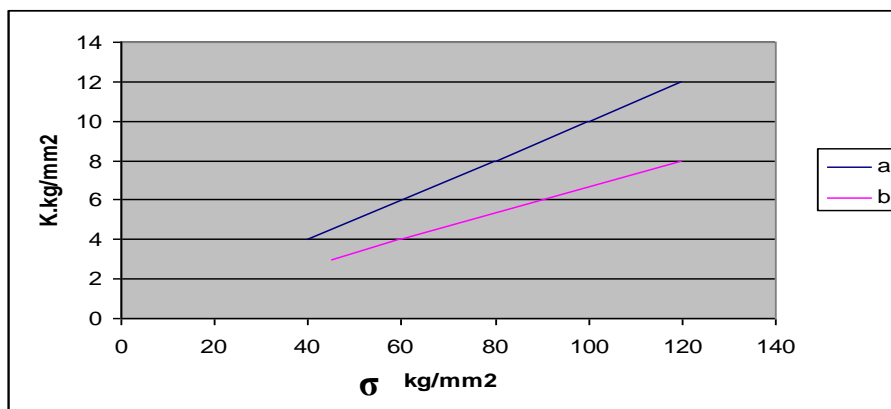


Figure I.23: évaluation de **K** (force spécifique) en fonction de **sigma_B** (résistance à la traction) **a:** galetage en plongée. **b:** galetage avec avance. **K:** force de pression. **sigma_B:** résistance à la traction.

I.8.4 Aptitude des matériaux au galetage

Tous les métaux ou aciers de construction peuvent être galetés à condition d'être plastiquement déformables. Parmi leurs caractéristiques mécaniques, la valeur du coefficient d'allongement à la rupture est le meilleur indice pour déterminer l'aptitude au galetage d'un métal. Les métaux ayant un faible allongement à la rupture (6%) ont une mauvaise aptitude à la déformation plastique. Cependant, la fonte est à exclure de cette contre-indication au galetage. Signalons que l'exécution du galetage de surface et de renforcement est possible sur des aciers traités à 45 μ Rc (environ 150 K mm²) et des matériaux à haute résistance jusqu'à 200 K/mm². Il est aussi possible d'éviter la cémentation étant donné que l'écaillage dû au galetage augmente considérablement la dureté superficielle du métal. Ainsi l'augmentation de dureté d'un acier à 0,45% de carbone atteint 35 % en surface en on retrouve la dureté initiale à 3,5mm de la surface. Rappelons que l'écaillage dépend de la composition et de nature du métal. Principalement de sa teneur en carbone. L'étirage et le tréfilage en fournissent l'illustration classique.

A la suite d'essais très poussés, il a été constaté dans de nombreux cas que la dureté superficielle ne joue pas un rôle déterminant dans la résistance à l'usure. Par contre, le pourcentage de capacité portante d'une surface galetée a une importance plus grande que ce qui est admis généralement. A l'appui de cette remarque, nous rapporterons les résultats d'essais effectués par une grande firme d'automobiles sur le comportement à l'usure de pièces galetées et ceci du fait de leur état de surface amélioré. Cet essai portait sur un arbre de direction trempé et rectifié et sur un arbre non traité galeté. Après un parcours de 130 000 km, l'usure constatée a été environ 10 fois supérieure sur l'arbre trempé et rectifié que sur l'arbre galeté. Sur l'arbre traité à 55 RC l'usure était de 10 μ m et l'usure de sa douille de 90 microns, sur l'arbre galeté l'usure relevée était de 3,5 μ m et de 10 μ m sur sa douille. Exemple montrant l'importance que peut prendre la capacité portante résultant du galetage [26].

I.8.5 Le Brunissage

Le brunissage par diamant est un procédé de galetage par une bille, il se base sur la déformation élasto-plastique de la couche superficielle de la pièce traitée.

La déformation élasto-plastique a lieu dans la condition où l'effort de compression du contact entre le diamant et la surface traitée atteint la limite d'élasticité du matériau. Le dispositif portant la pointe en diamant (**figure I.24**) est approché de la surface à usiner jusqu'à la création de l'effort du brunissage "**Py**".

L'efficacité du brunissage par diamant dépend de plusieurs facteurs y compris :

- Propriété physico-mécanique de la matière à usiner.
- Régimes d'usinage.
- Propriété de friction de paire "outil-pièce".
- Forme de la partie active de l'outil, etc.

La pointe en diamant se déplace (avec l'avance f) parallèlement à l'axe de rotation de la pièce, qui tourne avec la vitesse " V_c ". [24]

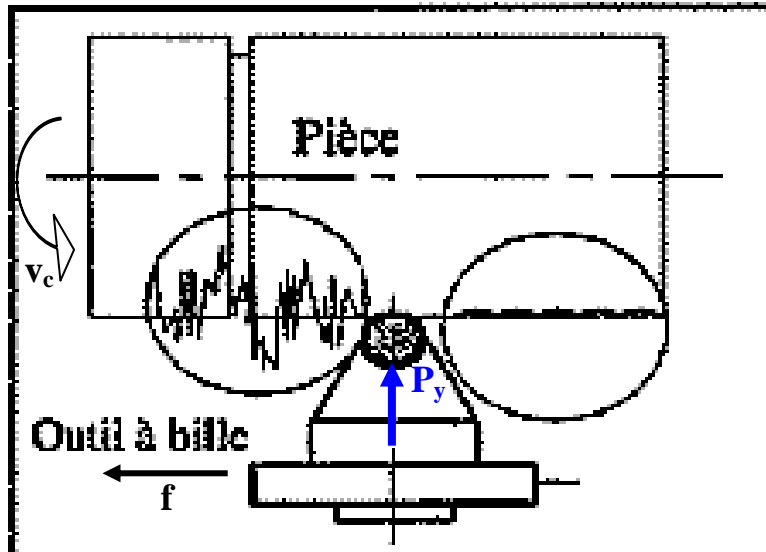


Figure I.24: Le brunissage par diamant [24]

La majorité de matières de construction actuelles (acier en carbone, alliage non ferreux, alliage résistant à chaud e.t.c) peuvent être aisément traitées par le brunissage. La haute dureté et le petit rayon de la partie active du diamant donne la possibilité de traiter chaque matière non trempée, (aussi bien les matières trempées jusqu'à "HRC" 60 à 65.

La forme de la partie active du diamant est plus souvent sphérique, mais dans certains cas, on utilise la forme cylindrique, conique ou torique.

Le brunissage par diamant assure la rugosité de la surface $R_z = 0,2$ à $0,32 \mu\text{m}$. Les sommets des aspérités après l'usinage sont arrondis. Cette forme des sommets des aspérités augmente considérablement la surface portante, la fiabilité, de l'ajustement et diminue la concentration des contraintes. Lors de la déformation de la couche superficielle, les couches inférieures s'opposent à la déformation aux couches supérieures et les soumettent à des contraintes de compression qui renforcent le métal des couches déformées de la pièce.

Sur la figure (I.25) sont montrés des exemples d'outils de galetage et de brunissage.

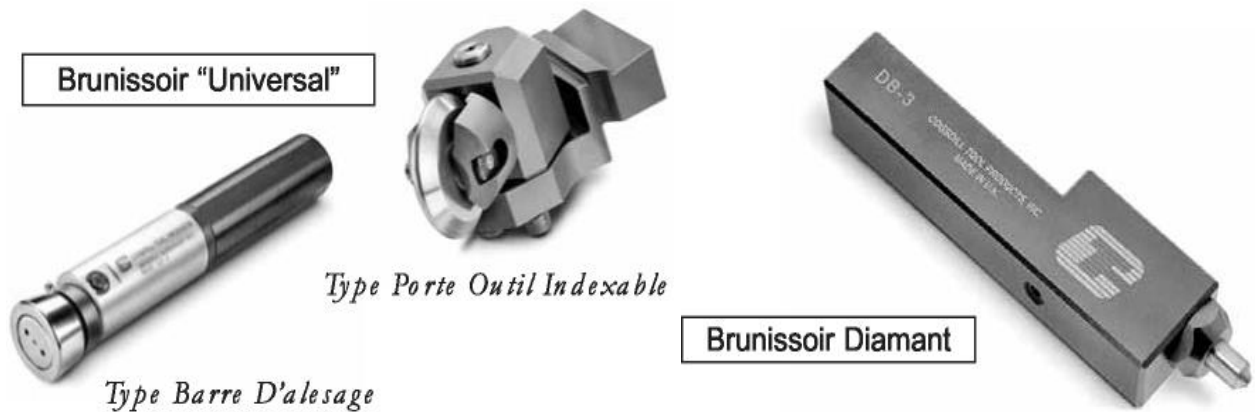


Figure I .25: outils de galetage, brunissage [24]

I.8.5.1 Brunissage par diamant

La grande dureté et le faible rayon de la partie active du diamant offrent la possibilité de traiter les pièces métalliques dures ayant même subies une trempe (dureté HRC de 50 à 60), et sur les métaux plastiquement déformables (pour les aciers : $R < 130 \text{ daN/mm}^2$, $A=6\%$) [27].

La forme de la partie active de l'outil la plus souvent utilisée est sphérique (bille de rayon 0.8 à 5 mm), mais dans certains cas, elle peut être cylindrique, conique et parfois torique. (Figure I.26)

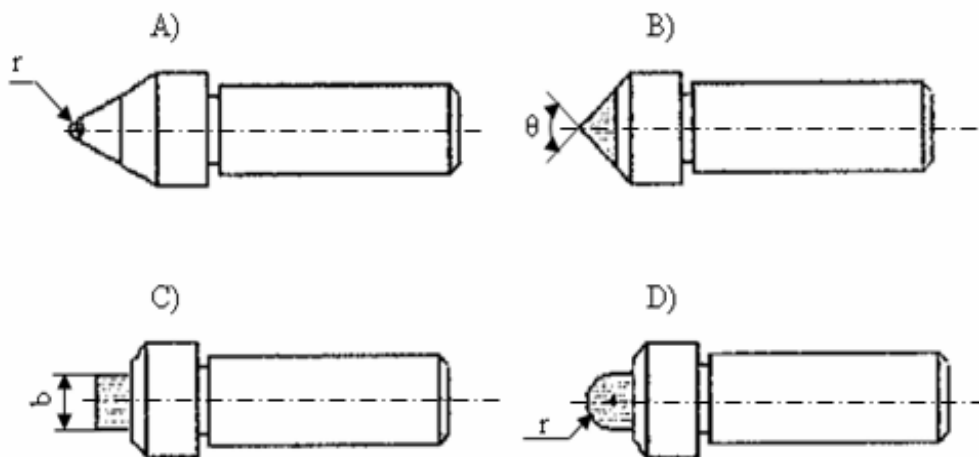


Figure I.26: Différentes formes de brunissoirs
A) sphérique ; B) conique ; C) cylindrique plate ; D) cylindrique bombé

Les sommets des aspérités réalisées après traitement sont arrondis. Cette forme augmente considérablement la surface portante, la fiabilité de l'ajustement et diminue la concentration des contraintes [28].

I.8.6 Paramètres de traitement

Généralement, on procède à une opération de traitement mécanique de surface en vue d'améliorer les aptitudes en service des pièces mécaniques, tant sur le plan résistance pendant le fonctionnement (tenue à la fatigue, résistance à l'usure, résistance à la corrosion ...), que sur la qualité de l'état de finition des couches superficielles du produit [29 et 30]. L'efficacité du traitement dépend de plusieurs paramètres [31], en l'occurrence :

- La force appliquée,
- La géométrie et les dimensions de l'outil,
- La rugosité de la surface antérieure,
- La nature du matériau à traiter,
- Les caractéristiques mécaniques de l'outil (dureté et le module du Young),
- L'avance par rapport à la pièce,
- La géométrie et les dimensions de la pièce,
- Le nombre d'outils,
- Les contraintes résiduelles antérieures.

I.8.6.1 Effets du traitement mécanique

D'après plusieurs travaux [32-36], les paramètres mentionnés précédemment ont une influence sur l'état de la couche réalisée par le traitement. Les effets de brunissage se traduisent par une amélioration de certaines caractéristiques telles que :

- La qualité de l'état de surface obtenue,
- Le durcissement de la couche superficielle (pour les matériaux écrouissables),
- Les contraintes résiduelles,
- La limite de fatigue,
- La résistance à l'usure...

I.8.6.2 Durcissement de la couche superficielle

Les résultats présentés par M.Lemercier [37], et les essais réalisés sur un acier à 0.45% de Carbone, mettent en évidence une augmentation de la dureté des couches déformées, de l'ordre de 35% en surface.

Conformément aux travaux de D.D Papshev [38] (figure I.30) et N.G. Gerasimova [39], le brunissage au diamant provoque plus de durcissement de la couche superficielle. Ce résultat a été aussi confirmé par « TORBILO V. M ». [38], « ODINTSOV L. G ». [41 et 42]. Ce

phénomène est favorisé par l'intensité de déformation, la nature du diamant brunisseur ainsi que sa localisation au sein d'un volume réduit. [43].

I.8.6.3 Influence des paramètres de traitement

La profondeur de la couche durcie varie selon l'intensité du durcissement de la couche traitée des pièces, elle peut atteindre plusieurs dizaines de mm comme présenté dans la figure I.27. Elle est généralement plus importante dans le cas du brunissage au rouleau avec de grands efforts (galetage) [43].

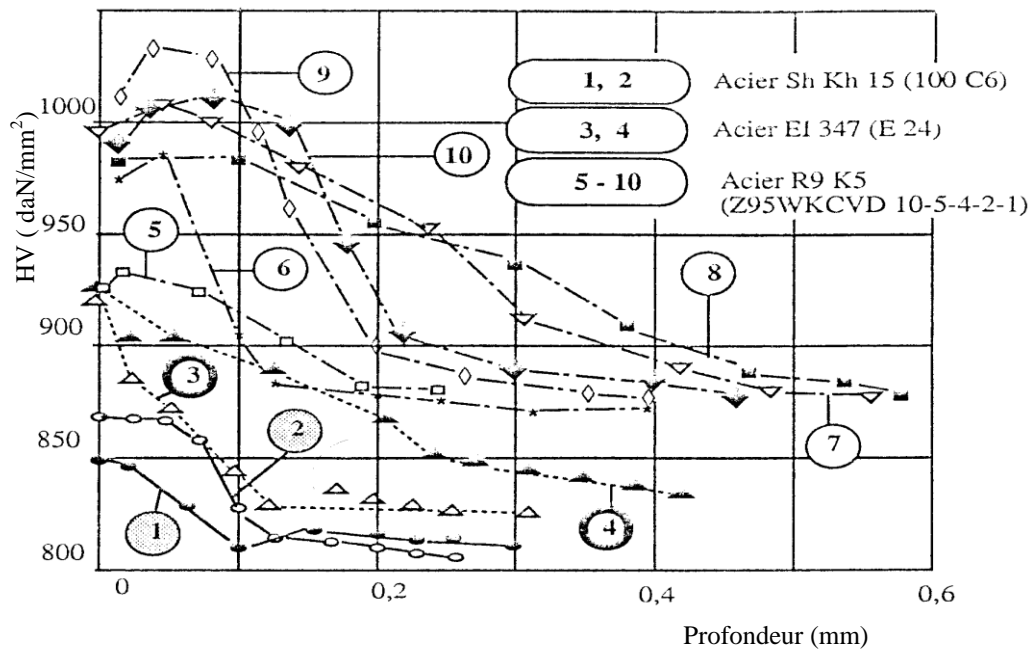


Figure I.27 : Distribution de la dureté à travers les couches de matériaux [38]

- Brunissage à la bille (1) : $F = 20$ daN, (4) : 30, (5) : 50, (7) : 150, (8) : 200
- Brunissage au diamant avec $r = 2$ mm (2,6) : $F = 5$ daN, (3) : 10, (9) : 20, (10) : 30

Dans Leurs investigations sur plusieurs matériaux, "M.H.El-Axir", "M.M.El-Khabeery" [36] ont montré que les paramètres de brunissage ont une influence significative sur la microdureté de la surface traitée. Les travaux de I.V.KURRYAVTSEV [44], par brunissage au diamant sur l'acier CK60K+N Cf (figure I.28), ont révélé que la dureté superficielle augmente avec la force de brunissage.

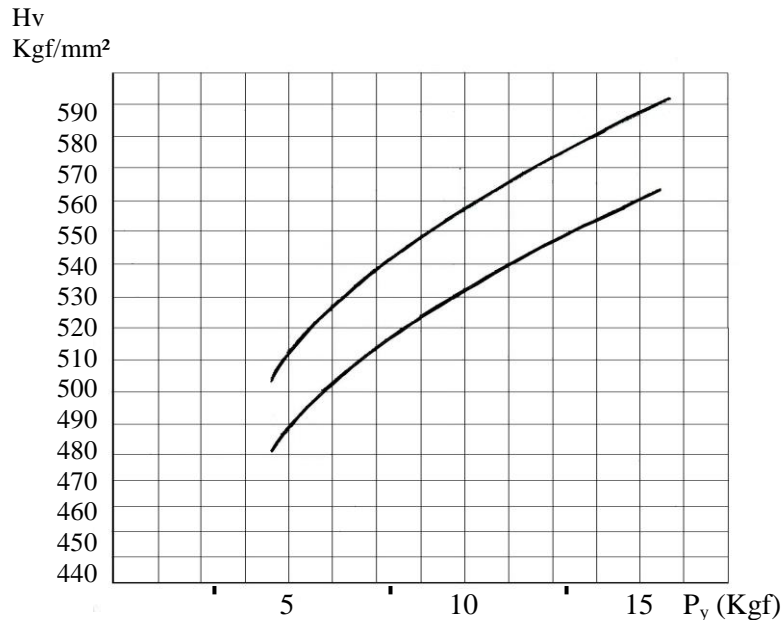


Figure I.28 : Influence de la force de brunissage ‘ P_y ’ sur la dureté superficielle « H_v », acier CK60K+N [45]

Le durcissement est favorisé par le rayon de pointe le plus faible, qui en prenant contact avec une petite portion de surface assure une déformation plus importante.

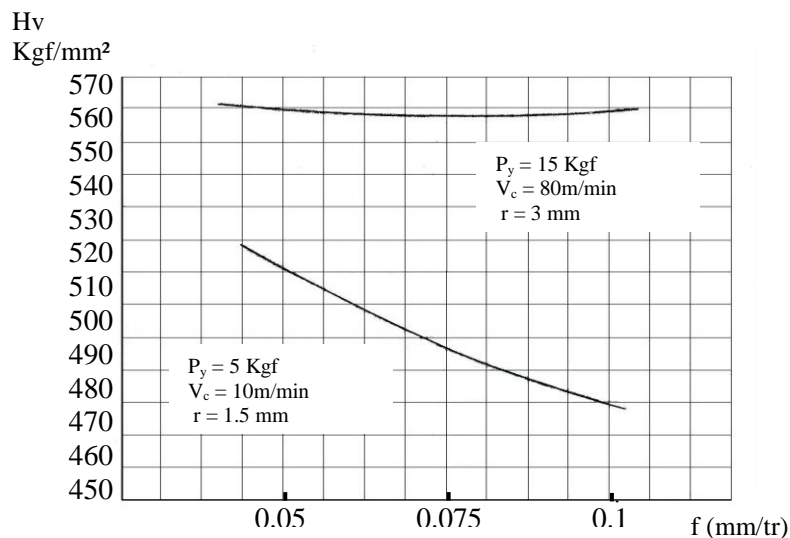


Figure I.29 : Influence de l’avance de brunissage ‘ f ’ sur la dureté superficielle « H_v », acier CK60K+N [45]

Les mêmes essais ont par ailleurs montré que les vitesses d’avances élevées n’accordent pas l’amélioration de la dureté superficielle (**figure I.29**).

Il en est de même lorsque les vitesses de brunissage augmentent (**figure I.30**), la vitesse de brunissage n’influe pas tellement sur le durcissement de la couche superficielle.

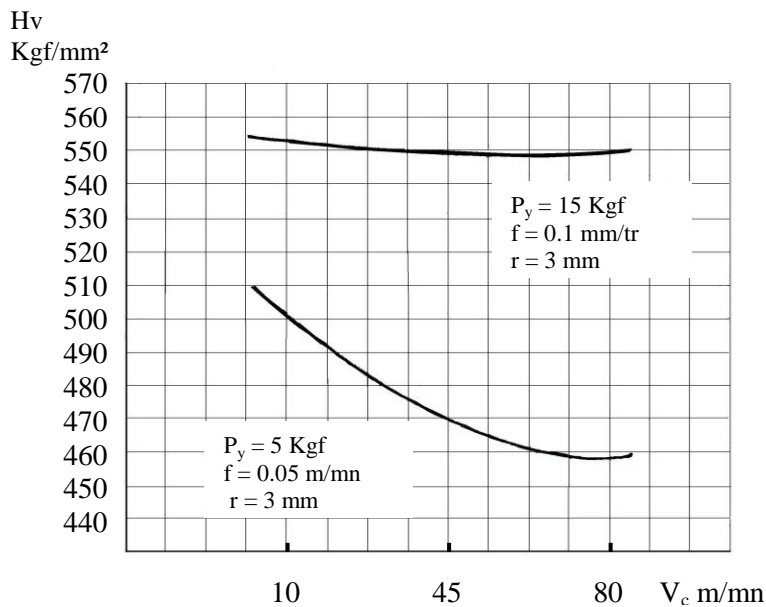


Figure I.30 : Influence de la vitesse de coupe « V_c » Sur la dureté superficielle « H_v », acier CK60K+N [45]

I.9 Conclusion

Le traitement mécanique de surface par écrouissage permet de nettoyer les pièces traitées, d'atténuer les rayures et les pics, d'obtenir un durcissement de la surface et de donner un éclat exceptionnel à cette dernière. Lors du TMS, il n'y a pas d'enlèvement de métal, mais un écrasement des couches superficielles, ce qui les rend plus dures, plus résistantes aux rayures et aussi moins perméable à l'air ambiant, donc moins sensibles à l'oxydation. La durée de vie des pièces traitées est considérablement accrue étant donné qu'une surface plus dure résiste mieux à l'usure et à l'oxydation. Le procédé de brunissage s'applique pour les métaux ductiles, il s'appuie sur leurs propriétés élasto-plastiques en produisant dans le métal des dislocations qui ont pour effet un écrouissage de la surface. Un brunissage irréprochable suppose des billes de qualité et des régimes de traitement bien adaptés. Une modélisation de ce procédé permet de comprendre les phénomènes mis en jeu lors du passage d'une bille sur une surface, et de simuler l'influence des paramètres de traitement ainsi que l'interaction entre eux, ce qui va être développé dans le prochain chapitre.

CHAPITRE II

**Traitement par Brunissage –
Expérimentation et Etude
paramétrique**

II.1 Introduction

Le succès du procédé de finition par déformation plastique superficielle, ne peut être atteint que par le choix adéquat des paramètres de traitement mis en jeu et leur optimisation. Les paramètres examinés dans cette recherche sont en particulier : la charge appliquée, la fréquence de rotation, l'avance, le nombre de passe, les caractéristiques du matériau, l'état de surface initial, et le rayon de la bille, par rapport aux réponses recherchées, en l'occurrence, la rugosité et la dureté superficielle. Pour pouvoir déterminer l'effet de ces paramètres et leurs interactions, des modèles basés sur les plans d'expérience ont été réalisés, en s'appuyant sur une étude expérimentale.

II.2. Modélisation du procédé de brunissage

II.2.1 Définition et principe

Sous la pression des métaux durs, des alliages durs ou diamant, de l'outil (bille, galet, pointe sphérique), les microreliefs de la surface à traiter se déforment plastiquement, et se compriment en formant un nouveau microrelief avec plus de régularité (**figure II .1**).

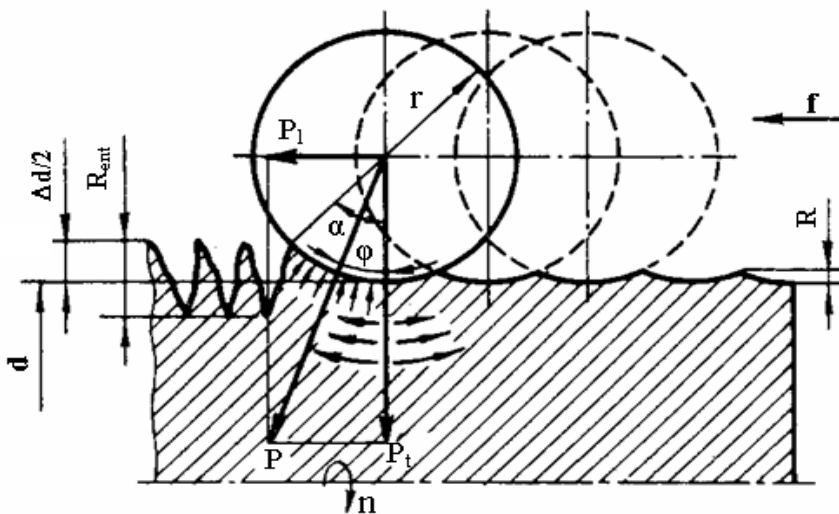


Figure II.1 : Déformation des irrégularités de surface lors d'un traitement par bille [46]

- R** : rayon de la bille
- D** : diamètre de la pièce
- Δd** : déformation restante
- R_{ent}** : hauteur de rugosité de la surface de départ
- R** : hauteur de rugosité après Repassage
- P_l** : pression longitudinale
- P_t** : pression transversale

La couche superficielle s'écoule sous l'influence de la force de pression développée par la bille, par conséquent les parties en saillies se déplacent vers les creux, la hauteur des irrégularités d'entrée « R_{ent} » diminue. Le métal à partir des creux est pressé vers le haut, un nouveau relief apparaît avec des hauteurs « R » accompagné de pas qui sont conditionnés par les régimes de traitement.

Tout procédé de fabrication et de mise en forme (usinage, traitement thermique...), induit dans une pièce mécanique des contraintes résiduelles. Ces contraintes vont s'ajouter à la sollicitation de service en modifiant la répartition des contraintes, notamment dans les couches superficielles, où s'amorcent généralement les fissures de fatigue. La contrainte réelle (totale) à laquelle sera soumise la pièce sera caractérisée par le tenseur total :

$$\sigma_T = \sigma_S \pm \sigma_R \dots\dots\dots(II.1)$$

Où :

σ_T : Contrainte totale

σ_S : Contrainte de service

σ_R : Contrainte résiduelle induite par le procédé

Il a été montré dans plusieurs travaux [47-49] que les contraintes résiduelles de compression prennent naissance en surface suite à l'écrasement du métal. Ces contraintes s'opposent à la contrainte de service, le matériau sera alors déchargé du fait qu'il est soumis à une contrainte totale tel que :

$$\sigma_T = \sigma_S - \sigma_R < \sigma_S \dots\dots\dots(II.2)$$

Par conséquent l'état de compression des couches superficielles retarde l'apparition et/ou la propagation des fissures éventuelles [48], d'où on remarque une augmentation de la résistance des pièces en service.

II.2.2 Analyse du procédé

La figure (II.2) représente une coupe schématique selon la ligne de contact (bille-surface) présentant l'action réciproque de l'élément déformant (cas de la bille) avec la surface, en cours de traitement. Sur la bille agissent les forces P_1 et P_2 , la force P_1 représente l'effort de pression normal sur la surface à traiter, l'effort P_2 assure le déplacement de la bille par rapport à la surface à traiter dans le sens de l'avance "f". Comme la dureté de la bille est toujours considérablement élevée comparativement à celle du matériau à traiter, sa déformation est négligée. Devant de faibles valeurs de P_1 et P_2 , on constate seulement une déformation élastique qui ne peut être considérée comme déformation plastique. Etant donné que les efforts agissant sur la surface de contact "F" de la sphère (bille avec l'ébauche) peuvent être

considérés continus mais non uniformément réparties. Cependant, les contraintes engendrées, ne seront pas identiques dans les limites (bords) de la surface de contact définies par l'angle de contact " α " (**figure II .2**).

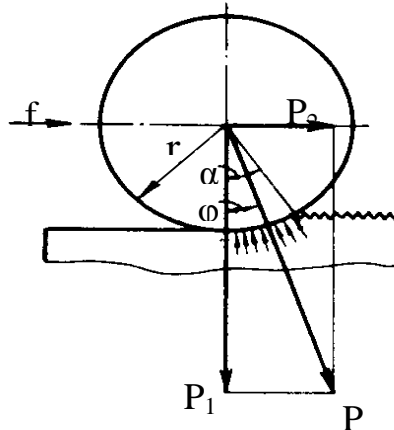


Figure II .2: Schéma de l'action réciproque de l'élément

- r** : rayon de la bille
- f** : avance longitudinale
- P₂** : effort d'avance,
- P₁** : effort radial,
- P** : résultante

Les projections de la résultante "P" dans les directions des efforts "P₁" et "P₂" sont données par les expressions ci-dessous, avec "F" (surface de contact)

$$P_1 = \int_0^{\alpha} \sigma \cos \alpha \, dF \quad \dots\dots\dots \text{(II.3)}$$

$$P_2 = \int_0^{\alpha} \sigma \sin \alpha \, dF \quad \dots\dots\dots \text{(II.4)}$$

$$\frac{P_2}{P_1} = \frac{\int_0^{\alpha} \sigma \sin \alpha \, dF}{\int_0^{\alpha} \sigma \cos \alpha \, dF} \quad \dots\dots\dots \text{(II.5)}$$

Dans ces expressions, l'intégration de l'élément "dF" s'exprime en fonction de la dimension de la bille "r" et l'angle élémentaire "dα". Seulement, l'intégration des expressions (II.3) et (II.4) est impossible car le caractère de distribution de la contrainte "σ" est inconnu dans les limites de la surface de contact "F". Les difficultés particulières dans la détermination du caractère de distribution "σ" sont conditionnées par la complexité du processus de

déformation plastique des microreliefs de la surface et en tenant compte de leur durcissement. Toutefois, Il est possible de tirer certaines conclusions pour des solutions pratiques. [50]

De l'expression (II.5), on peut en déduire que, pour un angle de contact " α " réduit caractérisant plusieurs cas de traitement de finition par déformation, la grandeur $\frac{P_2}{P_1}$ est faible ($\sin(\alpha) \rightarrow 0$ et $\cos(\alpha) \rightarrow 1$). Du même, on peut en déduire que la résultante "P" est déviée de la direction d'action de l'effort "P₁" suivant un angle " φ " avec :

$$tg(\varphi) = \frac{P_2}{P_1} \dots\dots\dots(II.6)$$

La résultante "P" passe par le centre de la bille dans les limites de l'angle " α ", $\varphi \in [0, \alpha]$.

Dans le cas extrême, lorsque " φ " est proche de "0", de l'expression (II.6) nous obtenons ($P_2 \approx 0$), ce qui correspond au schéma de traitement avec avance transversale, c'est le cas du traitement de renforcement par galet ou par bille. L'absence dans ce cas des déformations par glissement suivant l'axe de direction, participe à la création des meilleures conditions de déformations plastiques permettant d'atteindre un degré supérieur de polissage (glaçage de la surface). Exemples : cas du calibrage des gorges des arbres étagés, des surfaces sphériques (logements de billes), des surfaces coniques de goujons, goupilles, ...).

Dans l'autre cas extrême où ($\varphi \rightarrow \alpha$), le rapport p_2/p_1 est significatif. Pour atteindre un niveau élevé de polissage lors du traitement avec avance longitudinale, il est nécessaire d'avoir un rapport p_2/p_1 minimal. Cette condition s'obtient par une bille de grand diamètre ou galet de rayon de sphère important et avec de faibles avances.

La rugosité des surfaces obtenue par ces traitements (en particulier par brunissage à la bille et au galet) diffère de celle réalisée par usinage (à l'outil ou à l'abrasif). La rugosité transversale, mesurée dans la direction perpendiculaire à la direction du traitement (sens de l'avance) est nettement inférieure à celle obtenue par usinage. Les principaux facteurs qui déterminent la rugosité transversale sont liés à la forme géométrique et la dimension des éléments déformant, ainsi que la valeur de l'avance.

Lors de la déformation, les couches internes du métal s'opposent à la déformation de celles externes et les soumettent à des contraintes de compression qui renforcent les couches déformées du métal. Après la plastification et le déchargement du métal, la surface se trouve en compression. La contrainte de compression est maximale au centre de l'empreinte puis décroît au niveau des bords de celle-ci. Ce type d'empreinte est multiplié par l'action du mouvement d'avance de l'outil. [50]

II.3 Modèle expérimental

II.3.1 Objectif

L'étude est réalisée sur des barres (43x300) en acier XC48 et d'alliage d'aluminium A60, matériaux dont les propriétés permettent de réaliser des essais de traitement mécanique de surface par brunissage.

La pression de déformation ou pression du contact dépend des paramètres physico-mécaniques des matériaux (limite de rupture, limite de plasticité...) et varie dans les valeurs limites de (500 à 4000N/mm²) [51].

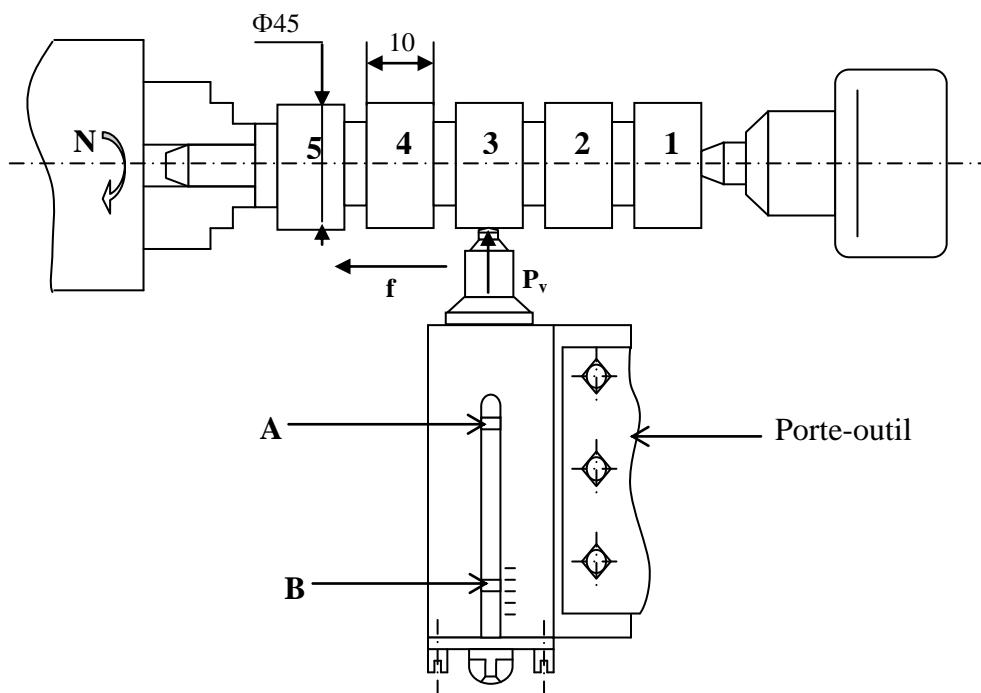


Figure : II .3: Représentation de l'essai expérimental de brunissage [51]

Où P_y : effort de brunissage (N).

f : avance (mm/tr).

II.3.2 Construction du dispositif

Le corps du dispositif (3) est fixé sur le porte-outil d'un parallèle et serré à l'aide des boulons.

Le grain du diamant utilisé pour le brunissage est brasé avec le porte-outil (1), qui est installé et serré dans le mandrin spécial (2), qui se déplace dans le manchon guide (4).

L'effort de brunissage est assuré à l'aide du ressort (5) qui est installé entre le mandrin (2) et

l'appui mobile (6), le réglage de l'effort " P_y " est effectué à l'aide du boulon de réglage (7) qui s'appuie sur le plateau (8). L'étalonnage du dispositif de brunissage s'effectue par l'application de la charge déterminée sur la pointe en diamant et par la construction de la position réciproque des indications (A) et (B) correspondants. (Figure II.4) [51].

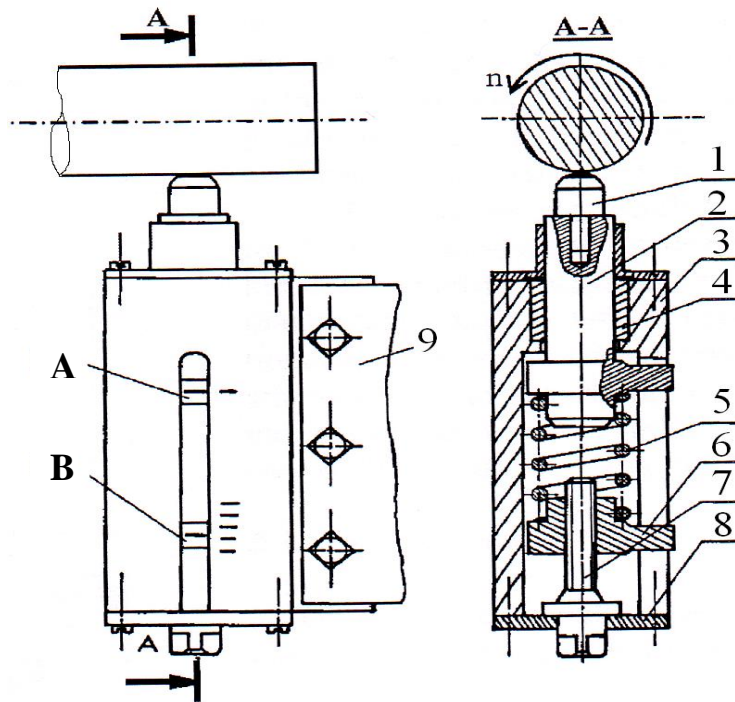


Figure II.4 : Outil (dispositif) de brunissage

1- Outil à pointe en diamant sphérique de rayon « r », 2- Mandrin support ,3- Corps
4- Manchon guide, 5- Ressort, 6- Butée mobile, 7- Vis de réglage de l'effort « P_y »
8- Plateau, 9- Tourelle porte outil du tour, A et B- Indicateurs de réglage de l'effort.

II.4 Démarche et choix des plans d'expériences

II.4.1 Intérêts des plans d'expériences

Les plans d'expériences s'inscrivent dans une démarche générale d'amélioration de la qualité. Le succès de la démarche originale des plans d'expériences réside dans la possibilité d'interprétation des résultats expérimentaux avec un effort minimal. Sur le plan expérimental : la minimisation du nombre nécessaire d'expériences permet un gain de temps et une réduction du coût financier.

II.4.2 Rôle du plan d'expériences

Quand on est confrontés à un problème technique complexe, de multiples paramètres sont susceptibles d'influer sur la performance du système étudié. La performance qu'on cherche à améliorer est caractérisée par une ou plusieurs réponses.

Une série d'essais physiques ou une série de calculs numériques est mise en œuvre et c'est souvent le cas dans l'un des contextes suivants :

- études techniques ;
- optimisation de processus ;
- études de moyens de fabrication ;
- amélioration de capacité machine ;
- essais de mise au point ;
- essais d'endurance ;
- essais de laboratoire ;
- etc.

Un plan d'expériences est une suite d'essais organisés préalablement de manière à déterminer avec un minimum d'essais et un maximum de précision, l'influence de multiples paramètres sur une ou plusieurs réponses. Nous nous sommes alors proposé une démarche suivant la méthode du docteur TAGUCHI pour la réalisation, le suivi de l'expérimentation et l'analyse des résultats.

II.4.3 La méthode de TAGUCHI [52]

La méthodologie Taguchi de mise en œuvre des plans d'expériences est l'un des outils de la qualité, au même titre que l'Analyse des Modes de Défaillance et l'Étude des Criticités (A.M.D.E.C) ou l'Analyse de la Valeur. Comme tout outil, elle n'a d'intérêt que si l'on sait s'en servir, ce qui suppose à la fois de connaître la méthode et de pouvoir cerner les cas où elle apporte un "plus" par rapport aux techniques traditionnelles.

II.4.4 Présentation de la méthode

Les étapes à suivre sont les suivantes :

1. Formaliser le problème, et fixer les objectifs
2. Lister les facteurs susceptibles d'avoir de l'influence, les réponses et les contraintes ; définir le domaine expérimental d'intérêt
3. Etablir une stratégie expérimentale ou plan d'expérimentation en fonction des tables de Taguchi ;
4. réaliser les essais, en déduire les réponses aux questions posées
5. analyser les résultats ;
6. conclure après choix du réglage des paramètres qui peuvent être maîtrisés et essai de confirmation.

En conclusion, et bien que ce soit difficile à admettre : « il n'y a aucune information sur le résultat d'une expérience et toute l'information est contenue dans les conditions expérimentales » (matrice d'information de Fisher) « la qualité de l'information ne dépend pas du nombre d'expériences ».

II.5 Essais de traitements

II.5.1 Objectif

On se propose d'examiner l'effet des paramètres de régime de traitement en considérant sept facteurs, la dureté initial " Hv_0 " en fonction de type de matériaux, la rugosité initiale " Ra_0 ", la charge " Py ", l'avance " f ", le nombre de passes " i ", le rayon de la bille " r ", et la fréquence de rotation " n ". Pour mettre en évidence l'effet de ces paramètres, nous avons procédé selon le schéma ci-dessous.

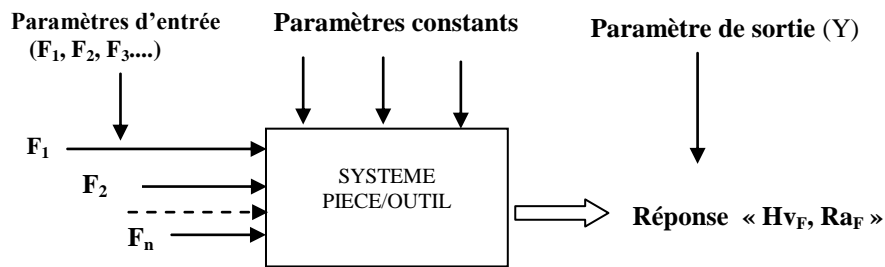


Figure II.5: Schéma des essais (N: facteurs)

II.5.2 Régime de brunissage

Le régime de l'opération dépend principalement de la dureté du matériau et de la rigidité du système, dans le cas des matériaux en question, il est recommandé d'utiliser le régime présenté dans le tableau II.1. [53]

Tableau II.1 : Matrice d'essai (Régime de traitement)

Facteurs	Paramètres	Niveaux	
		1	2
F1	Dureté initiale (Hv_0)	180	200
F2	Rugosité initiale (Ra_0 [μm])	0.8	1.6
F3	Charge appliqué (Py [N])	50	150
F4	Avance (f [mm/tr])	0.037	0.08
F5	Nombre de passe (i [passes])	1	3
F6	Rayon de la bille (r [mm])	2	3
F7	Fréquence de rotation (N [tr/min])	355	560

II.5.3 Traitement par plans d'expériences de Taguchi [54]

Pour l'organisation des essais, la démarche des plans de Taguchi permettra de relever et modéliser les réponses mesurées à la sortie, chacune suivant le régime de traitement appliqué. Pour sept facteurs et à deux niveaux, on retient le plan fractionnaire 2^7 , qui réduit le nombre d'essais à 32, comme illustré dans le tableau **II.2**. Les pièces ainsi traitées sont représentées dans la figure **II.6**.

Tableau II.2 : Matrice d'expériences et résultats de Hv et Ra

Hv ₀	Ra ₀	Py	f	i	r	N	Hv _F	Ra _F
1	1	1	1	1	1	1	261,82	0,65
1	1	1	1	2	1	2	269,13	0,66
1	1	1	2	1	2	1	278,05	0,42
1	1	1	2	2	2	2	334,5	0,32
1	1	2	1	1	2	2	288,03	0,81
1	1	2	1	2	2	1	343,42	0,19
1	1	2	2	1	1	2	288,9	0,45
1	1	2	2	2	1	1	289,33	0,44
1	2	1	1	1	2	2	235,3	0,86
1	2	1	1	2	2	1	293,97	0,44
1	2	1	2	1	1	2	307,93	0,84
1	2	1	2	2	1	1	254,85	0,76
1	2	2	1	1	1	1	263,18	0,48
1	2	2	1	2	1	2	313,02	0,55
1	2	2	2	1	2	1	258,58	1,09
1	2	2	2	2	2	2	292,03	0,98
2	1	1	1	1	2	2	350,77	0,43
2	1	1	1	2	2	1	373,38	0,47
2	1	1	2	1	1	2	340,98	0,7
2	1	1	2	2	1	1	344,22	0,72
2	1	2	1	1	1	1	366,68	0,72
2	1	2	1	2	1	2	416,67	1,08
2	1	2	2	1	2	1	342,52	0,5
2	1	2	2	2	2	2	383,38	0,72
2	2	1	1	1	1	1	336,9	1,89
2	2	1	1	2	1	2	344,9	1,38
2	2	1	2	1	2	1	310,47	1,29
2	2	1	2	2	2	2	334,13	0,66
2	2	2	1	1	2	2	307,57	0,48
2	2	2	1	2	2	1	368,47	0,53
2	2	2	2	1	1	2	381,43	1,3
2	2	2	2	2	1	1	375,42	0,97



Figure II.6 : Pièces traitées : a-Acier A60 ; b- Acier XC48

II.6 Résultats et discussion

II.6.1 Effet sur la dureté finale " Hv_F "

II.6.1.1 Influence des différents facteurs

On enregistre à partir de la figure II.7 que les facteurs les plus influant sur la dureté finale sont la dureté initiale, la rugosité, la charge appliquée, et le nombre de passe. On peut améliorer " Hv_F " en augmentant les valeurs de ces facteurs, sauf que la valeur de Ra_0 doit être réduite.

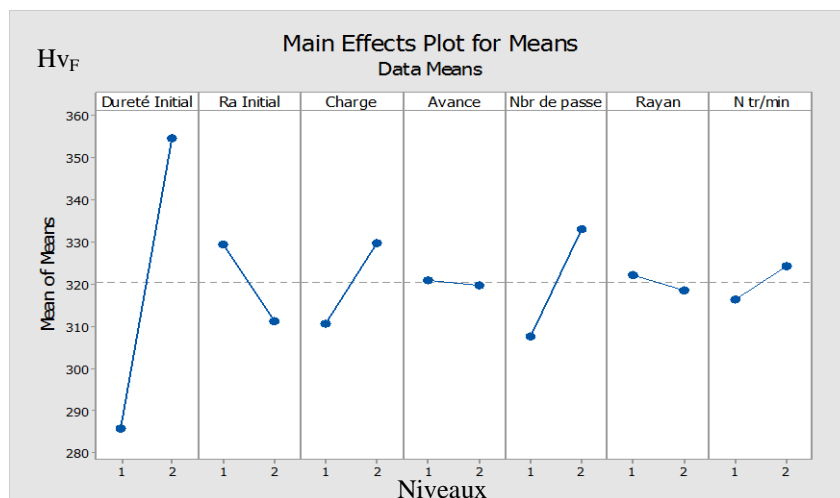


Figure II.7 Variation de la dureté final " Hv_F "

II.6.1.2 Interactions des facteurs

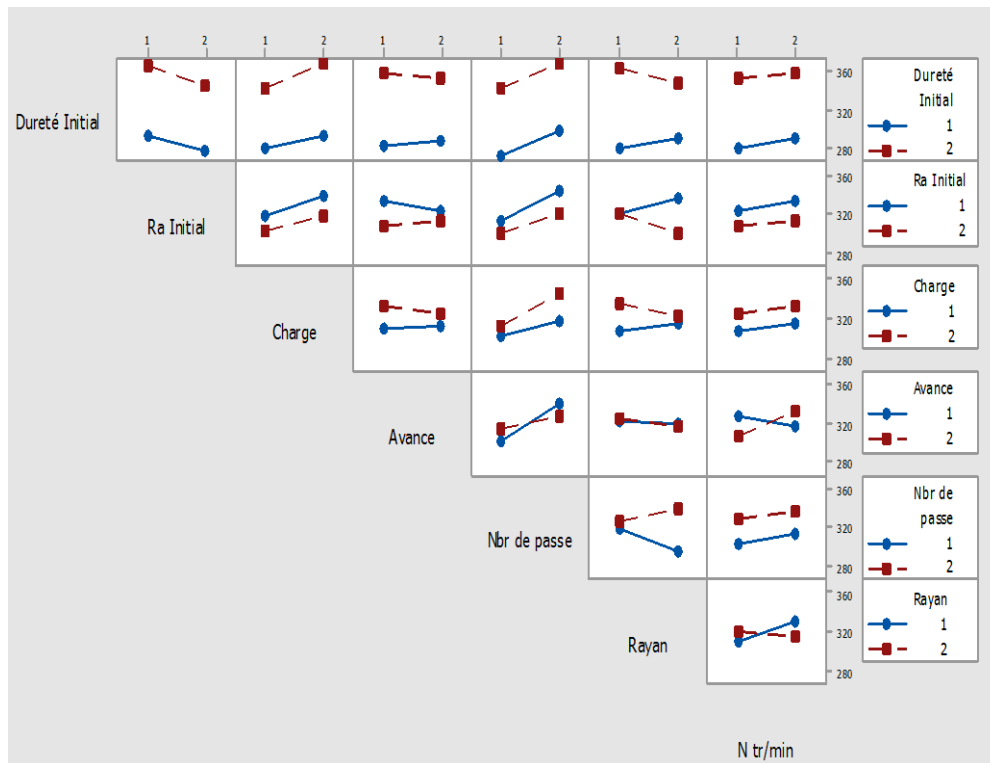


Figure II.8 interaction des facteurs pour la dureté final "Hv_F"

Pour les lignes qui sont parallèles, cela signifie que les influences de ces facteurs sur le résultat sont indépendantes. A l'inverse, pour les lignes concourantes, il y'a interaction entre facteurs.

Interprétations et discussions :

On distingue les interactions suivantes :

- **Hv₀/r** : Il est plus facile de pénétrer un matériau moins dur avec une bille de diamètre plus grand.
- **Ra₀/r** : la surface rugueuse donne un bon résultat avec une bille de faible diamètre, qui peut pénétrer dans les creux mais en prenant en considération la variation de "f".
- **Py/i** : une faible charge exige plusieurs passes pour augmenter "Hv", alors que la charge élevée avec plusieurs passes fait écailler la surface.
- **Py/f et Py/r** : La charge, le diamètre de la bille et l'avance, sont les facteurs responsables qui incarnent la surface de contact entre la pièce et la bille.
- **f/n et r/n** : ces interactions sont dues à l'augmentation des forces résultantes (la force radiale "Py", la force longitudinale due à l'avance "f", et la force tangentielle due à la vitesse "n"), alors que "r" et "Py" forment la surface de contact.
- **f/i et i/r** : avec une bille de faible diamètre et avec une grande avance, on ne peut pas garantir une surface homologuée, alors qu'on peut atténuer ce problème en augmentant le nombre de passe.

II.6.2 Effet sur la rugosité finale "Ra_F"

II.6.2.1 Influence des différents facteurs

D'après la figure II.9, on constate que tous les facteurs ont une influence directe sur la rugosité. La dureté initiale, l'avance et la fréquence de rotation ont un effet négatif (détérioration de l'état de surface).

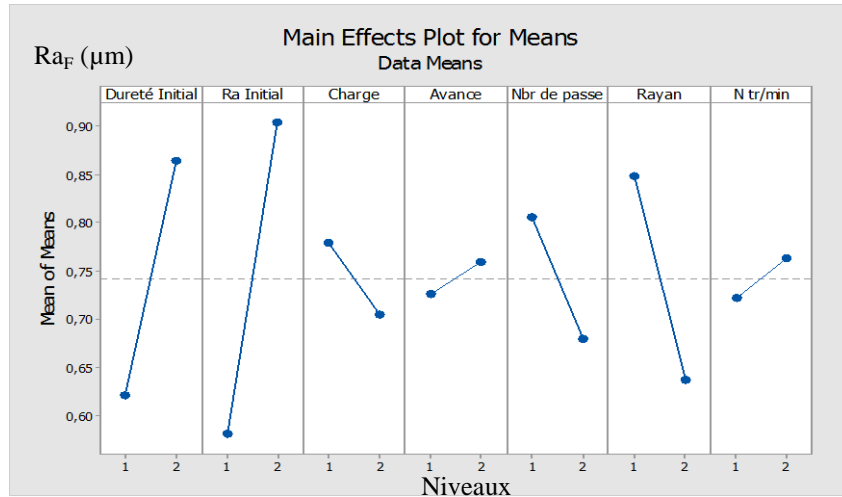


Figure II.9 Variation de la Rugosité final "Ra_F"

II.6.2.2 Interactions des facteurs

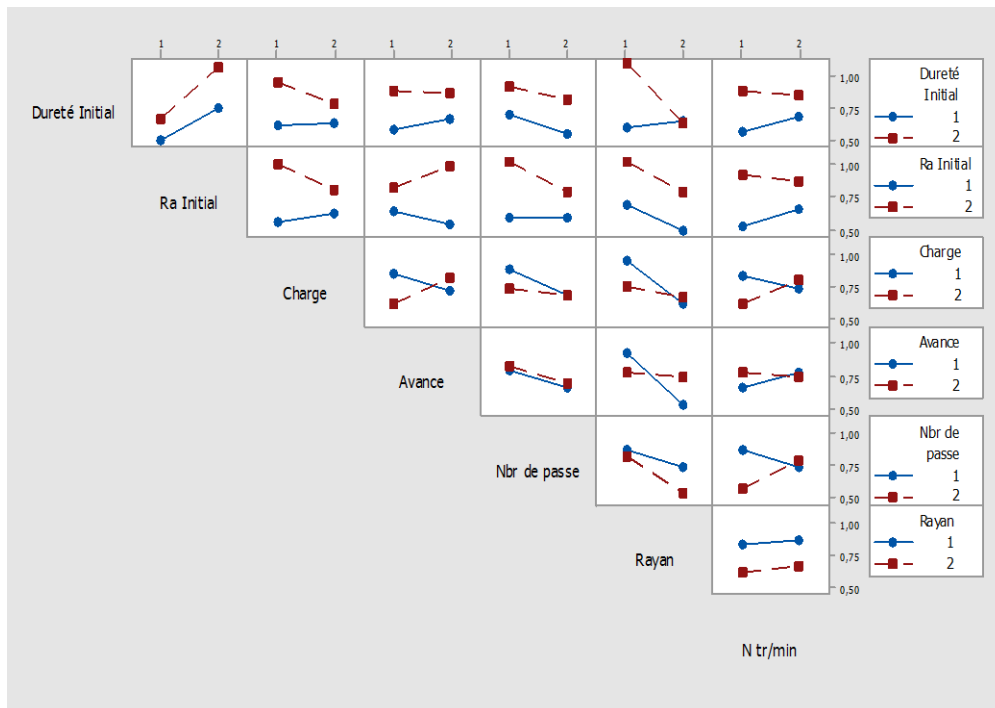


Figure II.10 interaction des facteurs pour la Rugosité final "Ra_F"

Interprétations et discussions :

Les interactions remarquables :

- N/i , N/f , N/Py , N/Ra_0 , N/Hv_0 : comme les autres procédés, la fréquence de rotation a un effet important sur la rugosité (Ra_f), et d'une façon intense sur les autres facteurs, ce qui s'explique par l'accroissement de la surface de contact (pièce-bille), et par conséquent l'effort de frottement.
- r/Hv_0 , r/Py , r/f et Py/f : Hv_0 , Py , r et f sont les facteurs responsables d'ébaucher l'empreinte et par la suite la surface de contact entre la bille et la pièce.
- Ra_0 : la rugosité initiale augmente également les frottements si la force résultante est considérable.

II.7 Conclusion

La compréhension de l'impact des différents paramètres s'avère un peu délicat en raison de l'interaction des paramètres de traitement, cependant notre déduction se résume comme suit:

L'augmentation du rayon (r) entraîne l'élargissement de la surface de contact, ce qui provoque l'accroissement des forces de frottements, pour une charge (Py) et une dureté initiale Hv_0 fixées, ainsi la hauteur de pénétration (y) diminue. Par ailleurs, l'augmentation de la charge (Py) entraîne une augmentation de la profondeur de pénétration (y), et par la suite la surface de contact, ainsi le phénomène d'indentation se manifeste davantage, en entraînant l'apparition des sommets entre les aspérités qui altèrent l'état de surface, ces sommets peuvent être aplatis par la diminution de l'avance et (où) par l'emploi d'une bille de diamètre plus important. D'autre part, l'augmentation de l'avance (f) peut engendrer des zones non traitées, ce qui a une grande influence sur la rugosité, cette largeur peut être diminuée en faisant croître le rayon de la bille (r), la charge appliquée (Py), et (où) diminuer la valeur de l'avance (f). Contrairement à la charge (Py), l'augmentation de la dureté initiale (Hv_0) empêche la pénétration de la bille, est par conséquent la réduction de la surface de contact.

L'effet de la rugosité initiale (Ra_0) est nécessairement lié aux efforts de frottement, ce qui explique son interaction avec les facteurs (n , f , et Py).

Par ailleurs, d'après les résultats obtenus, il est bien remarquable que les paramètres d'entrée (Hv_0 , Ra_0 , Py , r , i , f , et N) et leurs interactions ont des effets différents sur les paramètres de sortie (Hv_F , et Ra_F), ce qui rend difficile la prédiction. Afin de comprendre le processus de déformation lors du passage de la bille sur la surface, un modèle numérique sera développé dans le chapitre suivant.

Chapitre III

Simulation numérique des contraintes et déformations

III.1 Introduction

Dans ce chapitre, nous avons opté pour le matériau XC48, auquel nous avons appliqué le traitement de brunissage comme opération de finition. Devant la complexité des phénomènes mis en jeu (résistance élastique, déformation plastique, chargement, contact...), une approche théorique par simulation s'impose. Par la simulation du procédé de brunissage, nous considérons le modèle expérimental en orientant la modélisation numérique vers les paramètres de traitement (avance "f", rayon de bille "r", la charge "Py"), afin d'étudier le comportement du matériau, l'effet des paramètres et leur optimisation. On s'intéresse à la mesure d'une contrainte d'écoulement et non d'une contrainte interne.

III.2 La simulation numérique

La compréhension du phénomène réel est donnée sur un ordinateur par l'exécution d'un programme informatique. Ce thème propose une interface efficace entre les outils mathématiques, l'analyse numérique et l'informatique.

Les simulations numériques reposent sur la mise en œuvre de modèles théoriques utilisant souvent la technique des éléments finis. Elles sont donc une adaptation aux moyens numériques de la modélisation mathématique, et servent à étudier le fonctionnement et les propriétés d'un système modélisé ainsi qu'à en prédire son comportement. On parle également de calcul numérique. Les interfaces graphiques permettent la visualisation des résultats de calculs par des images de synthèse.

Les progrès des méthodes numériques et l'augmentation des performances des ordinateurs permettent grâce à des simulations de plus en plus détaillées, de prédire le comportement des systèmes complexes. L'industrie utilise de plus en plus la simulation numérique, validée par des expériences, pour raccourcir le cycle de développement de ses nouveaux produits [55].

Les objectifs de la simulation, donnent lieu à la stratégie suivante pour le traitement du problème :

1. Lister les paramètres principaux
2. Identifier l'influence de ces paramètres avec un calcul par éléments finis
3. Estimer les paramètres optimisés combinant tous les paramètres influents

Le phénomène de déformation est très compliqué et nécessite un traitement mathématique selon des lois de second degré. Pour ce faire, on fait appel aux méthodes multi factorielles,

en l'occurrence les plans d'expériences de Box Behnken (plans multifactorielles de second degré).

III.3 Plans de Box-Behnken

Ces plans permettent de modéliser les réponses avec un modèle du second degré tout en respectant certains critères d'optimalité. C'est le plan qui nous paraît le plus adapté pour la simulation.

III.3.1 Introduction

Box et Behnken ont proposé en 1960 ces plans qui permettent d'établir des modèles du second degré. En effet, tous les facteurs ont trois niveaux : -1 ; 0 ; +1. Ces plans sont faciles à mettre en œuvre et procèdent la propriété de séquentialité. On peut entreprendre l'étude des K premiers facteurs en se réservant la possibilité d'en ajouter sans perdre les résultats des essais déjà effectués [56].

III.3.2 Modèle mathématique postulée

Le modèle mathématique postulé que l'on utilise avec le plan de Box Behnken est un modèle du second degré à 3 facteurs avec les interactions d'ordre deux. Ce plan comporte 15 points expérimentaux donnant chacun une équation. Ces équations sont suffisantes pour estimer les 10 coefficients du modèle [56].

$$Y = a_0 + a_1X_1 + a_2X_2 + a_3X_3 + a_{12}X_1X_2 + a_{13}X_1X_3 + a_{23}X_2X_3 + a_{11}X_1^2 + a_{22}X_2^2 + a_{33}X_3^2 + e$$

e : erreur de prédiction

III.3.3 Méthodologie organisation des essais [54]

La démarche au moyen des plans de Box-Behnken pour l'organisation des essais est réalisée suivant le schéma de la figure II.5 (Cf. § II.5.1), ce qui permettra de relever et modéliser les réponses à la sortie, chacune suivant le régime de traitement appliqué. L'analyse des résultats se fera selon le modèle obtenu sous matlab [57].

III.3.4 Régime de brunissage

Le régime de l'opération dépend principalement de la dureté du matériau et de la rigidité du système, dans le cas des matériaux en question, il est recommandé par [53] d'utiliser le régime suivant :

- effort de brunissage : $P_y = 80 \div 200$ (N)
- avance : $f = 0.037 \div 0.11$ (mm/tr)
- Le rayon de la partie active de l'outil (brunissoir) est $r = 2 ; 2.5 ; 3$ (mm).
- fréquence de rotation : $n = 560$ (tr/min)

La matrice des essais est représentée dans le tableau **III.1**.

Tableau III.1 : Matrice des essais

Facteurs	Paramètres	Niveaux		
		-1	0	+1
F1	P_y (N)	80	140	200
F2	f (mm/tr)	0.037	0.074	0.11
F3	r (mm)	2	2.5	3

A partir de cette matrice, la matrice d'expériences élaborée selon le modèle de Box-behnken est illustrée sur le tableau **III.2**.

Tableau III.2 : Matrice d'expériences

Essai n°	Facteur 1	Facteur 2	Facteur 3
1	-1	-1	0
2	+1	-1	0
3	-1	+1	0
4	+1	+1	0
5	-1	0	-1
6	-1	0	+1
7	+1	0	-1
8	+1	0	+1
9	0	-1	-1
10	0	+1	-1
11	0	-1	+1
12	0	+1	+1
13	0	0	0
14	0	0	0
15	0	0	0

III.4 Simulation par Abaqus

III.4.1 Modèle numérique de Brunissage

On se propose dans cette partie d'examiner les effets du traitement mécanique sur la déformation plastique de la surface des pièces. Au moyen du logiciel ABAQUS et par

simulation, on envisage l'évaluation des contraintes et de la déformation de la couche superficielle engendrée par écouissage, la figure III.1 montre le model réalisé par le code de calcul ABAQUS avec les paramètres du traitement.

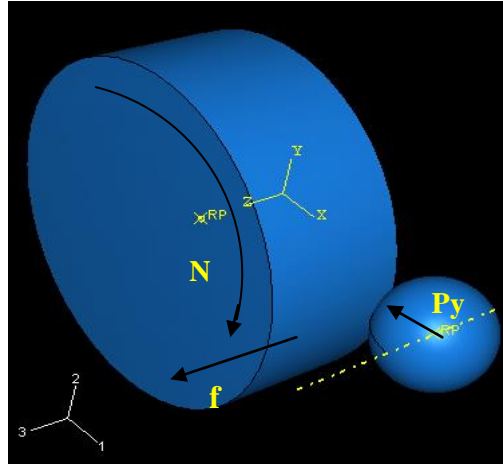


Figure III.1: Model réalisé par ABAQUS

III.4.2 Résultats de simulation

Au moyen du code de calcul ABAQUS, on établit :

- le tenseur de contrainte et le tenseur de déformation dans un point sélectionné de la pièce.
- les contraintes principales et les déformations principales dans ce point.
- la contrainte équivalente de von mises
- la déformation équivalente (résultante des déformations).

Tel que : σ est le tenseur de contrainte

$$\sigma \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \tau_{12} & \tau_{13} \\ \tau_{21} & \sigma_{22} & \tau_{23} \\ \tau_{31} & \tau_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \text{ D'où } \tau_{12} = \tau_{21}, \tau_{13} = \tau_{31} \text{ et } \tau_{23} = \tau_{32}$$

Et les contraintes dans les directions principales " σ_p "

$$\sigma_p \begin{pmatrix} \sigma_I & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{III} \end{pmatrix}$$

Et de même pour le tenseur de déformation ϵ et les déformations principales " ϵ_p "

$$\epsilon \begin{pmatrix} \epsilon_{11} & \gamma_{12} & \gamma_{13} \\ \gamma_{21} & \epsilon_{22} & \gamma_{23} \\ \gamma_{31} & \gamma_{32} & \epsilon_{33} \end{pmatrix} \quad \epsilon_p \begin{pmatrix} \epsilon_I & 0 & 0 \\ 0 & \epsilon_{II} & 0 \\ 0 & 0 & \epsilon_{III} \end{pmatrix}$$

Remarque:

Les résultats (contraintes et déformations) sont prises sur un plan parallèle au plan Y, Z (2,3) pour que les directions principales coïncident avec les directions des paramètres de brunissage (rotation de la pièce, avance de l'outil et la charge appliquée).

Les résultats sont consignés dans les **tableaux III.3 et III.4**.

Tableau III.3 : Valeurs des contraintes

	Tenseur de contrainte [MPa]										Contraintes principales [MPa]			Contraintes équivalent σ_{mises} [MPa]
											σ_I	σ_{II}	σ_{III}	
	σ_{11}	σ_{22}	σ_{33}	τ_{12}	τ_{13}	τ_{23}	τ_{12}	τ_{13}	τ_{23}	τ_{12}				
1	536,086	-3,6178348	-63,74932	-69,05228	-1,973896	3,49254488	-69,05228	-1,973896	3,49254488	3,49254488	547,3452	-4,727883	-73,89852	590,2792
2	411,5525	7,8629575	-153,016725	-64,178775	0,75209	-12,90178	-64,178775	0,75209	-12,90178	-12,90178	436,788	7,6836225	-178,073	553,64075
3	569,69625	-5,6658975	-29,24465	-97,592875	-7,372125	-1,749465	-97,592875	-7,372125	-1,749465	-1,749465	589,277	7,315745	-61,807175	619,70375
4	535,23525	-6,195925	-72,7455	-64,166	-14,5436	-7,47217475	-64,166	-14,5436	-7,47217475	-7,47217475	548,94775	9,779675	-102,43317	605,5975
5	553,8784	-2,545266	-32,15805	-80,49164	-8,4469456	-3,410872	-80,49164	-8,4469456	-3,410872	-3,410872	567,551	-2,979816	-45,39578	593,164
6	550,5218	-8,4525002	-30,5754	-102,66794	-0,708362	0,0707518	-102,66794	-0,708362	0,0707518	0,0707518	572,473	3,9548456	-64,93392	606,7148
7	527,277	14,13885	-84,6121	-102,490375	-12,1718652	-9,8271	-102,490375	-12,1718652	-9,8271	-9,8271	551,051	6,030075	-100,27765	608,439
8	550,2475	-21,717575	-59,578925	-74,49025	-6,32494725	-21,04105	-74,49025	-6,32494725	-21,04105	-21,04105	566,22275	-7,06837	-90,203475	620,8
9	368,6824	9,167852	-182,8097	-78,74358	0,727092	-18,80176	-78,74358	0,727092	-18,80176	-18,80176	398,6654	7,841308	-211,4664	544,5518
10	535,2834	9,35512	-64,73256	-80,94116	-9,9124286	-5,868295	-80,94116	-9,9124286	-5,868295	-5,868295	553,9402	65,48618	-87,8092	600,385
11	423,7168	57,7962202	-70,13174	-95,17036	1,913672	-8,420076	-95,17036	1,913672	-8,420076	-8,420076	454,523	69,026428	-112,16838	510,0708
12	563,15075	-2,76377375	-29,1395	-95,092225	-1,4695365	-2,9107985	-95,092225	-1,4695365	-2,9107985	-2,9107985	585,67225	-6,653575	-47,7711	614,20025
13	551,3262	3,58046	-53,2309	-82,72228	-0,50131	-3,379078	-82,72228	-0,50131	-3,379078	-3,379078	565,9616	5,806722	-70,09248	602,3476
14	549,4522	3,12346	-55,2349	-84,75528	-0,575431	-4,129078	-84,75528	-0,575431	-4,129078	-4,129078	560,8766	4,845722	-74,32248	600,8976
15	550,2254	3,89346	-54,5609	-83,56228	-0,535631	-3,879098	-83,56228	-0,535631	-3,879098	-3,879098	562,9916	5,76522	-71,56786	601,6656

Tableau III.4 : Valeurs des déformations

	Tenseur de déformation ϵ						Déformations principales			Déformations équivalent ϵ_{eq}
	ϵ_{11}	ϵ_{22}	ϵ_{33}	γ_{12}	γ_{13}	γ_{23}	ϵ_I	ϵ_{II}	ϵ_{III}	
1	0,16203	-0,1023804	-0,05964634	-0,085344	-0,00101145	0,00224929	0,1692404	-0,0592811	-0,1099556	0,1339128
2	0,1365815	-0,08731648	-0,0490662	-0,12172675	0,00373599	0,00581389	0,153878	-0,0480100	-0,1058695	0,145312
3	0,04210878	-0,02548058	-0,01662788	-0,02868788	0,00081254	0,00117602	0,04511163	-0,0164887	-0,0286225	0,04439213
4	0,04200433	-0,0252755	-0,01672923	-0,03978873	0,00170563	0,00213048	0,04763143	-0,0149693	-0,0326624	0,05902533
5	0,06658882	-0,04131394	-0,02527514	-0,0354088	0,0009485	0,00098122	0,06969612	-0,024848	-0,0448478	0,0652635
6	0,05388726	-0,03321248	-0,0206752	-0,03467362	0,00029952	0,00130462	0,05739602	-0,0204147	-0,0369816	0,05223974
7	0,0654446	-0,0388967	-0,0265482	-0,06765145	0,00115695	0,00137524	0,0758817	-0,0262755	-0,0496064	0,08639303
8	0,07230463	-0,0455803	-0,02672428	-0,06002125	0,0006459	0,00279573	0,07970208	-0,0262033	-0,0534986	0,09192175
9	0,151713	-0,09898648	-0,05272572	-0,1159632	0,00096299	0,00095874	0,1650156	-0,0522759	-0,1127388	0,1335804
10	0,03967452	-0,02260352	-0,01707156	-0,02678358	0,00087496	0,00146443	0,042609	-0,016063	-0,0265462	0,04228754
11	0,1558768	-0,09631046	-0,05956418	-0,1296346	-0,00292995	0,00088408	0,1727072	-0,0594516	-0,1132536	0,1383292
12	0,04115275	-0,02430995	-0,01684275	-0,02663805	0,00069319	0,00161918	0,04392785	-0,0164454	-0,0274823	0,04321003
13	0,05758456	-0,0331126	-0,02447176	-0,03657056	0,00020401	0,00074295	0,06134044	-0,0233701	-0,0377701	0,05645088
14	0,05985656	-0,031324	-0,0213685	-0,0323211	0,000222311	0,00078795	0,0698765	-0,0276556	-0,0399845	0,0598743
15	0,0582347	-0,032223	-0,0234565	-0,0345643	0,000211134	0,00076654	0,0665788	-0,0244787	-0,0388974	0,0579887

Le tenseur de contrainte dans un point est représenté sur la figure (III.2)

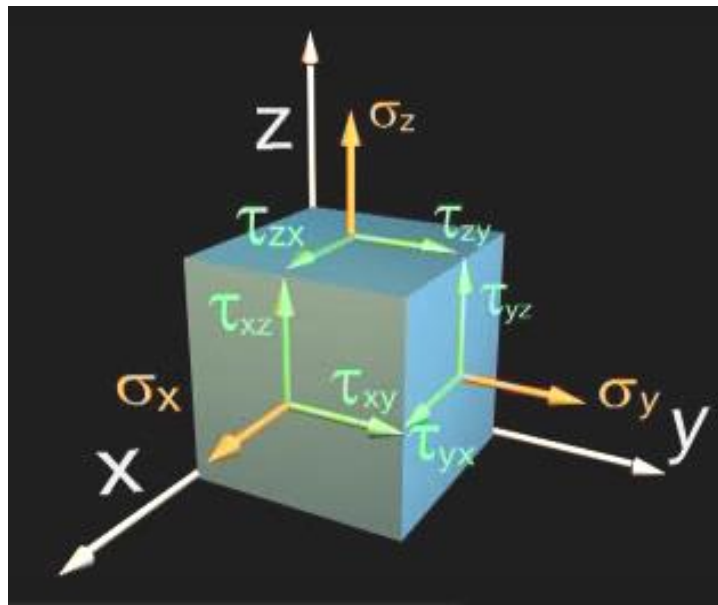


Figure III.2: Contrainte en un point

Remarque: Les directions X, Y et Z sont représentées respectivement par 1 ,2 et 3 dans le modèle (figure III.2), correspondent aux directions principales I, II et III.

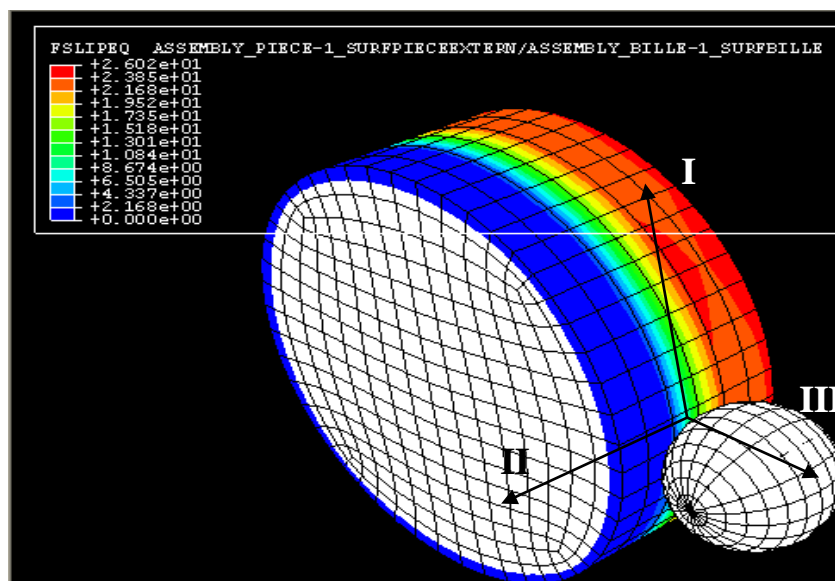


Figure III.2 : Résultats et visualisation ; I, II et III : directions principales

III.4.3 Evaluation des contraintes

Les contraintes dans les directions principales (σ_I , σ_{II} et σ_{III}), représentent respectivement " σ_I " (contrainte circonférentielle qui est due à la rotation de la pièce), " σ_{II} " (contrainte longitudinale due à l'avance de l'outil), et " σ_{III} " (contrainte radiale provoquée par la pénétration de la bille).

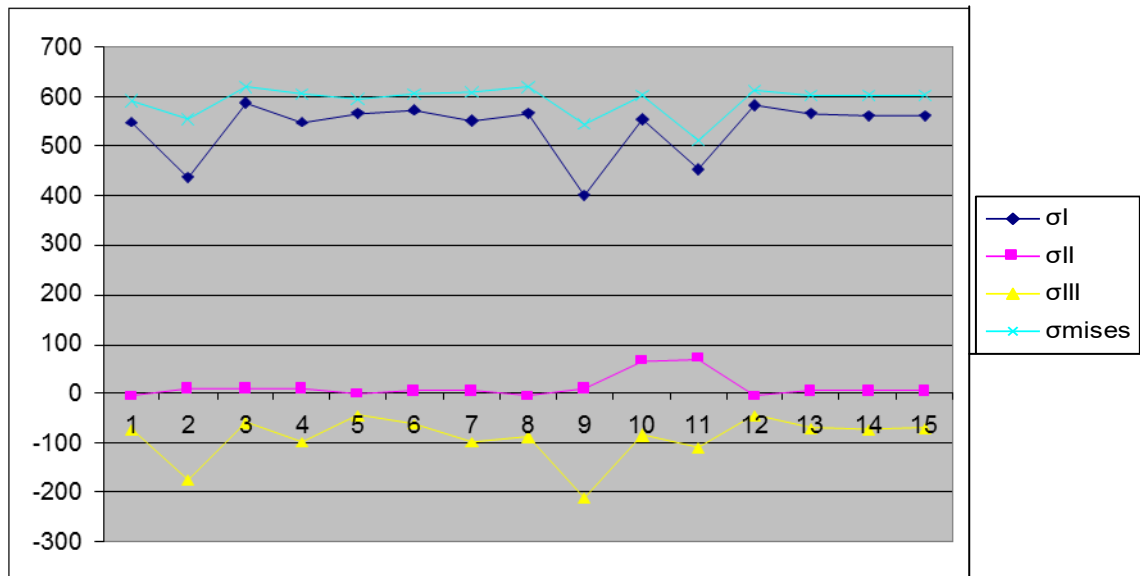


Figure III.3 Variation des contraintes avec les 15 essais

Interprétation des résultats

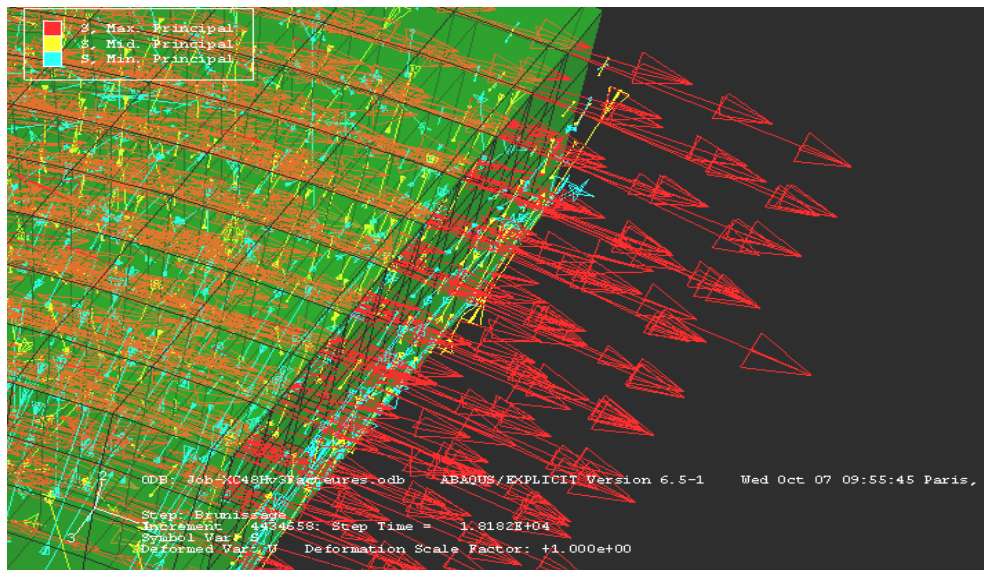
D'après ces courbes on remarque que :

- Les valeurs des contraintes " σ_{II} " (contrainte longitudinale) sont relativement faibles.
- Les valeurs des contraintes " σ_{III} " (contrainte radiale) sont toujours négatives et inférieures en valeur absolue à la limite élastique " R_e ".
- Les valeurs des contraintes " σ_I " (contrainte circonférentielle) sont supérieures à la limite élastique et inférieures à la résistance de la rupture $R_e < \sigma_I < R_m$.
- L'évolution des contraintes " σ_I ", " σ_{II} " ainsi que " σ_{mises} " (contrainte équivalente de von mises) est semblable.

Ceci peut être expliqué comme suit :

- Comme dans le procédé de tournage où l'effort de coupe provoqué par la rotation de la pièce est plus important que l'effort d'avance et de pénétration, dans le procédé de brunissage, l'application de la charge (action de la bille) provoque une déformation élastique de la pièce représenté par une empreinte sphérique, et la rotation de la pièce qui rétablit cette déformation plastique en faisant glisser la matière autour de la pièce, alors que l'avance de la bille fait glisser cette déformation le long de la pièce.
- Comme l'effort provoqué par le mouvement d'avance est relativement faible devant la charge principale " P_y " (figure II.4), et l'effort due à la rotation de la pièce, ce qui explique les faibles valeurs des contraintes longitudinales " σ_{II} ".

La figure III.4 montre les différentes actions des contraintes principales



■ σ_I ■ σ_{II} ■ σ_{III}

Figure III.4 : Contraintes principales

Dans la suite de notre discussion, nous prenons en considération uniquement les contraintes " σ_{mises} " (contrainte équivalente de von mises).

III.4.4 Evaluation des déformations

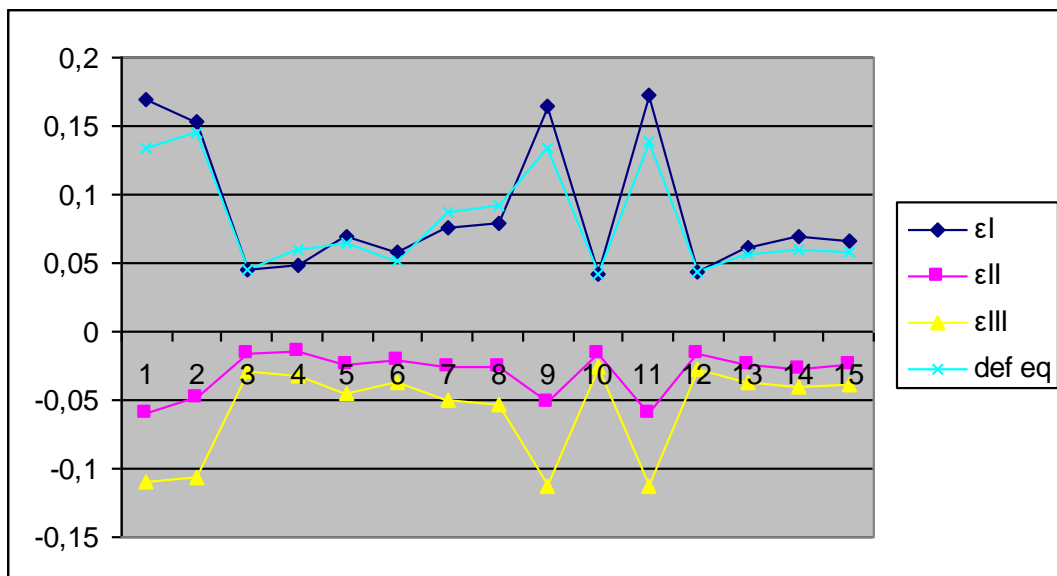


Figure III.5: Variation des déformations avec les 15 essais

• Interprétation des résultats

D'après la figure III.5, on observe que :

- L'évolution de la déformation longitudinale " ϵ_{II} " est similaire que celle de la déformation radiale " ϵ_{III} ".

- " ϵ_{II} " et ϵ_{III} sont toujours négatives.
- Les valeurs de la déformation circonférentielle " ϵ_I " et celles de la déformation équivalente " ϵ_{eq} ", varient inversement par rapport à " ϵ_{II} " et " ϵ_{III} ".

Ce qui peut être commenté comme suit :

- Comme les plus grandes déformations sont les déformations circonférentielles " ϵ_I ", provoquée par les contraintes élevées dues à la rotation de la pièce, les déformations équivalentes " ϵ_{eq} " sont proches de " ϵ_I ".

- Le signe négatif de " ϵ_{II} " et ϵ_{III} , montre qu'il y a un rétrécissement du volume de la pièce dans les directions indiquées.

- D'après les lois du comportement d'un matériau homogène et isotrope (loi de hooke, loi de Poisson), une maille de section droite constante et rectangulaire (où l'axe X est la ligne moyenne), est soumise suivant l'axe (X) à un effort de traction uniformément réparti à chaque extrémité comme montré sur la figure III.6.

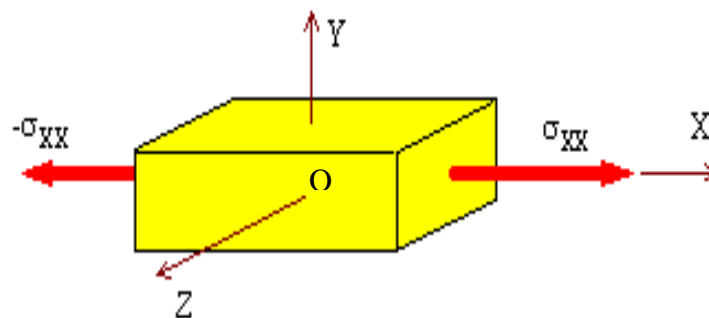


Figure III.6 Une maille soumise à des efforts axiaux

En faisant croître la force de traction à partir de l'origine "O".

On a :

$$\sigma_{XX} = E \epsilon_{XX} \quad (\text{loi de hooke})$$

Le repère orthonormé {O, X, Y, Z} est le repère principal en O, E est le module d'élasticité longitudinal (module de Young) du matériau.

L'expérience montre, que l'allongement de la barre suivant la direction X, s'accompagne d'une contraction suivant les directions Y et Z :

$$\epsilon_{yy} = \epsilon_{zz} = -\nu \epsilon_{xx} \quad (\text{Loi de Poisson})$$

Avec " ν " est le coefficient de Poisson du matériau ($0 < \nu < 0.5$).

Et si on prend en considération l'effet des autres contraintes on trouve que :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{1}{E} \sigma_{xx} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{yy} + \sigma_{zz})$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{1}{E} \sigma_{yy} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{xx} + \sigma_{zz})$$

$$\varepsilon_{zz} = \frac{1}{E} \sigma_{zz} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

D'après les résultats des contraintes calculées par ABAQUS (**tableau III.4**), on remarque que les valeurs des contraintes circonférentielles " σ_I " (σ_{xx}) sont cinq (5) fois plus grandes que les contraintes radiales " σ_{III} " (σ_{zz}), et dix (10) fois plus grandes que les contraintes longitudinales " σ_{II} " (σ_{yy}), de ce fait les déformations circonférentielles sont largement dominantes, ce qui rend les déformations radiales et longitudinales négative (rétrécissement de la matière).

III.4.5 Relation entre les contraintes et les déformations

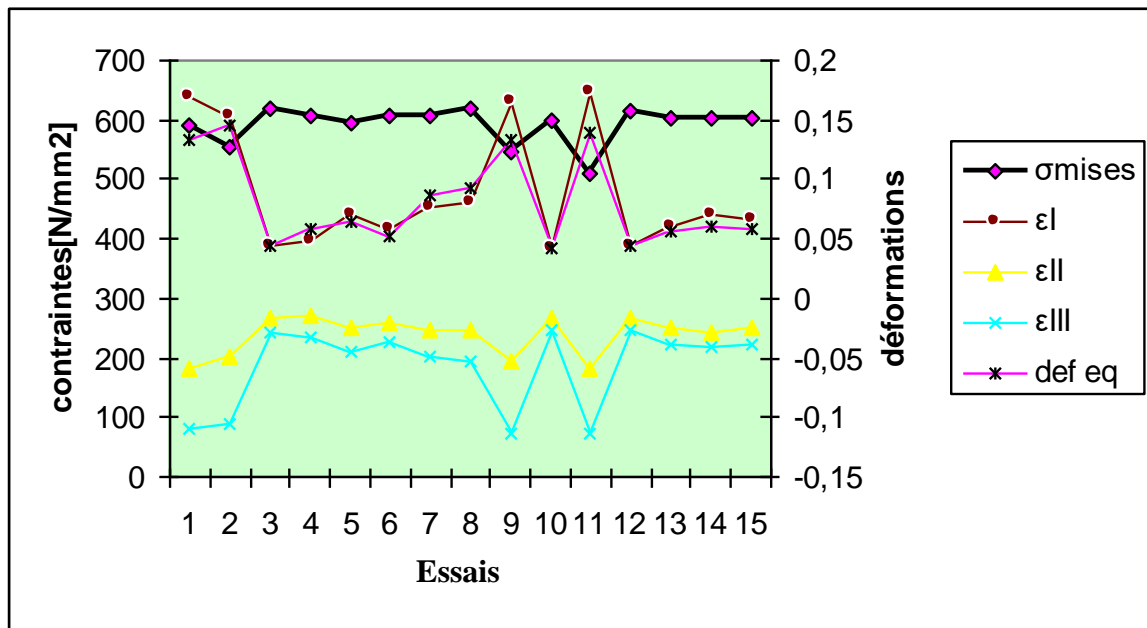


Figure III.7 : Variation des contraintes avec les déformations

III.4.5.1 Loi de comportement [58]

Le tenseur de contrainte $[\sigma]$ et le tenseur déformation $[\varepsilon]$ sont liés par la relation :

$$[\sigma] = [D] \cdot [\varepsilon] + [\sigma_{th}]$$

La matrice $[D]$ des coefficients élastiques est égale à :

$$[D]=\begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda+2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda+2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix}$$

Avec

$$\begin{bmatrix} \lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \\ \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \end{bmatrix}$$

Où "E" et ν sont respectivement le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau.

" λ " et " μ " sont les coefficients de Lamé.

$[\sigma_{th}]$ représente les contraintes d'origine thermique

Remarque : Le module de glissement "G" est égal à " μ ".

III.4.5.2 Commentaires

D'après la loi de comportement, la variation de la déformation doit être directement proportionnelle à la variation de la contrainte, et cela convient avec les déformations longitudinales et radiales, par contre la proportionnalité est inversée pour les déformations circonférentielles et par suite les déformations équivalentes. En effet, le passage de la bille avec l'augmentation des contraintes, provoque la diminution du rayon de la pièce et en conséquence la surface de révolution. Comme la déformation circonférentielle est un allongement de cette surface, alors l'augmentation des contraintes sert à diminuer la déformation circonférentielle.

III.5 Etude paramétrique

Au moyen du programme développé sous Matlab, pour la résolution des équations de prédiction, une étude de l'effet des paramètres du régime de traitement sur la base des réponses calculées par ABAQUS, est présentée en ce qui suit :

III.5.1 Effet du régime sur les déformations (ϵ)

III.5.1.1 Déformation circonférentielle (ϵ_I)

On obtient une déformation circonférentielle maximale pour le régime :

$P_y = 142.136 \text{ N}$, $f = 0.037 \text{ mm/tr}$, et $r = 2.5 \text{ mm}$

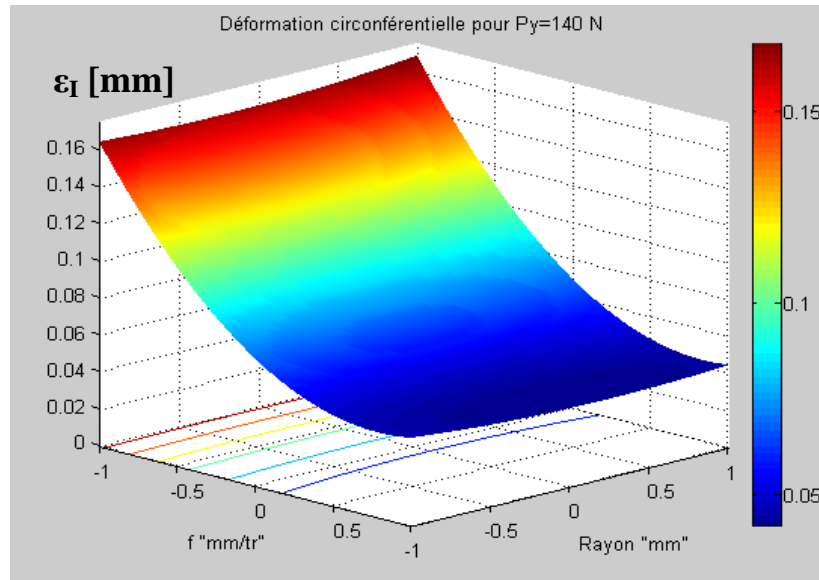


Figure IV.3 : Influence de l'avance (f) et du rayon de la bille(r) sur la déformation circonférentielle ϵ_I

III.5.1.2 Déformation radiale (ϵ_{III})

On obtient une déformation radiale (ϵ_{III}) maximale pour le régime :

$P_y = 144.177 \text{ N}$, $f = 0.037 \text{ mm/tr}$, et $r = 2.495 \text{ mm}$

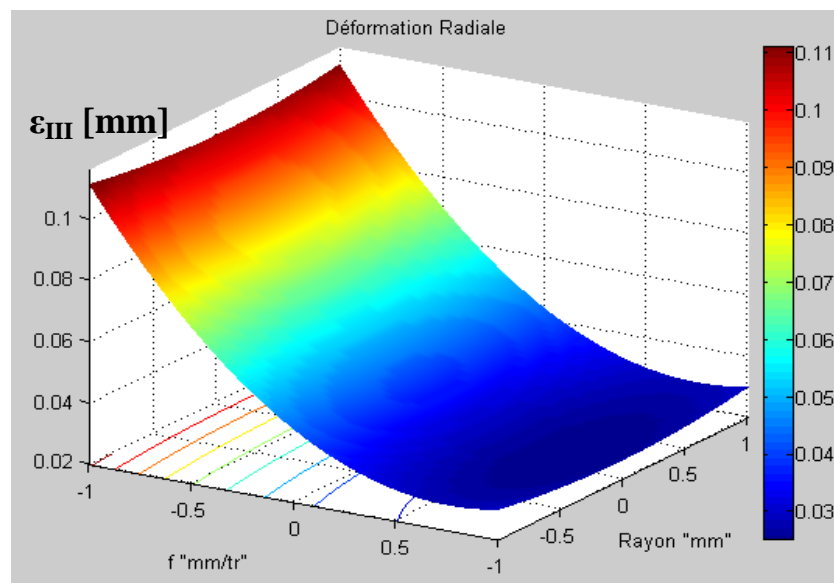


Figure IV.4: Influence de l'avance (f) et du rayon de la bille(r) sur la déformation radiale ϵ_{III}

III.5.1.3 Déformation longitudinale (ϵ_{II})

On obtient une déformation longitudinale (ϵ_{II}) maximale pour le régime :

$P_y = 80 \text{ N}$, $f = 0.037 \text{ mm/tr}$, et $r = 2.82 \text{ mm}$

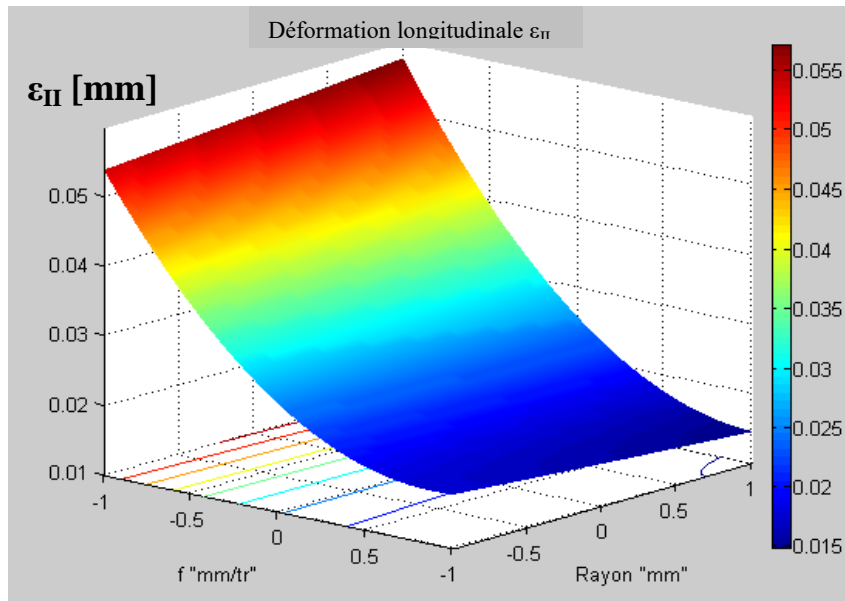


Figure IV.5 : Influence de l'avance (f) et du rayon de la bille(r) sur la déformation longitudinale ϵ_{II}

III.5.1.4 Déformation équivalente (ϵ_{eq})

On obtient une déformation équivalente (ϵ_{eq}) maximale pour le régime :

$P_y = 200 \text{ N}$, $f = 0.037 \text{ mm/tr}$, et $r = 3 \text{ mm}$

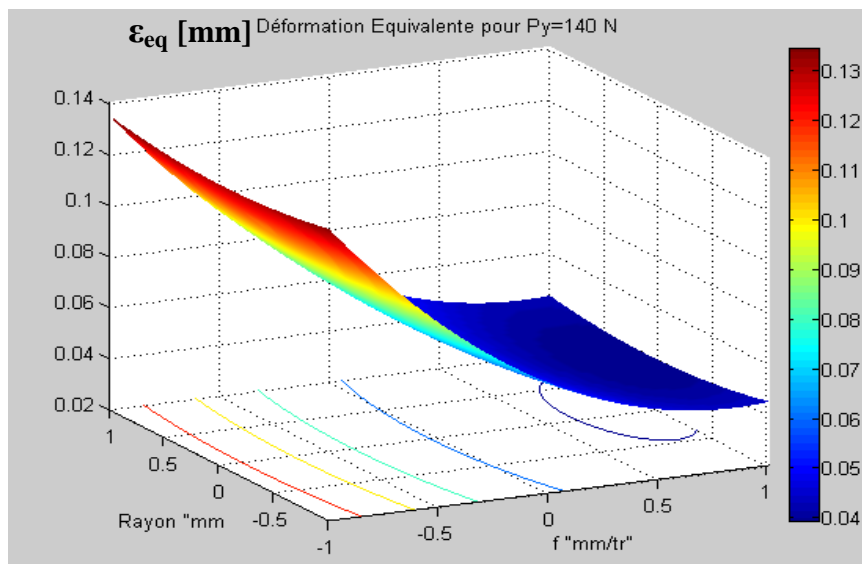


Figure IV.6 : Influence de l'avance (f) et du rayon de la bille(r) sur la déformation équivalente ϵ_{eq}

• **Interprétation**

- Pour la déformation circonférentielle (**figure IV.3**), l'augmentation de l'avance provoque de faibles déformations, ceci est montré sur les graphiques par les zones bleues. Le maximum de déformations s'obtient par les faibles valeurs d'avances et les valeurs moyennes de rayon d'outil ($r = 2.5$ mm). L'effort de pression offrant le maximum de déformation est de l'ordre de ($P_y = 140$ N) (Niveau moyen).

- Pour la déformation Radiale (**figure IV.4**), On peut noter les mêmes observations que le cas de la déformation circonférentielle, sauf que les valeurs de déformations sont moins importantes.

- Pour la déformation Longitudinale (**figure IV.5**), l'évolution des courbes est plutôt linéaire par rapport aux deux cas précédents. Les déformations sont moins importantes que les cas précédents et n'exigent pas des valeurs de pression importante car les déformations ont déjà démarré par le phénomène d'indentation provoqué par les déformations circonférentielles et radiales. Les déformations longitudinales sont plus prononcées pour le rayon de bille plus important (r supérieur à 2.5mm) assurant le nivellement de la surface selon la direction de l'avance.

III.5.2 Effet du régime sur la contrainte de von mises (σ_{mises})

On obtient une contrainte équivalente (σ_{mises}) maximale pour le régime :

$P_y = 132.677$ N, $f = 0.098$ mm/tr , et $r = 2.775$ mm

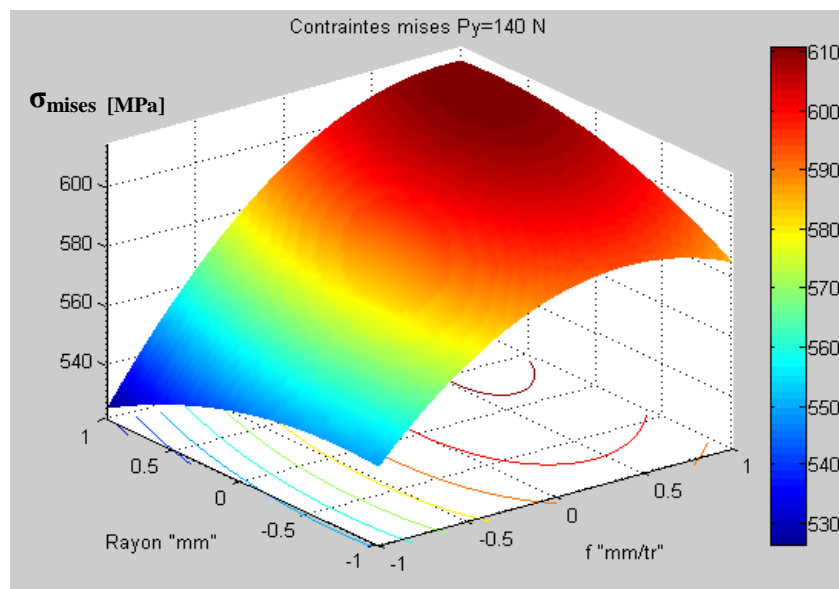


Figure IV.7 : Influence de l'avance (f) et du rayon de la bille(r) sur la Contraintes (σ_{mises})

- **Interprétation**

La figure IV.7, montre que les contraintes équivalentes de mises dépassent la limite élastique, ce qui a pour effet de provoquer l'érouissage de la surface du matériau et d'améliorer la dureté des couches superficielles.

III.6 Conclusion

Comme il a été montré dans la figure II.2 (Cf § II.2.2), c'est la charge qui limite la quantité de la matière qui s'écoule, ce qui explique sa corrélation avec la déformation équivalente.

C'est toujours la valeur minimale de l'avance qui donne le meilleur résultat, sauf pour les contraintes. Une grande valeur d'avance provoque l'augmentation de la contrainte longitudinale et par conséquent la contrainte équivalente.

L'augmentation du rayon de la bille a pour effet d'étendre la surface de contact, ce qui engendre une élévation des contraintes, néanmoins elle provoque une gêne pour la pénétration de la bille dans la matière, de ce fait les valeurs moyennes du rayon sont plus favorables pour donner une déformation élevée. Par ailleurs un faible rayon de bille combiné avec les avances les plus faibles, produit moins d'aspérités donc offre une bonne rugosité.

On déduit que la déformation plastique provient essentiellement de la rotation de la pièce, de ce fait le glissement de la matière suit un chemin hélicoïdale résultant de la rotation de la pièce et l'avance de la bille, alors que la charge appliquée sur la bille sert à assurer le bon contact entre les deux surfaces (pièce/bille) d'une part et limiter la quantité de la matière qui va s'écouler.

L'emploi de la simulation numérique par le code de calcul ABAQUS et par les plans de Box Behnken a permis d'étudier plusieurs facteurs avec un nombre d'essais réduit, et d'aboutir à un modèle mathématique du second degré, afin de mieux observer et estimer la variation et la distribution des contraintes et des déformation du matériau, ce qui nous aidera à comprendre la corrélation entre le phénomène d'érouissage et les propriétés physico mécanique du matériau qui seront étudié dans le prochain chapitre.

CHAPITR IV

Effet des paramètres de Traitement - Expérimentation et Simulation

IV.1 Introduction

Les pièces mécaniques doivent être soumises à une contrainte inférieure à leur limite d'élasticité. Par conséquent, pour qu'elles puissent supporter des contraintes admissibles aussi élevées que possible, on cherche à augmenter la limite d'élasticité du matériau. L'érouissage représente une solution pour améliorer la limite élastique. Cette amélioration offre une dureté aussi élevée, néanmoins elle provoque une fragilité accrue selon les métaux considérés. Lorsque la pièce comporte une variété de défauts tels que les cavités, les inclusions (précipité)..., une concentration de contraintes locale peut se produire. Dans ces cas, on se trouve localement dans le domaine plastique, cela peut générer un érouissage local. Ce phénomène est une des principales causes de la naissance de fissures provoquant la baisse de la résistance à la rupture menant à la ruine des pièces.

Ce chapitre est consacré à l'étude de l'influence de l'érouissage sur le comportement élastique du matériau. Pour se faire, deux matériaux, en l'occurrence, un alliage d'aluminium du commerce et un acier XC38 ont été traités par le procédé de brunissage par bille fixe et mobile.

IV. 2 Matériels et méthodes

IV.2.1 Matériaux

a) L'alliage d'aluminium commercial caractérisé par sa composition chimique obtenue par microscopie électronique à balayage (FEG.SUPRA 40), où les poids (wt) en % des éléments sont présentés ci-dessous est :

Eléments	Al	Fe	Si	K
Wt (%)	98.83	0.39	0.35	0.12

La dureté initiale: $Hv_{0Al}=125$

La limite élastique $Re = 376.5 \text{ N/mm}^2$ et $Rm = 527.5 \text{ N/mm}^2$

b) L'acier XC38 caractérisé par sa composition chimique :

Eléments	C	Si	Mn	S	Cr+Ni+Mo
%	0.35-0.39	≤ 0.4	0.5-0.8	0.015-0.035	≤ 0.63

La dureté initiale: $Hv_{0XC} = 280$

La limite élastique : $Re = 430.8 \text{ N/m}^2$ et $Rm = 722.6 \text{ N/m}^2$

IV.2.2 Traitement des éprouvettes

Le procédé de traitement consiste en la déformation plastique superficielle des éprouvettes de révolution préalablement préparées pour des essais de traction (**figure IV.1**).

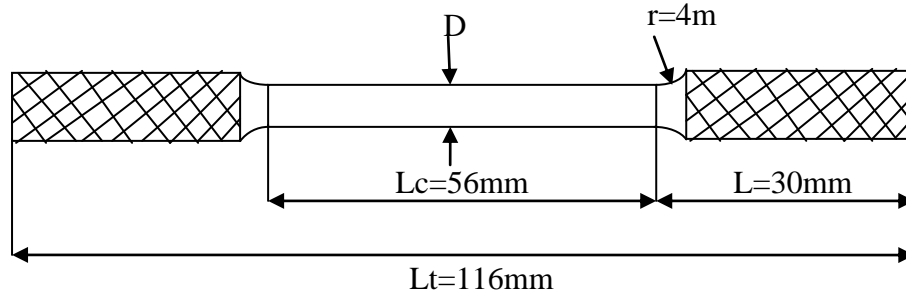


Figure IV.1. Dimension de l'éprouvette

D'après la littérature [59] les paramètres les plus influents sur les propriétés de surface sont la charge et le nombre de passes d'outil. La valeur de la charge "Py" dépend des caractéristiques physico-mécaniques (limite de rupture, limite de plasticité) du matériau à traiter [60]. Le troisième paramètre d'entrée est le type de surface, car les caractéristiques spatiales des surfaces et leurs propriétés fonctionnelles sont, dans certains cas distinctement différents, selon le mode de l'obtention (tournées, brunie, rectifié...) [61, 62].

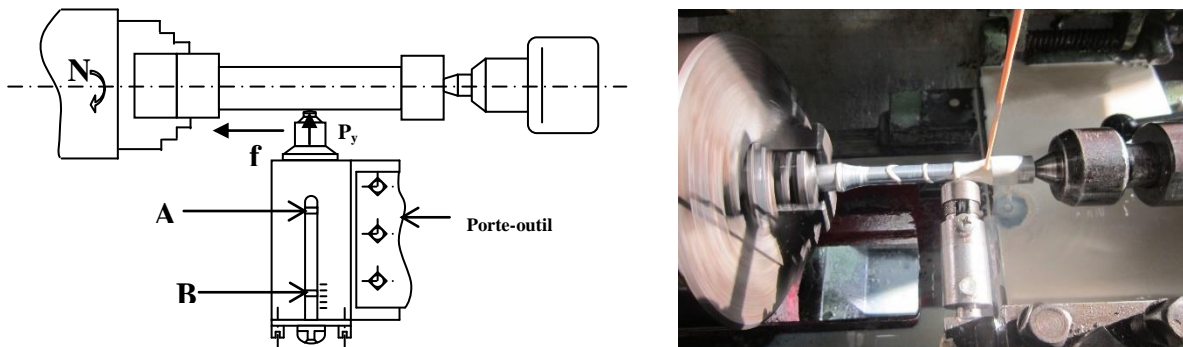


Figure IV. 2 : Essai expérimental de brunissage

Le principe de traitement par DPS est illustré dans le § II.2.1. Pour l'opération de brunissage elle est réalisée sur un tour universel Model 1K62, en faisant varier trois facteurs (paramètres d'entrée) la charge "Py", le nombre de passe "i", et le type de surface "S"(usinée 'U', Brunie 'B' Galetée 'G'). La préparation des surfaces B et G est réalisée avec le même brunissoir, (bille fixe pour 'B' et bille mobile pour 'G'), sous une charge de 50N.

IV.2.3 Méthodologie de test

Pour mettre en évidence l'effet de ces paramètres, nous avons procédé selon le schéma ci-dessous.

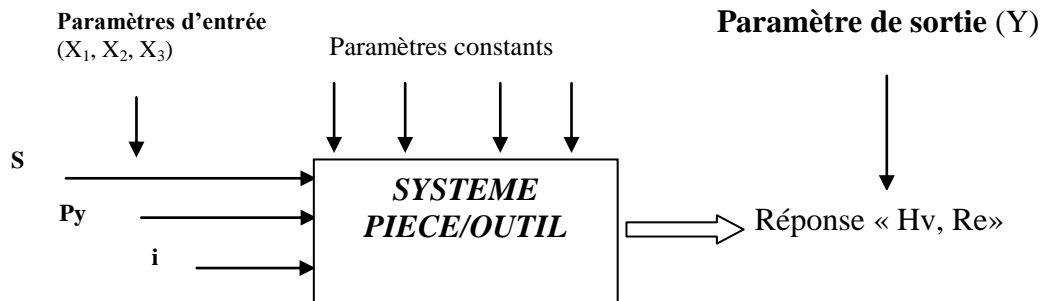


Figure IV. 3. Schéma des essais (3 facteurs)

IV.3 Modélisation par les plans de Box-Behnken [54, 56]

On fait appel aux méthodes multi factorielles, en l'occurrence les plans d'expériences de Box-Behnken (plans multifactorielles de second degré). Ces plans permettent de prédire les réponses tout en respectant certains critères d'optimalité, donc c'est le plan idéal pour l'expérimentation. Le régime de l'opération dépend principalement de la dureté du matériau et de la rigidité du système [53], dans le cas des matériaux en question, on utilise le régime consigné dans la matrice d'essai (tableaux IV.1).

Tableau IV.1. Matrice d'essai

Facteurs	Paramètres	Niveaux		
		-1	0	+1
X1 (S)	Type de surface	Usiné	Galeté	Bruni
X2 (Py)	Charge Py[N]	50	100	150
X3 (i)	Nombre de passes	1	2	3

- Fréquence de rotation : $N = 560$ tr/min.
- Avance $f = 0.037$ mm/tr
- Bille en acier 100C6, de rayon $r = 7.2$ mm

La matrice d'expériences est présentée dans le tableau IV.2.

Tableau IV.2 Matrice d'expériences

Essai n°	Type de surface	Charge (N)	Nombre de passe (i)
1	U	50	2
2	B	50	2
3	U	150	2
4	B	150	2
5	U	100	1
6	U	100	3
7	B	100	1
8	B	100	3
9	G	50	1
10	G	150	1
11	G	50	3
12	G	150	3
13	G	100	2
14	G	100	2
15	G	100	2

Pour une meilleure compréhension du phénomène d'écaillage, on utilise deux types d'essais (cas d'une bille fixe et le cas d'une bille mobile).

IV.4 Mesure de dureté et essais de traction

Les essais de tractions et les mesures de dureté sont effectués dans l'Unité des Recherches Appliquées en Sidérurgie Métallurgie (URASM-CSC), selon la norme ISO/CEI 17025:2005.

IV.4.1 Mesure de la microdureté

On utilise un micro-duromètre (Matsuzawa MXT70), avec une force de pénétration de 1N.



Figure IV.4 Micro-duromètre (Matsuzawa MXT70)

IV.4.2 Essai de traction

IV.4.2.1 Caractéristiques de la machine

La machine de traction utilisée est du type ZWICK 1476 LET1, à force maximale $F=100\text{KN}$



Figure IV.5 Machine de traction (ZWICK 1476 LET1)

IV.4.2.2 Conditions d'essai

Température	Ecart entre mâchoire	Vitesse jusqu'à Rp, Re	Vitesse sur étendu d'écoulement	Vitesse d'essai
24 °c	68,6 mm	1,02 Kg /mm ² s	0,009L ₀ /mm ² s	0,4 L ₀ /mm ²



Figure IV.6 Eproutettes d'aluminium a-avant l'essai de traction ; b-après l'essai de traction

IV.5 Résultats et discussions

IV.5.1 Traitement des données

Le traitement des résultats est réalisé selon le modèle adopté en utilisant un programme de calcul sous matlab [57].

$$Y = a_0 + a_1X_1 + a_2X_2 + a_3X_3 + a_{12}X_1X_2 + a_{13}X_1X_3 + a_{23}X_2X_3 + a_{11}X_1^2 + a_{22}X_2^2 + a_{33}X_3^2 + e \quad \text{.....(IV.1)}$$

e : erreur

Ce modèle comporte 10 coefficients, pour les estimer, le plan admet 15 points expérimentaux donnant chacun une équation [54]. Après les calculs, les coefficients sont regroupés dans les tableaux IV.3.et IV.4

Tableau IV.3. Coefficients des modèles mathématiques de Re.

		a₀	a₁	a₂	a₃	a₁₂	a₁₃	a₂₃	a₁₁	a₂₂	a₃₃
AL	Bille fixe	336.03	7.3	10.125	-1.9	-9.02	-11.4	-9.3	-8.45	-6.35	-4.15
	Bille mobile	352.2	2.5	1.44	4.76	-3.15	4.6	-11.2	3.54	1.9	-8.04
XC38	Bille fixe	498.07	28	18.09	23.6	17.02	25.6	2.1	73.4	-35.2	-36.3
	Bille mobile	461.63	18.5	31.65	22.42	21.85	77	26.05	27.5	-13.6	15.61

Tableau IV.4 Coefficients des modèles mathématiques pour Hv.

		a₀	a₁	a₂	a₃	a₁₂	a₁₃	a₂₃	a₁₁	a₂₂	a₃₃
AL	Bille fixe	144.86	4.33	10.655	0.07	0.357	2.61	2.44	-1.01	1.636	0.461
	Bille mobile	138.45	-2.68	3.027	0.965	0.825	-5.37	-2.74	-2.28	4.366	1.64
XC38	Bille fixe	269.18	-35.6	17.53	-14.8	-6.78	27.81	12.72	29.53	2.535	22.99
	Bille mobile	310.27	24.7	-15.87	-2.21	-9.78	1.69	22.41	-27.7	17.86	6.025

La résolution de l'équation (IV.1) a permis de mettre en évidence l'interaction des paramètres d'entrée et d'aboutir aux valeurs optimales des paramètres de sorties (réponses Re et Hv). Les régimes de traitement par brunissage offrant les valeurs maximales de Re, sont présentés dans le tableau IV.5

Tableau IV.5 Régime pour maximisée Re

		Test de Fisher	Test de R ²	Paramètres d'entrées			Réponse Re	Erreur (e)
				Type de surface	Charge appliqué (Py)	N ^{br} de passes (i)		
AL	bille fixe	51.485	0.9983	B U	150	1	349.609	21.6044
	bille mobile	4.1813	0.9982	U	50	3	374.363	30.072
XC	bille fixe	0.516	0.9956	U	100	2	599.493	36.0402
	bille mobile	0.0149	0.9962	U	50	3	688.583	60.98

Les régimes de traitement offrant les valeurs maximales de dureté, sont présentées dans le tableau IV.6

Tableau IV.6 Régime pour maximisée Hv

		Test de Fisher	Test de R ²	Paramètres d'entrées			Hv prédite	Erreur (e)
				Type de surface	Charge appliquée (Py)	N ^{br} de passes (i)		
AL	bille fixe	0.4808	0.9988	G	150	1	161.381	10.169
	bille mobile	0.9994	0.9989	B	150	3	150.643	9.371
XC	bille fixe	24.5	0.9979	G	150	1	413.983	27.786
	bille mobile	0.5599	0.9959	U	50	1	384.363	32.847

- **Interprétation des résultats :**

Pour une bille fixe, les valeurs les plus élevées de la rugosité "Re" sont obtenues sous les charges importantes "Py" et avec un nombre de passes réduit, par contre pour une bille mobile ces résultats s'obtiennent sous de faibles charges et avec trois passes. Pour les deux matériaux, la surface préparée par usinage donne les meilleurs résultats.

Les plus fortes charges "Py" appliquées sur les surfaces préalablement préparées par brunissage à la bille mobile, offrent les valeurs de dureté superficielles les plus élevées (**tableau IV.6**). Le traitement en une seule passe offre de meilleurs résultats, à l'inverse, le traitement sous plusieurs passes avec de fortes charges, peut entraîner l'écaillage de la surface, ce qui affecte les propriétés mécaniques.

IV.5.2 Simulation graphique

L'impact des différents paramètres des régimes et leurs interactions sont illustrés dans les figures **IV.7 – IV.15**.

Les graphiques montrent la variation des paramètres de sortie (Re et Hv) ; en fonction de la charge (Py), le nombre de passe (i), pour les trois types de surfaces et les deux types de matériaux.

IV.5.2.1 Effet du brunissage (avec bille fixe) sur Re

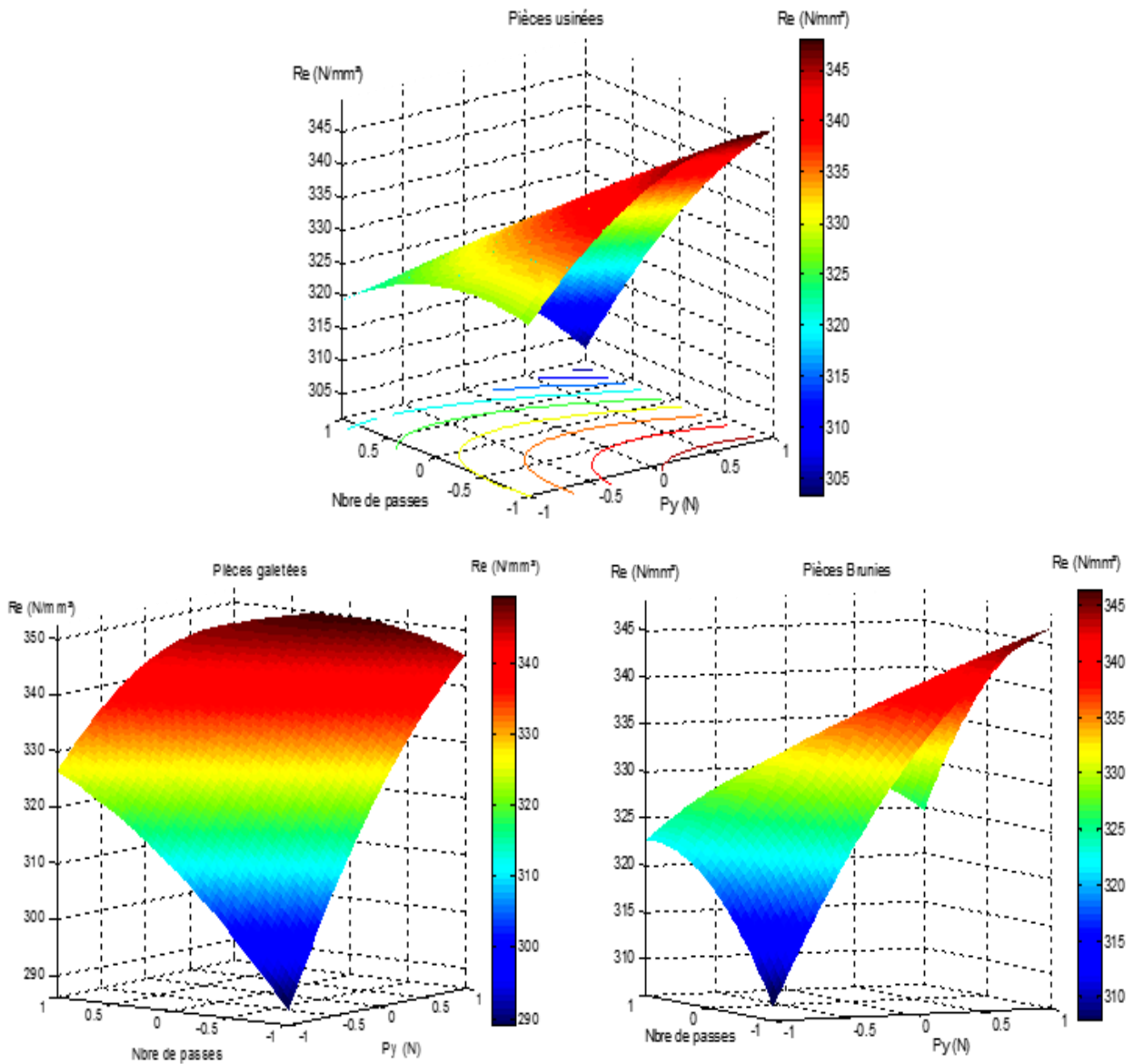


Figure IV.7 Effet de brunissage sur Re pour les éprouvettes en alliage d'Al

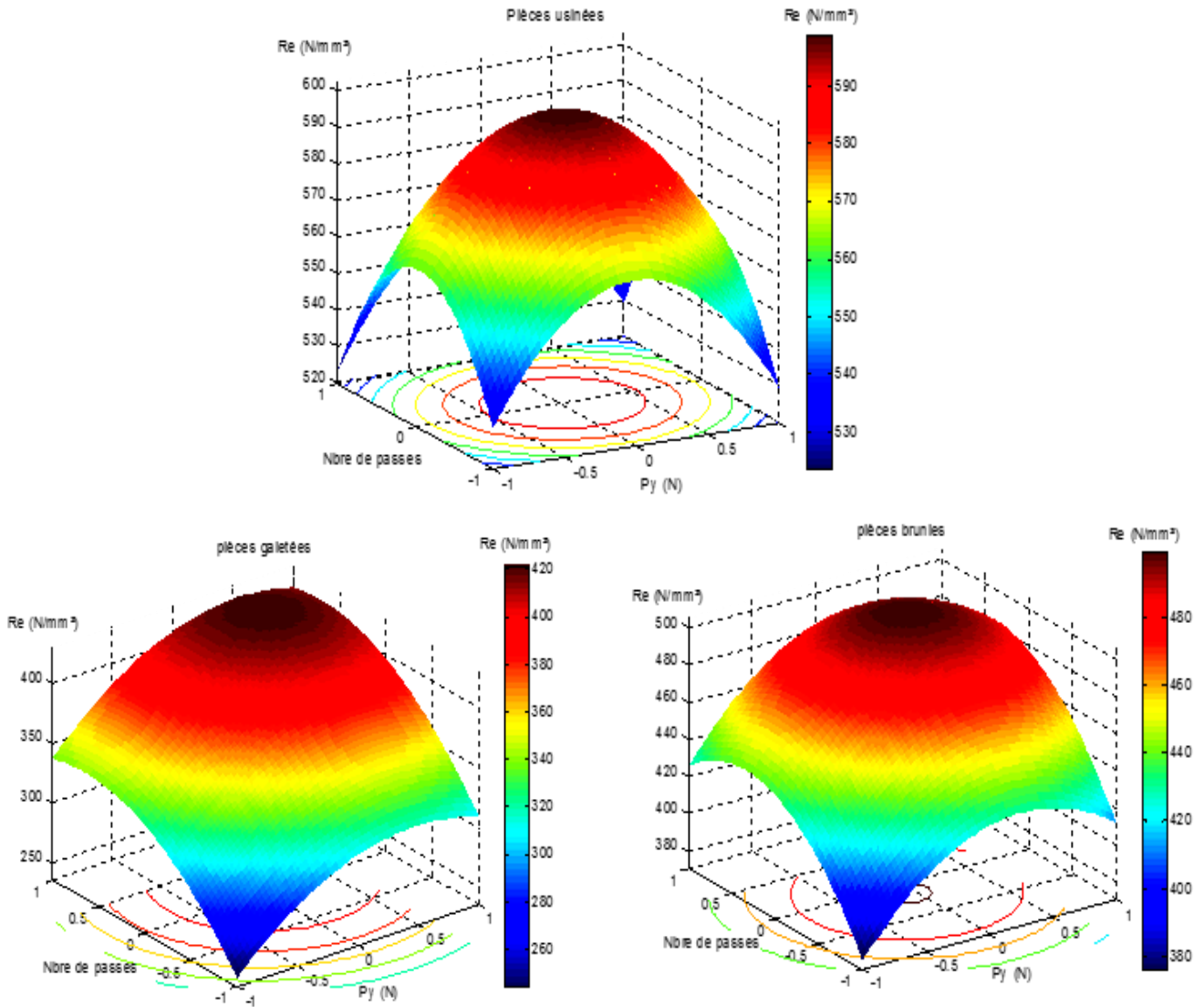


Figure IV.8 Effet de brunissage sur Re pour les éprouvettes en XC38

IV.5.2.2 Effet du brunissage (avec bille mobile) sur Re :

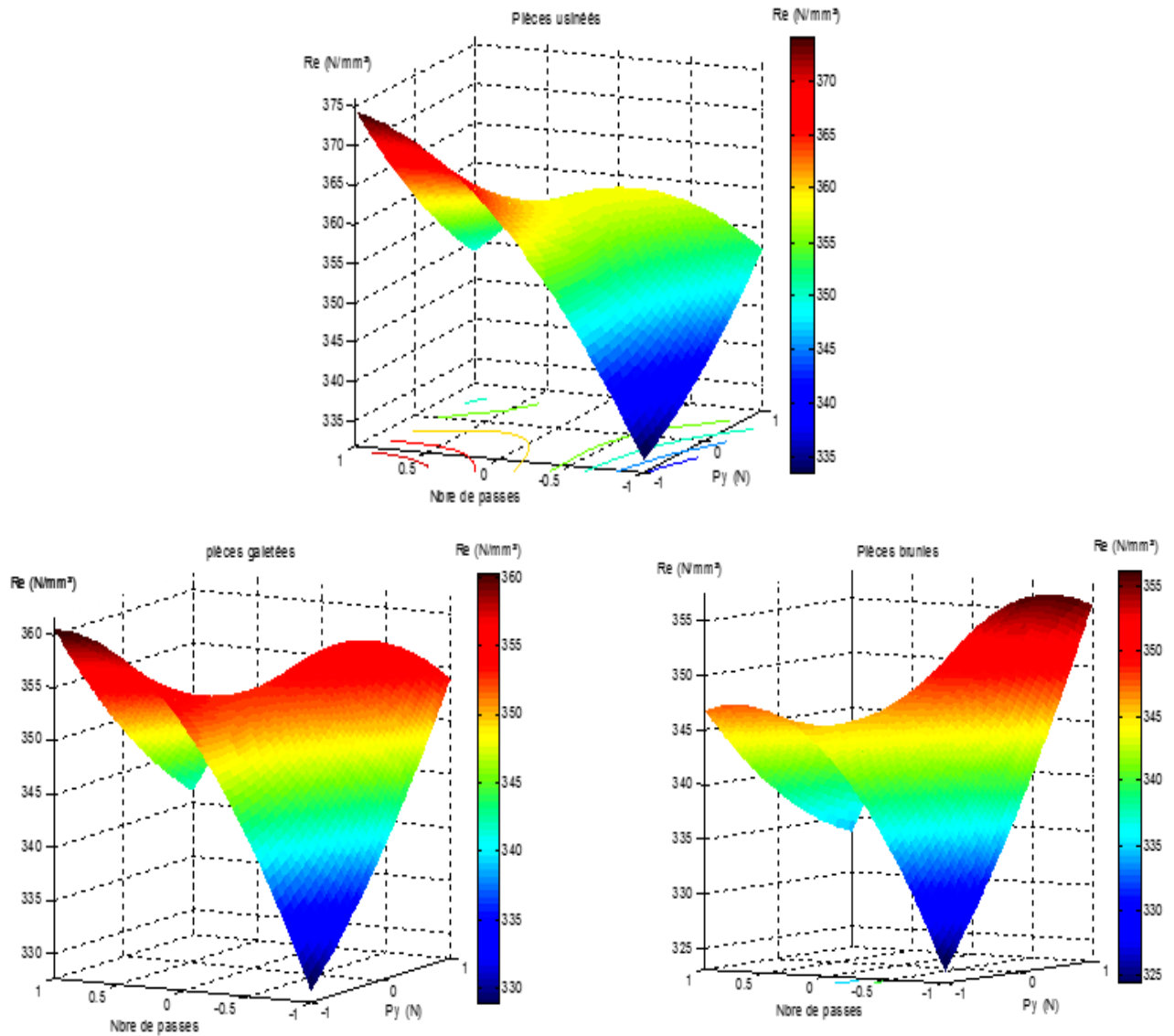


Figure IV.9 Effet de galetage sur Re pour les éprouvettes en AL

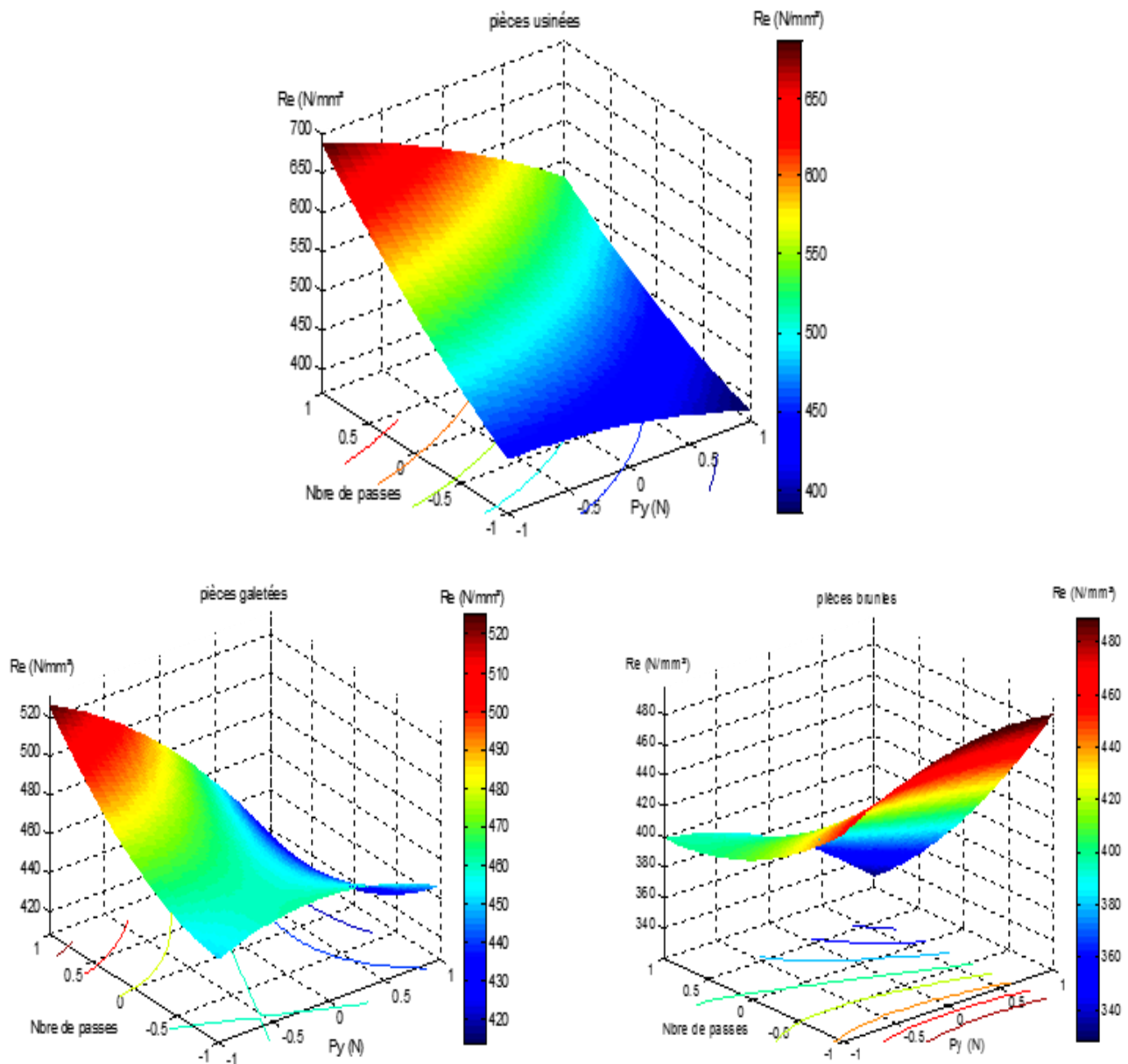


Figure IV.10 Effet de Brunissage (avec bille mobile) sur Re pour les éprouvettes en XC38

- **Interprétation des résultats :**

Lors du traitement des pièces avec une bille fixe, le type de surface a peu d'influence sur les résultats (**figures IV.7 et IV.8**), par contre, avec une bille mobile, les bons résultats sont obtenus sous une faible charge et un nombre de passes important (**figures IV.9 et IV.10**), sauf que pour les pièces préparées par une passe de brunissage à la bille fixe (3^{ème} type de surface), où la charge élevée et une seule passe, offrent les meilleurs résultats. Ceci s'explique par la

pénétration de la charge tangentielle dans la surface à déformer (Cf. chapitre III), toutes fois l'emploi des fortes charges limite le nombre de passes afin d'éviter la propagation des fissures qui génère l'écaillage de la surface. Dans le cas de traitement avec une bille mobile, les charges enfoncent la pièce radialement, ce qui accroît la longueur des fissures et engendre ainsi des sections dangereuses, donc les fortes charges ont un impact négatif (chute des valeurs de la limite élastique R_e).

Ces interprétations peuvent être affirmées par le comportement fragile de quelques éprouvettes soumises à l'essai de traction, où on remarque l'absence de la phase plastique et la section de coupe droite, car la rupture est due à une propagation brusque d'une fissure, ce qui est montré dans la figure **IV.11**.

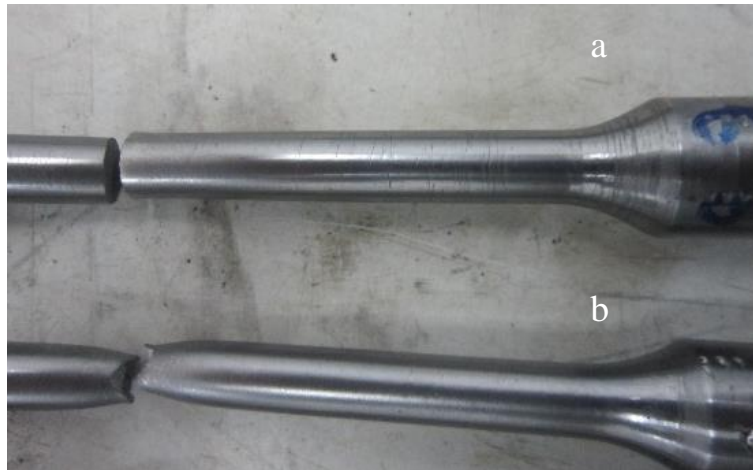


Figure IV.11 Eprouvettes d'acier XC38 après l'essai de traction
a- éprouvette N°8 ; b- éprouvette N°9

IV.5.2.3 Effet du brunissage (avec bille fixe) sur H_v

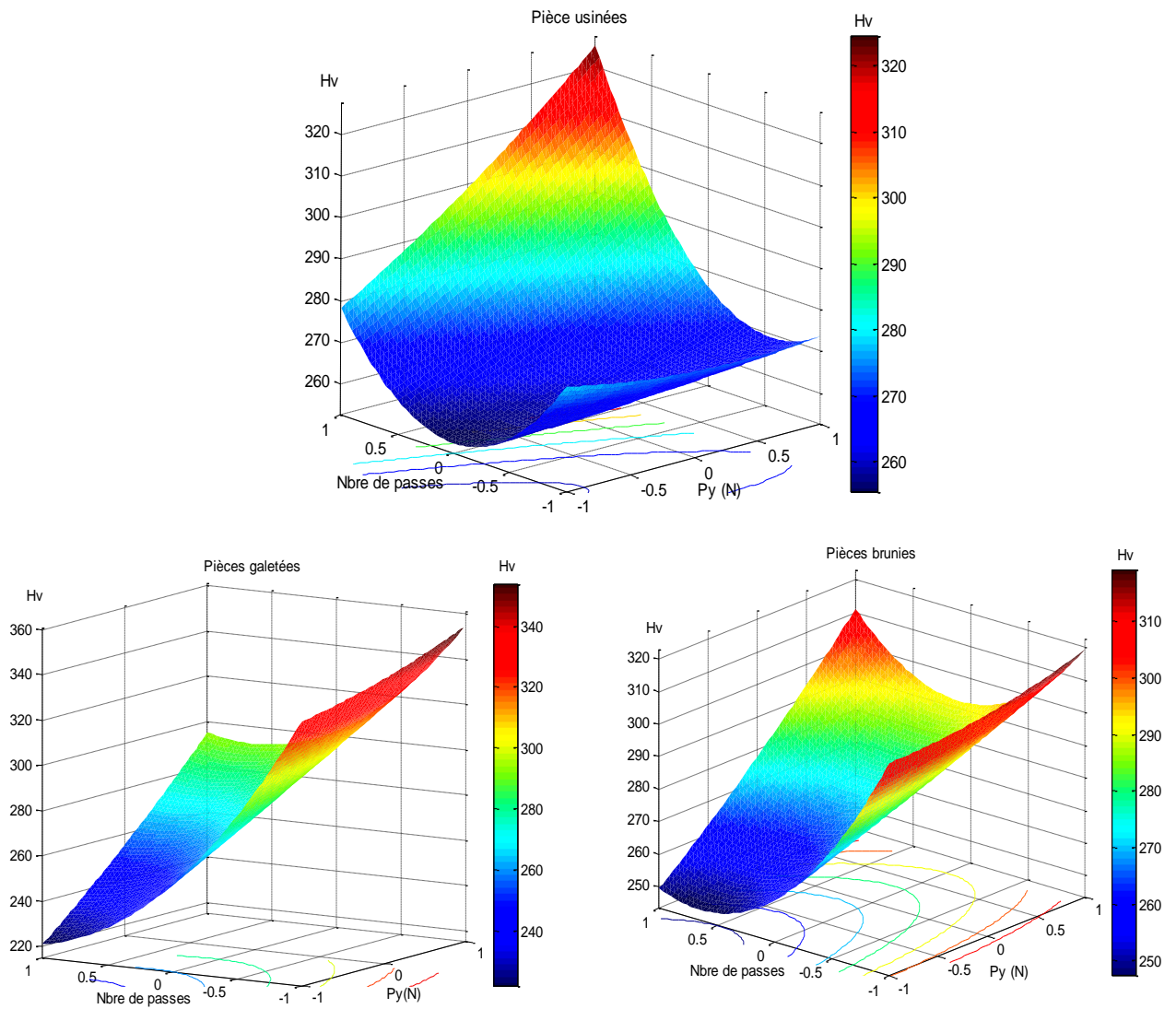


Figure IV.14 Effet de brunissage sur Hv pour les éprouvettes en XC38

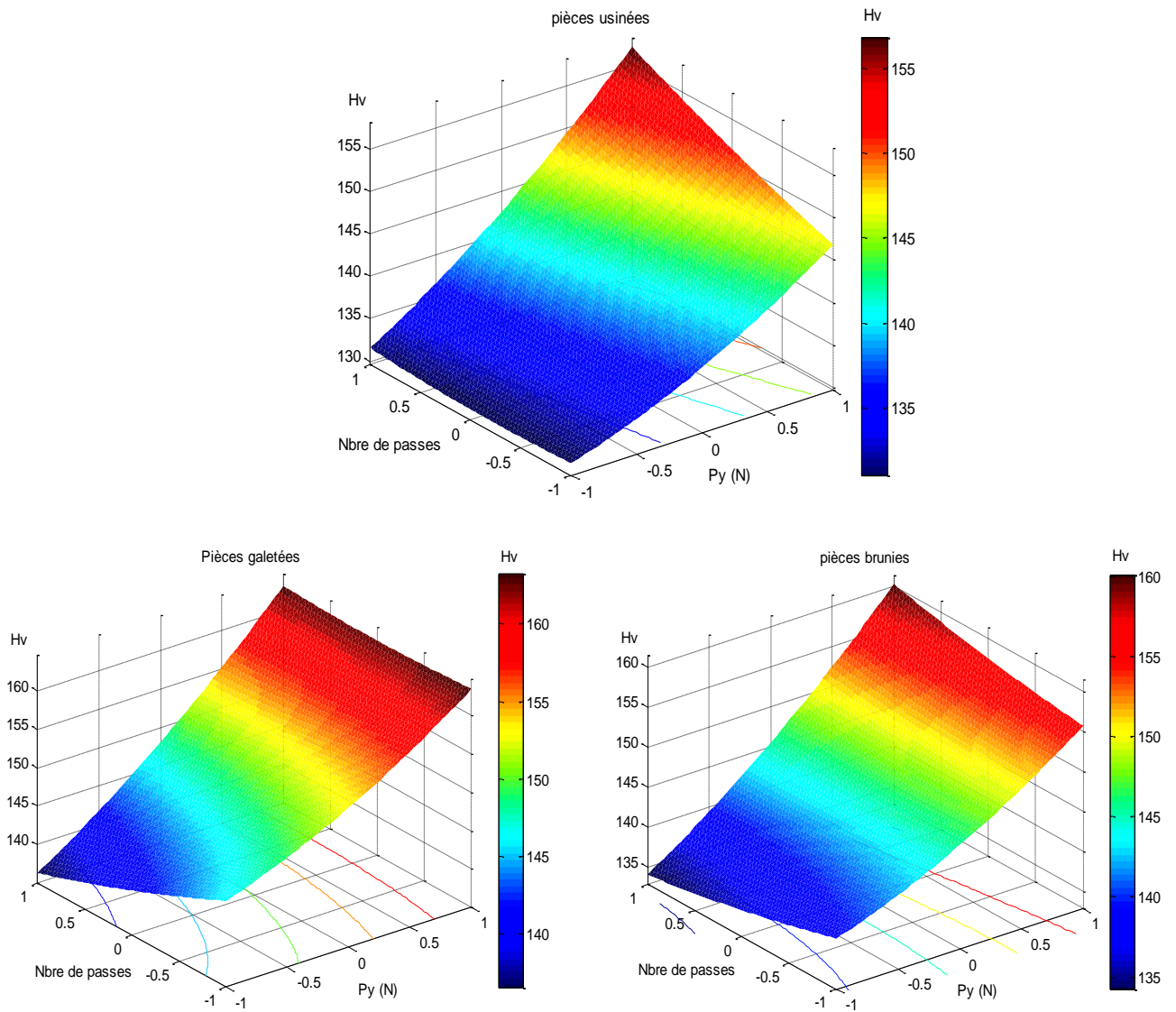


Figure IV.12. Effet de brunissage sur Hv pour les éprouvettes en AL

IV.5.2.4 Effet du brunissage (à la bille mobile) sur Hv

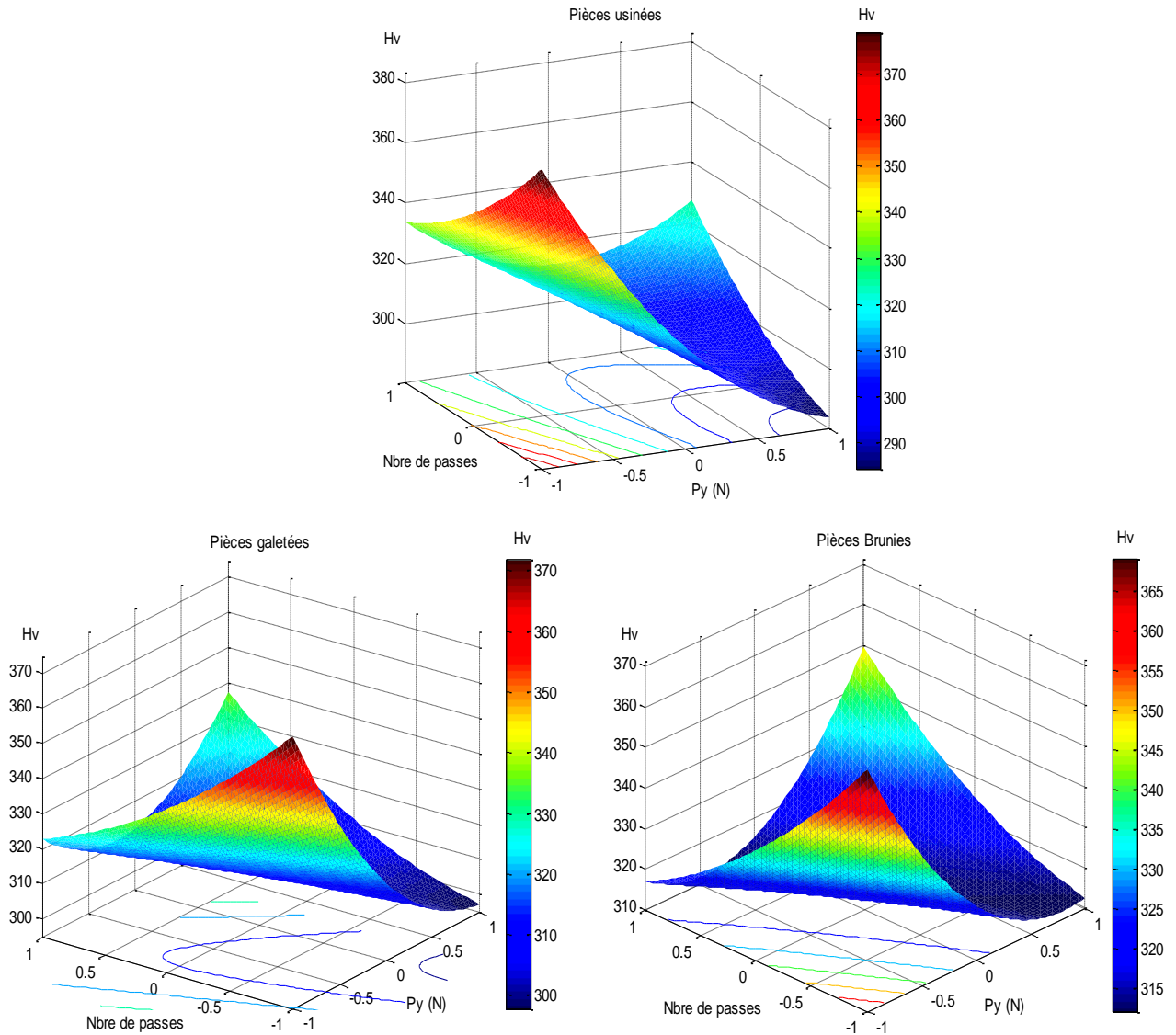


Figure IV.15 Effet du brunissage (à la bille mobile) sur Hv , (acier XC38)

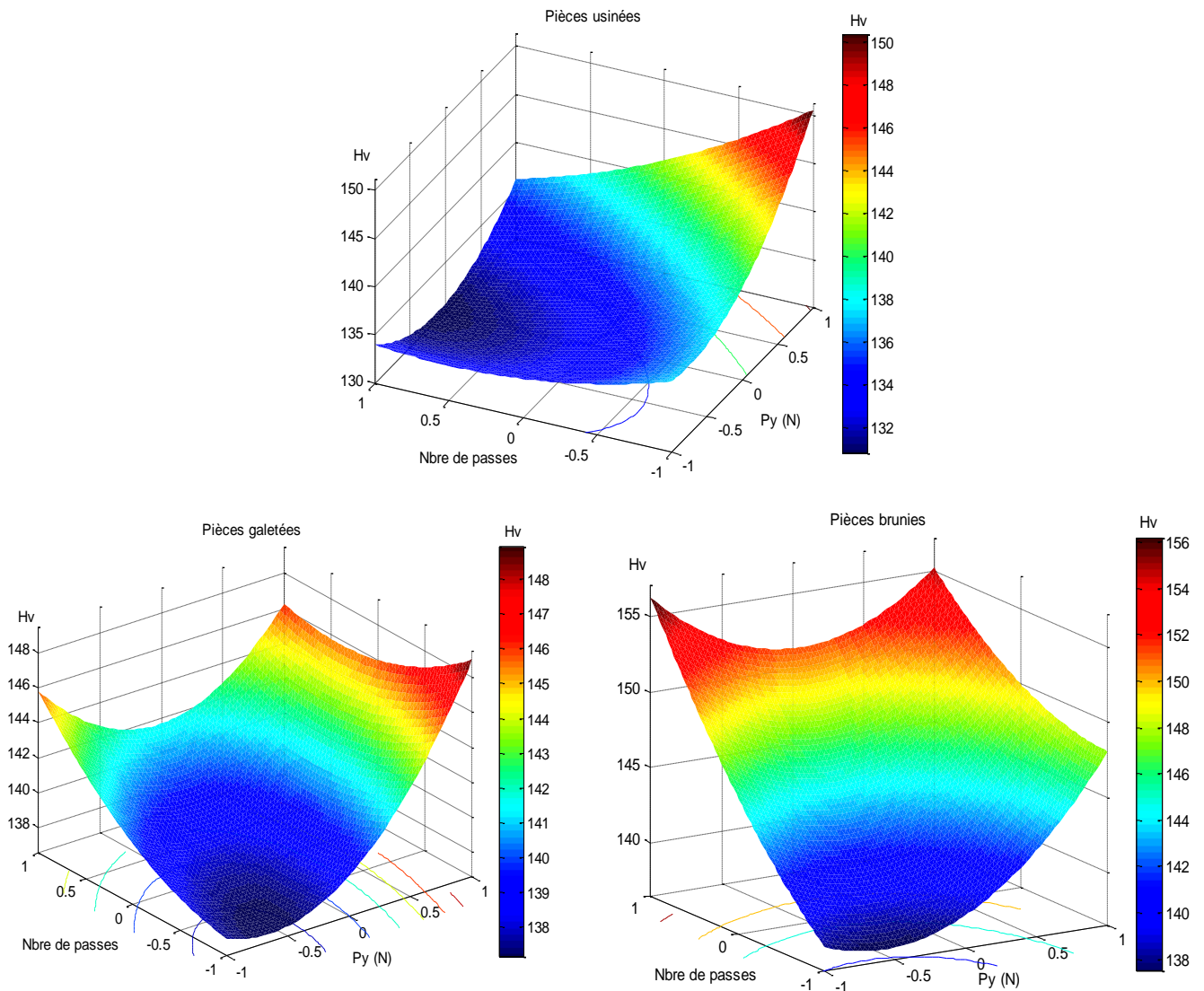


Figure IV.13 Effet du brunissage (à la bille mobile) sur Hv, (alliage d'Al)

- **Interprétation des résultats :**

Lors du traitement des pièces en alliage d'aluminium avec une bille fixe, le type de surface n'influe pas sur les résultats, par contre, si on utilise une bille mobile les pièces préalablement préparées par bille mobile, donnent de bons résultats quel que soit le nombre de passes sous de fortes charges "Py". Par contre, pour les pièces préalablement préparées par une passe de brunissage à la bille fixe, les bons résultats sont obtenus en utilisant trois (3) passes de traitement. Par ailleurs, le nombre de passes influe inversement pour les pièces préparées par usinage. Ce qui est représenté dans les figures **IV.12** et **IV.13**.

La **figure IV.14** montre que lors du traitement des pièces en acier (XC38), on enregistre que le type de surface n'influe que pour le traitement par la bille fixe. Les pièces traitées par brunissage à la bille (fixe ou mobile) donnent les meilleurs résultats pour une seule passe, par contre l'amélioration de la dureté superficielle "Hv" des pièces préparées par usinage exige plusieurs passes.

Le traitement par une bille mobile est plus efficace avec une faible charge "Py" et une seule passe (**figure IV.15**).

IV.6 Simulation numérique de la déformation en surface

Au moyen du code de calcul ABAQUS, nous avons jugé utile d'explorer les mécanismes de déformation de la couche superficielle du matériau (acier XC38), soumise au passage de la bille comme montré dans la **figure IV.16**.

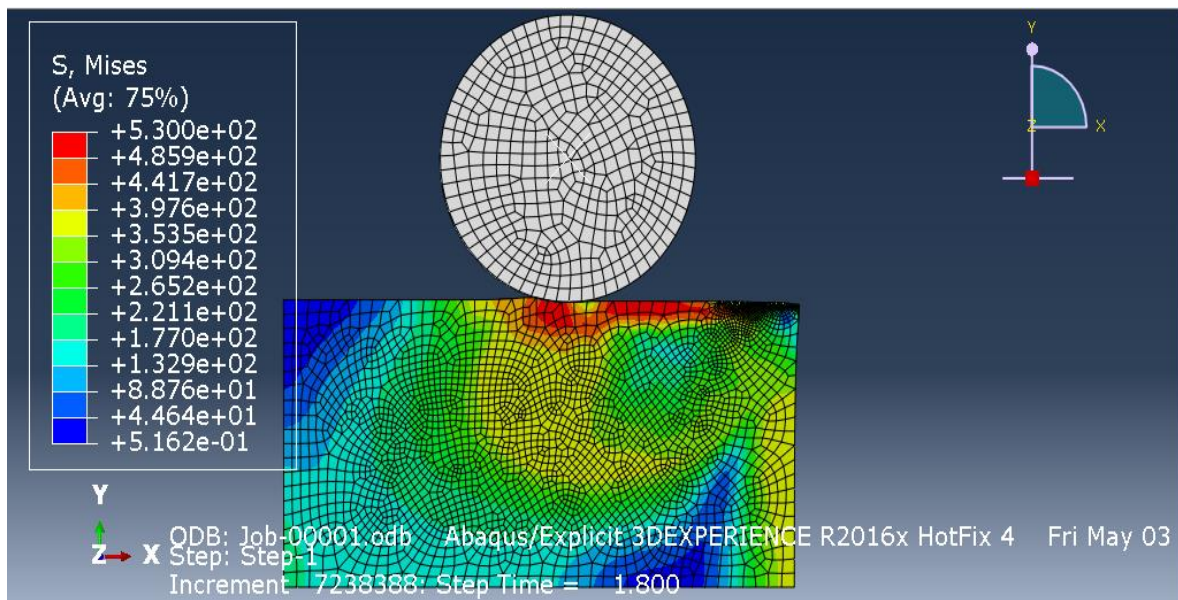
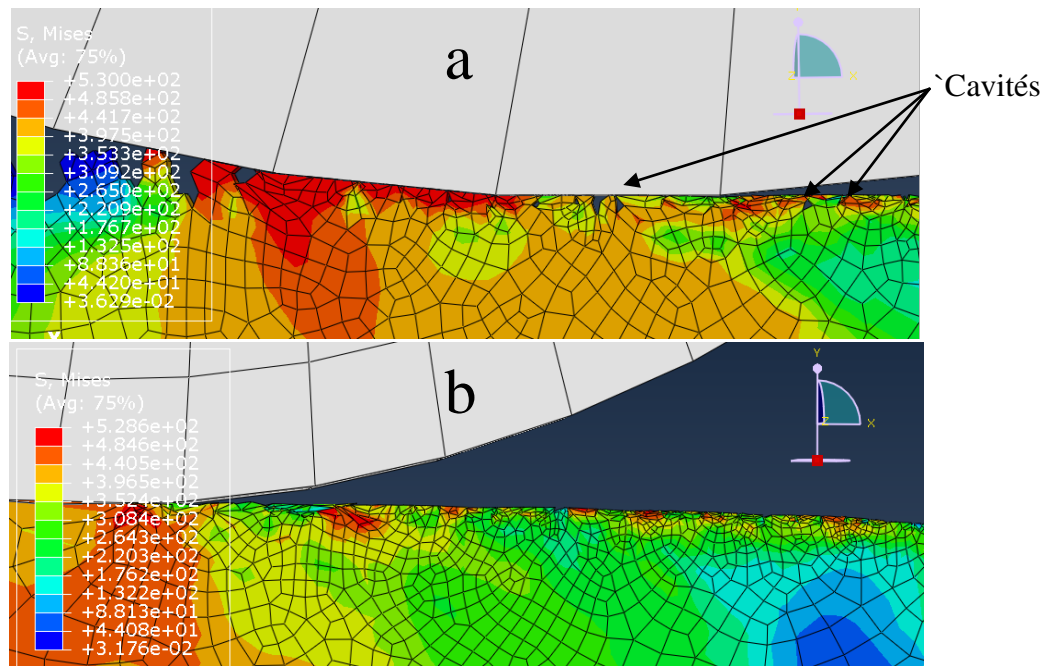


Figure IV.16 Action bille-surface

Nous examinons le cas du repassage, soit le brunissage à la bille mobile (**figure IV.17a**) et celui à la bille fixe (**figure VI.17b**).



FigureIV.17. Déformation de la surface après repassage
a- bille mobile ; b- bille fixe

Il s'ensuit de cette simulation que la déformation après passage de la bille mobile, donne lieu à la naissance de nouvelles cavités susceptibles d'affaiblir la couche superficielle. Ces cavités sous l'action des charges extérieures engendrent des défauts, tels que (creux, concaves, micro fissures, ...) avec des zones de concentration de contraintes, progressant en profondeur et compromettant ainsi les propriétés du matériau, en l'occurrence, la limite élastique "Re". Ces observations sont en accord avec celles enregistrées lors de la simulation expérimentale (cas de l'acier XC38), explicitée dans le §IV.5.2. Par contre, lors du repassage par la bille fixe, le nivellement des crêtes dans le sens longitudinal est plus prononcé, ce qui permet d'éviter la création des cavités, donc des défauts.

IV.7 Conclusion

L'érouissage d'un métal correspond aux modifications qu'il subit lorsque les contraintes qui lui sont appliquées sont suffisamment fortes pour provoquer des déformations plastiques permanentes. D'après les résultats obtenus par l'expérimentation, les paramètres du régime (le type de surface, la charge, le nombre de passes) de traitement par DPS jouent un rôle important pour l'amélioration des propriétés physico-mécaniques du matériau. La difficulté ainsi rencontrée réside dans et l'obtention d'une dureté superficielle élevée avec une limite

élastique confortée. Ceci, ne peut être atteint que par la connaissance du comportement du matériau au niveau structurel et la maîtrise des défauts et leur propagation. Il n'existe pas de théorie complète de la plasticité lors de l'étude des phénomènes d'écoulement plastique, donc on ne progressera qu'à condition de combiner les recherches expérimentales et la simulation numérique. En effet, cette dernière a permis d'éclaircir le phénomène de déformation sous l'action de la bille et les défauts qui surviennent et d'expliquer le comportement fragile des éprouvettes lors des tests.

Conclusion générale et Perspectives

Conclusion générale

En service, les pièces mécaniques doivent être soumises à une contrainte inférieure à leur limite d'élasticité (en tenant compte des marges de sécurité) où le comportement du matériau est réversible. Ainsi, pour qu'elles puissent supporter des contraintes admissibles aussi élevées que possible, on cherche à augmenter la limite d'élasticité du matériau. Cet objectif peut être obtenu par une exploitation optimale du phénomène d'écrouissage de la surface traitée par DPS. L'écrouissage d'un métal correspond aux modifications qu'il subit lorsque les contraintes qui lui sont appliquées sont suffisamment fortes pour provoquer des déformations plastiques, permanentes, il est caractérisé par l'augmentation de la limite d'élasticité (R_e), de la dureté superficielle (H_v), et par conséquent l'augmentation de la fragilité. Suivant les métaux considérés, et comme la pièce peut comporter une variété de défauts : cavité, inclusion (précipité), des zones de dureté différentes, il peut se produire une concentration de contraintes qui engendre un écrouissage local. Ce phénomène est l'une des principales causes de la naissance de fissures.

Cette recherche a été consacrée à l'étude de l'influence de l'écrouissage sur le comportement élastique de deux matériaux, l'acier XC38 et l'alliage d'aluminium, traités par brunissage. On a considéré les paramètres importants tels que la pression de déformation, l'état initial de la surface et la répétition du traitement, qui ont une forte influence. Les résultats obtenus montrent que la connaissance de l'influence de chaque paramètre ainsi que leur interaction est indispensable pour le choix optimal du régime de traitement. Toutes fois, l'amélioration de certaines caractéristiques telles que : la rugosité, la dureté, peut porter préjudice à d'autres propriétés telles que la limite élastique. Pour y remédier, une simulation numérique a été développée, ce qui a permis d'estimer les paramètres non mesurables, telles que la déformation et les contraintes pouvant nous aider à comprendre le phénomène d'écoulement de la matière ainsi que sa maîtrise à savoir les défauts inévitable de la structure et l'influence du régime. On a mis en évidence que la modélisation du comportement matériel est essentielle pour obtenir des simulations numériques prédictives en accord avec les résultats expérimentaux.

Perspectives

Actuellement la simulation des procédés est, en général, assez bien intégrée dans les codes industriels. Toutefois, l'approche la plus courante consiste à considérer les outils du procédé comme rigides, ce qui ne permet pas de prévoir correctement leur fatigue et leur

impact sur le produit fini. Afin de prendre en compte d'éventuelles modifications de l'outil au cours des cadences de mise en forme, nous développons un outil numérique dédié qui utilise un couplage éléments finis / éléments frontières pour la modélisation respective de la pièce et de l'outil. Ce moyen numérique permettra plus particulièrement l'identification des critères de fatigue de l'outil. Il sera alors possible de concevoir des formes d'outils optimales permettant d'augmenter leur durée de vie tout en assurant une qualité exigée des pièces traitées.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] - Prof. Ghodake A. P., Prof. Rakhade R.D., Prof. Maheshwari A.S, Effect of Burnishing Process on Behavior of Engineering. Materials- A Review, IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE). E-ISSN: 2278-1684 Volume 5, Issue 5 (Mar. - Apr. 2013), PP 09-20.
- [2] - G. K.Quainoo, S. Yannacopoulos and A. K. Gupta. *Can. Metal. Quart*, vol. 40, N°2 (2001) 211-219.
- [3] - Bruno Chenal and Julian Driver. Techniques de l'Ingénieur, Traité matériaux métalliques, M230 Editions T.I. *Sciences et Techniques*. (1999), p 18.
- [4] - Charles-Henri de NOVION et Daniel LESUEUR, L'état métallique, Propriétés atomiques, Centre d'Études Nucléaires de Fontenay-aux-Roses (CEN-FAR).
- [5] - Jean POKORNY et Annick POKORNY Métallographie, Institut de Recherches de la Sidérurgie Française (IRSID).
- [6] - PICKERING (F.B.) et GLADMAN (T.). – An investigation into some factors, which control strength of carbon, steels. Metallurgical developments in carbon steels. Iron Steel Inst., Special Report no 81, p. 10-25.f.
- [7] - GRUMBACH (M.). – L'essai de traction. Collection IRSID-OTUA.
- [8] - BRAND (A.), FLAVENOT (J.F.), GREGOIRE (R.) et TOURNIER (C.). – Recueil de données technologiques sur la fatigue. CETIM (1980).
- [9] - POMEY (G.) et RABBE (P.). – Ruptures de fatigue de pièces de machines. Dunod (1968).
- [10] - SANZ (G.). – *La rupture des aciers. La mécanique de la rupture*. Collection IRSID-OTUA.

- [11] - ANDREWS (K.W.). – *Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures*. J. of the Iron and Steel Institut, juil. 1965.
- [12] - BAIN (E.C.) et PAXTON (H.W.). – *Les elements d'addition dans l'acier* (traduction par C. Leymonie). Dunod (1968).
- [13] - FRIEDEL (J.). – *Dislocations (Les dislocations)*. Pergammon Press, Oxford, 491 p. (1964).
- [14] - HIRTH (J.P.) et LOTHE (J.). – *Theory of dislocations (La théorie des dislocations)*. McGraw-Hill, New York, 780 p. (1968).
- [15] - CHAMPIER G. et SAADA G. – *Déformation plastique des métaux et alliages*. Masson, Paris, 317 p. (1968).
- [16] - PINEAU (A.), FRANÇOIS (D.) et ZAOUÏ (A.). – *Comportement mécanique des matériaux*. Éditions Hermes Paris, 2 tomes, 504 + 494 p. (1996).
- [17] - SAADA (G.) dans Champier (G.) et Saada (G.). – *Déformation plastique des métaux et alliages*. Masson, Paris, chap. 2, 317 p. (1968).
- [18] - PICKERING (F.B.). – *Constitution and properties of steels* (Structures et propriétés des aciers). Materials Science and Technology. Vol 7, 824 p. (chapitre 3).
- [19] - ESTRIN (Y.). – *Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation*, chapitre 2. Coord. Krausz, Academic Press (Étude théorique de la question) (1996).
- [20] - Ford Longmans, *Advanced Mechanics of Materials*, London, 1963.
- [21] - KELLY (A.) et NICHOLSON (R.B.). – *Strengthening methods in crystals* (Méthodes de durcissement des cristaux). Applied Science Publishing, Grande-Bretagne, 627 p. (1971).

- [22] - KELLY (A.). – *Strong solids* (Les matières solides à résistance élevée). N.H. Macmillan, Oxford Grande-Bretagne (1986).
- [23] - http://www.escofier.com/FR/metier_galetage.html
- [24] - Copyright 2005 Cogsdill Tool Products, INC. CATALOG NO. 500 FR 2-05
- [25] - MENDAR ingénieur conseil, La technique du galetage par A.C.E
- [26] - 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* 180-2006, 130-136.
- [27] - ERMAKOV. U. M, EPCHOV. A. A., Les perspectives de l'utilisation du repassage par pression d'un outil diamanté : M : HIMACH, 1984, p 64.
- [28] - JASSIMOV. M. M., La surveillance de la qualité de la pièce mécanique sous traitement de la couche superficielle par D.P.S, Librairie « Hayk.a », KAZAKHISTAN CCP, 1986, p 207.
- [29] - ERCHOV. A. A. SERGUEEV. U. A. KHMELNIKIR. V. L., L'efficacité et perspectives d'utilisation de l'usinage fini, augmentation de la résistance à l'usure de la construction des machines dans l'industrie de l'énergie M. NIIE-INFORMATION- ENERGOMAC1986, p 34.
- [30] - M, H El Axir, An investigation into roller burnishing, *int. J. Mach. Tools Manufact* 40 (2003) p 1603-1617.
- [31] - M. M Khabeery, M. H. El-Axir, Experimental techniques of studing the effects of milling roller burnishing parameter on surface integrity, *Mach. Tools Manufact.* 41 (2001) p 1705-1719.

- [32] - V.M Braslavski , A.A Baraz, Deformation strengthening of machinery parts, Vestn, Mch 63(7)(1983) 61-65 [Translated from Russian into English in Soviet Engineering Research, vol. 3, (7), p 46-50.
- [33] - N. H. Loh, S.C. Tam, S, Miyazawa, surface hardening by ball burnishing, Proc. Eng.23 (1990)p 413-417.
- [34] - A. M.Hassen. Effect of ball and roller burnishing on the surface roughness and hardness of some non-ferrous metals, J. Mater. Process.Technol. (1997) p 385-391.
- [35] - M. Fattouh M.M.E.L. Khabeery, Residual stress distribution in burnishing solution treated and aged 7075 Al alloy, Int, J. Mach. Tools Manufact. 29 (1) (1989) p 153-160.
- [36] - M. H, El-Axir, M.M.E.L. Khabeery, Influence of orthogonal Burnishing parameters on surface characteristics for various materials, J. Mater Process Technol. 132 (2003), p 82-89.
- [37] - M. LEMERCIER, Le galetage fin de surface, 42ème conférence du CT.DEC, Bulletin d'information N°41 du centre Technique de l'industrie de décolletage, Octobre 1976.
- [38] - D.D. PAPSHEV and Al, Finishing and strengthening parts made of hardened steel by burnishing and by ball burnishing, Vestnik Mashinostoeniya, Russian engineering Journal, vol. N°57, Issue 3, 1977, pp. 47-50
- [39] - N.G.GERASIMOVA and Al, Improving surface layer proprieties by diamond burnishing, STANKIL Instrument, Vol 47, Issue 9, 1976, pp.23-25.
- [40] - TORBILO. V.M., Le repassage par pression diamanté M.MACHINOSTROENIE 1981, p 104.
- [41] - ODINTSOV. R. G., Le traitement de finition des pièces mécaniques par l'outil diamanté et par vibration M. MACHINOSTROENIE 1985, p 57.

- [42] - ODINTSOV. L. G., Le durcissement et l'usinage de finition des pièces mécanique par déformation plastique des couches superficielles. M. MACHINOSTROENIE 1987, p 311
- [43] - Hongyun Luo, jianing Liu, Lijiang Wang, Quenpeng Zhong, Study of the mecanism of the burnishing process with cylindrical polycrystalline diamond tools, journal of materials processing technology 180 (2006) p 9-16.
- [44] - I.V.KURRYAVTSEV, Selection of parameters in the hardening of shafts by roller-Burnishing, design Testing and reliability of machines, vestnik Mashnostroeniya, Vol. 63, ISSUE 4 1983 .pp 8-10.
- [45] - H. HAMADACHE, Comportement des caractéristiques mécaniques de l'acier CK60K+N sous l'influence du brunissage, Thèse de magister ; Université de Annaba, Avril 1987.
- [46] - Hamel V., Roelandt J.M., Gacel J.N., Schmit F., « F.E. modeling of clinch forming with automatic remeshing », Comp. & Struct., France (1998).
- [47] - H. GUECHICHI, Prévision de contraintes résiduelles dues au grenailage, thèse de doctorat d'ingénieur, ENSAM Paris, 1986.
- [48] - P.A DAWSON, Effet sur la tenue en fatigue des contraintes résiduelles induites par grenailage. Edit. Chez H.P Lieurad, Fatigue des structures industrielles, Editions I.I.T.T., Mars1989.
- [49] - S. Braham, Modélisation du galetage des Vilebrequins. Evolution des contraintes résiduelles sous chargement cyclique, Thèse de Doctorat, Palaiseau, Octobre 1991.
- [50] - Feng K.-Q., De Saxcé G., Touzot G., « Numerical implementation of the implicit standard material approach for 2D or 3D frictional contact problem », Int. J. Num. Meth. Eng. (1992).

- [51] - CHTCHERBAK.A - valiaev.F - molva -ZADE.v Etude de l'influence du brunissage par diamant sur la qualité de la couche superficielle.
- [52] - Maurice Pillet, les Plans d'expériences par la méthode Taguchi éditions d'organisation Paris 2001.
- [53] - D.D. PALCHEV, Traitement de finition et de durcissement par déformations Plastiques superficielles, Moscou 1978.
- [54] - Jaques Goupy, Plans d'expériences pour surface de réponse, collection Dunod 1999.
- [55] - Marie Farge et Jean-François Colonna ; *L'experimentation numérique par ordinateur*, La Recherche 187 (1986), 444-457.
- [56] - J. GOUPY, Techniques de l'Ingénieur Cahier des Plans d'Expériences, Techniques de l'ingénieur, Traité « Analyse et caractérisation », p 26, 1996
- [57] - L. Laouar, Traitement mécanique de surface par brunissage des aciers XC48 et XC18 – Optimisation et caractérisation, Thèse de doctorat ; Université de Annaba, 2007.
- [58] - A. PINEAU, A. ZAOUI, D. FRANCOIS ; « Comportement mécanique des matériaux », Hermès 1991.
- [59] - Priyanka S. Yadav, Dayanand A. Ghatge . Performance Improvement of Roller Burnishing. Process– A Review. International Advanced Research Journal in Science, Engineering and Technology IARJSET (2017). ISSN (Online) 2393-8021 ISSN (Print) 2394-1588
- [60] - CHTCHERBAK.A - valiaev.F - molva -ZADE.v Etude de l'influence du brunissage par diamant sur la qualité de la couche superficielle.
- [61] - Wit Grzesik*, Jöel Rech and Krzysztof Żak. High-Precision Finishing Hard Steel Surfaces Using Cutting, Abrasive and Burnishing Operations. ELSEVIER. Procedia Manufacturing Volume 1, 2015, Pages 619–627

- [62] - M. Bourebia, L. Laouar, H. Hamadache & S. Dominiak (2016): Improvement of surface finish by ball burnishing: approach by fractal dimension, Surface Engineering, DOI: 10.1080/02670844.2016.1232778
- [63] - T. A. El-Taweel. M. H. El-Axir. Analysis and optimization of the ball burnishing process through the Taguchi technique. Springer (2009) 41:301-310

ANNEXE 1 : Principales propriétés d'acier

Aciers pour traitements thermiques			
Nuances *	Rr (MPa)	Re (MPa)	E (MPa)
C 22 (XC 18)	410 à 980	240à 600	210000
C 25 (XC 25)	460 à 690	270 à 370	210000
C 35 (XC 38)	570 à 830	320 à 490	210000
C 40(XC 42)	620 à 880	340à 520	210000
C 45 (XC 48)	660 à 930	360à 580	210000
C 50 (XC 50)	700 à 980	380 à 600	210000
XC80	700 à 1200	500 à 850	210000

Influence des éléments d'alliage sur les propriétés physiques des aciers

Aciers – Ordres de grandeur de diverses caractéristiques physiques selon les types de nuances							
Type d'acier	ρ (kg/dm ³)	E (N/mm ²)	ν	$\bar{\alpha}_\ell$ (K ⁻¹)	c_p (J/(kg · K))	λ (W/(m · K))	ρ ($\mu\Omega \cdot m$)
Non allié.....	7,85	210 000	0,30	12×10^{-6}	482	49	0,19
Faiblement allié.....	7,85	210 000	0,30	12×10^{-6}	482	43	0,25
Allié (< 5 %).....	7,85	210 000	0,30	12×10^{-6}	482	43	0,25
Chrome \geq 10 %.....	7,70	207 000	0,14	10×10^{-6}	460	23	0,56
Austénitique.....	7,92	190 000	0,28	17×10^{-6}	482	15	0,72

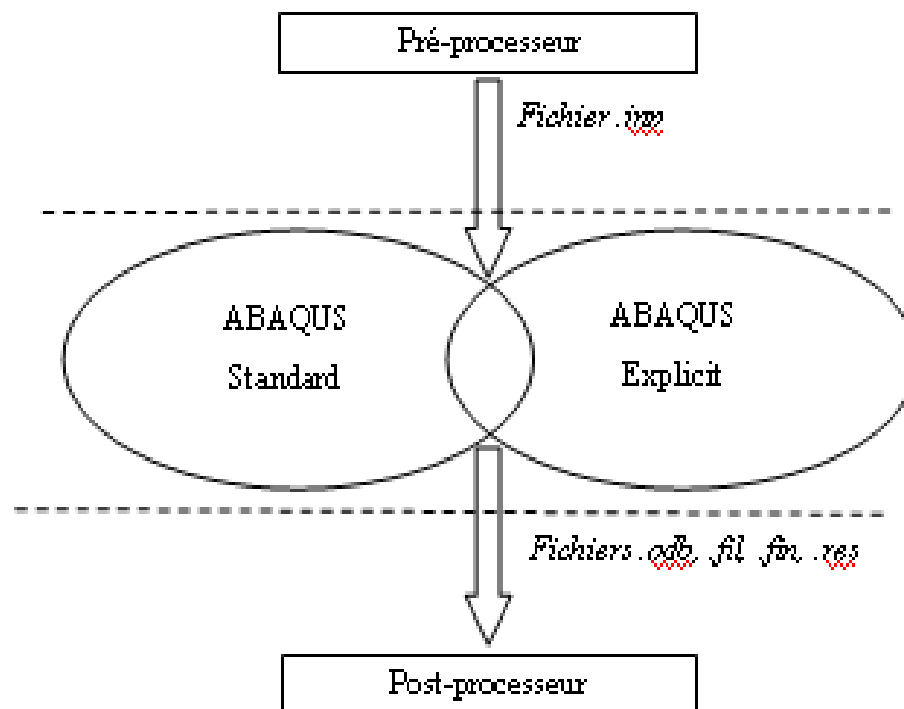
ρ masse volumique à 20 °C
 E module d'élasticité longitudinal
 ν nombre de Poisson
 $\bar{\alpha}_\ell$ coefficient de dilatation linéique moyen
 c_p capacité thermique massique moyenne de 0 à 100 °C
 λ conductivité thermique à 20 °C
 ρ résistivité à 20 °C

ANNEXE 2 : Structure d'Abaqus

• Structure D'ABAQUS

Description de la structure d'ABAQUS:

- Structure et fonctionnement de logiciel
- Syntaxe du fichier d'entrée (.inp)
- Fichiers générés par ABAQUS



● Post	Post-processeur (fichiers .res)
● Viewer	Post-processeur (fichiers .odb)
● CAE	Environnement de calcul intégré (fichiers .cae, .odb, .inp, .igs)
DSA	Optimisation, analyse de sensibilité
Aqua	Problèmes off-shore
Safe	Problèmes de fatigue
Cat	Interface avec Catia 4
Adams	Interface avec ADAMS
CMold	Interface avec C-MOLD
Moldflow	Interface avec Moldflow

ANNEXE 3 : Système d unités dans ABAQUS

Quantity	SI	SI(mm)	SI	US Unit(ft)	US Unit(inch)
Length	<i>m</i>	<i>mm</i>	<i>m</i>	<i>ft</i>	<i>in</i>
Force	<i>N</i>	<i>N</i>	<i>kN</i>	<i>lbf</i>	<i>lbf</i>
Mass	<i>kg</i>	<i>tonne (10³kg)</i>	<i>tonne</i>	<i>slug</i>	<i>lbf s²/in</i>
Time	<i>s</i>	<i>s</i>	<i>s</i>	<i>s</i>	<i>s</i>
Stress	<i>Pa (N/m²)</i>	<i>MPa (N/mm²)</i>	<i>kPa</i>	<i>lbf/ft²</i>	<i>psi (lbf/in²)</i>
Energy	<i>J</i>	<i>mJ (10⁻³J)</i>	<i>KJ</i>	<i>ftlbf</i>	<i>inlbf</i>
Density	<i>kg/m³</i>	<i>tonne/mm³</i>	<i>tonne/m³</i>	<i>slug/ft³</i>	<i>lbf s²/in⁴</i>

ANNEXE 4 : Présentation du fichier INP correspond au modèle de brunissage, chapitre III

```

*Heading
** Job name: Job-deformation133 Model name: deformation133
*Preprint, echo=NO, model=NO, history=NO, contact=NO
** PARTS
*Part, name=Bille
*Surface, type=REVOLUTION, name=SurfBille
START,      0.,      3.
CIRCL,      0.,     -3.,     -1e-06,      0.
*Rigid Body, ref node=Bille-1-RefPt_, analytical surface=SurfBille
*End Part
*Part, name=Piece
*Node
  1,  4.9967885, 0.179178268,      0.
  2,  6.49646854, 0.21423687,      0.
  3,  5.24900913, -3.83378458,      0.
  4,  4.03812313, -2.94848466,      0.
  5,      0.,      5.,      0.
2554, -5.34747982, 2.69260025,      4.
2555, -4.69265795, 2.86726975,      4.
2556, -5.10682964, 3.11914015,      4.
*Element, type=C3D8R
  1, 285, 297, 439, 314,  1, 13, 155, 30
  2, 297, 298, 440, 439, 13, 14, 156, 155
  3, 298, 286, 299, 440, 14,  2, 15, 156
  4, 314, 439, 441, 313, 30, 155, 157, 29
  5, 439, 440, 442, 441, 155, 156, 158, 157
1702, 2409, 2555, 2353, 2281, 2125, 2271, 2069, 1997
1703, 2555, 2556, 2354, 2353, 2271, 2272, 2070, 2069
1704, 2556, 2408, 2282, 2354, 2272, 2124, 1998, 2070
*Node
  2557,      0.,      0.,      2.
*Nset, nset=Piece-RefPt_, internal
2557,
*Nset, nset=_PickedSet7, internal, generate
  1, 2556,  1
*Elset, elset=_PickedSet7, internal, generate
  1, 1704,  1
*Nset, nset=RefPiece
2557,
*Nset, nset=SurfPieceExt
  2,  3,  6,  7, 10, 11, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21, 48, 49, 50
 51, 52, 53, 54, 55, 56, 57, 58, 59, 60, 61, 62, 63, 64, 65, 66
 67, 68, 69, 70, 83, 84, 85, 86, 87, 88, 89, 90, 91, 92, 112, 113

```

```

*Elset, elset=SurfPieceExt
*Elset, elset=_SurfPieceExtern_S4, internal
*Surface, type=ELEMENT, name=SurfPieceExtern
_SurfPieceExtern_S4, S4
_SurfPieceExtern_S6, S6
*Elset, elset=_SurfPieceLaterale1_S1, internal, generate
1492, 1704, 1
*Surface, type=ELEMENT, name=SurfPieceLaterale1
_SurfPieceLaterale1_S1, S1
*Elset, elset=_SurfPieceLaterale2_S2, internal, generate
1, 213, 1
*Surface, type=ELEMENT, name=SurfPieceLaterale2
_SurfPieceLaterale2_S2, S2
*Elset, elset=_SurfPieceIntern_S4, internal
*Elset, elset=_SurfPieceIntern_S6, internal
*Surface, type=ELEMENT, name=SurfPieceIntern
_SurfPieceIntern_S4, S4
_SurfPieceIntern_S6, S6
** Region: (SectionXC48:Picked)
*Elset, elset=_PickedSet7, internal, generate 1, 1704, 1
** Section: SectionXC48
*Solid Section, elset=_PickedSet7, material=XC48 2.,
*End Part
** ASSEMBLY
*Assembly, name=Assembly
*Instance, name=Piece-1, part=Piece
-6.12303176911189e-17, 3.74915180455535e-33, 1.
-6.12303176911189e-17, 3.74915180455535e-33, 1., -6.12303176911189e-17,
3.74915180455535e-33, 2., 89.9999990194245
*End Instance
*Instance, name=Bille-1, part=Bille
9.49999900000017, -2.14306093549824e-15, 1.
9.49999900000017, -2.14306093549824e-15, 1., 9.49999900000017,
0.707106781186545, 0.292893218813453, 180.
*Node
1, -9.99999997e-07, 1.83690953e-16, 0.
*Nset, nset=Bille-1-RefPt_, internal 1,
*Nset, nset=RefBille 1,
*Element, type=MASS, elset=RefBille_Inertia-1_ 1, 1
*Mass, elset=RefBille_Inertia-1_
10.,
*End Instance
** Constraint: Constraint-2
*Coupling, constraint name=Constraint-2, ref node=Piece-1.RefPiece, surface=Piece-
1.SurfPieceIntern
*Kinematic
*End Assembly
** MATERIALS
*Material, name=XC48
*Density 7.8,

```

```

*Elastic 210000., 0.3
*Plastic
350., 0.
360., 0.00203
400., 0.00279
450., 0.003566
500., 0.00446
550., 0.005656
600., 0.00802
627., 0.0109
** INTERACTION PROPERTIES
*Surface Interaction, name=Frot
*Friction, exponential decay
0.15, 0.1, 0.05
*Surface Behavior, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name=gliss
*Friction 0.,
** -----
** STEP: Brunissage
*Step, name=Brunissage
*Dynamic, Explicit, 2552.7
*Bulk Viscosity 0.06, 1.2
** BOUNDARY CONDITIONS
** Name: Avance Type: Velocity/Angular velocity
*Boundary, type=VELOCITY
Bille-1.RefBille, 2, 2
Bille-1.RefBille, 3, 3, 0.001567
Bille-1.RefBille, 4, 4
Bille-1.RefBille, 5, 5
Bille-1.RefBille, 6, 6
** Name: FixePiece Type: Displacement/Rotation
*Boundary
Piece-1.RefPiece, 1, 1
Piece-1.RefPiece, 2, 2
Piece-1.RefPiece, 3, 3
Piece-1.RefPiece, 4, 4
Piece-1.RefPiece, 5, 5
** Name: Rotation Type: Velocity/Angular velocity
*Boundary, type=VELOCITY
Piece-1.RefPiece, 6, 6, -0.12
** LOADS
** Name: Charge Type: Concentrated force
*Clod
Bille-1.RefBille, 1, -133.
Bille-1.RefBille, 3, 0.
** INTERACTIONS
** Interaction: PieceBille
*Contact Pair, interaction=Frot, mechanical constraint=PENALTY, cpset=PieceBille
Bille-1.SurfBille, Piece-1.SurfPieceExtern
** OUTPUT REQUESTS

```

```

*Restart, write, number interval=1, time marks=NO
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
*Output, field
*Node Output  U, UR, UT
*Element Output, directions=YES
LE, NE, PE, PEEQ, PEEQT, PEMAG, PS, S, VE, VS
*Contact Output
CFORCE, CSTRESS, FSLIP, FSLIPR
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
*Output, history
*Energy Output
ETOTAL,
*End Step
** -----
** STEP: recule
*Step, name=recule
*Dynamic, Explicit, 10.
*Bulk Viscosity
0.06, 1.2
** BOUNDARY CONDITIONS
** Name: Avance Type: Velocity/Angular velocity
*Boundary, type=VELOCITY
Bille-1.RefBille, 1, 1, 0.05
Bille-1.RefBille, 3, 3
** LOADS
** Name: Charge  Type: Concentrated force
*Cload
Bille-1.RefBille, 1, 0.
** INTERACTIONS
** Interaction: PieceBille
*Contact Pair, op=DELETE, cpset=PieceBille
Bille-1.SurfBille, Piece-1.SurfPieceExtern
*Contact Pair, interaction=gliss, mechanical constraint=PENALTY, cpset=PieceBille
Bille-1.SurfBille, Piece-1.SurfPieceExtern
** OUTPUT REQUESTS
*Restart, write, number interval=1, time marks=NO
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
*Output, field
*Node Output
U, UR, UT
*Element Output, directions=YES
LE, NE, PE, PEEQ, PEEQT, PEMAG, PS, S, VE, VS
*Contact Output
CFORCE, CSTRESS, FSLIP, FSLIPR
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
*Output, history
*Energy Output
ETOTAL,
*End Step
** -----

```

```

** STEP: retour
*Step, name=retour
*Dynamic, Explicit
, 400.
*Bulk Viscosity
0.06, 1.2
** BOUNDARY CONDITIONS
** Name: Avance Type: Velocity/Angular velocity
*Boundary, type=VELOCITY
Bille-1.RefBille, 1, 1
Bille-1.RefBille, 3, 3, -0.01
** LOADS
** Name: Charge Type: Concentrated force
*Cload
Bille-1.RefBille, 1, 0.
** OUTPUT REQUESTS
*Restart, write, number interval=1, time marks=NO
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
*Output, field
*Node Output
U, UR, UT
*Element Output, directions=YES
LE, NE, PE, PEEQ, PEEQT, PEMAG, PS, S, VE, VS
*Contact Output
CFORCE, CSTRESS, FSLIP, FSLIPR
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
*Output, history
*Energy Output
ETOTAL,
*End Step
** -----
** STEP: brunissage2
*Step, name=brunissage2
*Dynamic, Explicit
, 2552.7
*Bulk Viscosity
0.06, 1.2
** BOUNDARY CONDITIONS
** Name: Avance Type: Velocity/Angular velocity
*Boundary, op=NEW, type=VELOCITY
Bille-1.RefBille, 2, 2
Bille-1.RefBille, 3, 3, 0.001567
Bille-1.RefBille, 4, 4
Bille-1.RefBille, 5, 5
Bille-1.RefBille, 6, 6
** Name: FixePiece Type: Displacement/Rotation
*Boundary, op=NEW
Piece-1.RefPiece, 1, 1
Piece-1.RefPiece, 2, 2
Piece-1.RefPiece, 3, 3

```

```

Piece-1.RefPiece, 4, 4
Piece-1.RefPiece, 5, 5
** Name: Rotation Type: Velocity/Angular velocity
*Boundary, op=NEW, type=VELOCITY
Piece-1.RefPiece, 6, 6, -0.12
** LOADS
** Name: Charge Type: Concentrated force
*Clload
Bille-1.RefBille, 1, -133.
** INTERACTIONS
** Interaction: PieceBille
*Contact Pair, op=DELETE, cpset=PieceBille
Bille-1.SurfBille, Piece-1.SurfPieceExtern
*Contact Pair, interaction=Frot, mechanical constraint=PENALTY, cpset=PieceBille
Bille-1.SurfBille, Piece-1.SurfPieceExtern
** OUTPUT REQUESTS
*Restart, write, number interval=1, time marks=NO
** FIELD OUTPUT: F-Output-1
*Output, field
*Node Output
U, UR, UT
*Element Output, directions=YES
LE, NE, PE, PEEQ, PEEQT, PEMAG, PS, S, VE, VS
*Contact Output
CFORCE, CSTRESS, FSLIP, FSLIPR
** HISTORY OUTPUT: H-Output-1
*Output, history
*Energy Output
ETOTAL,
*End Step
*****

```