

République Algérienne Démocratique et populaire  
Ministre de l'Enseignement Supérieure et de la Recherche Scientifique

UNIVERSITE MOULOU MAMMARI de TIZI-OUZOU

Faculté De Génie De La Construction

Département de Génie mécanique



# Mémoire



De Fin D'études  
En vue de l'obtention du diplôme  
De master en génie mécanique  
Option : Comportement et Mise en Forme des Matériaux

## Thème

Influence des effets de l'effort et de la  
vitesse sur l'usure des aciers  
TRIP (304L)

Proposé et dirigé par :

Mr: M.ALMANSBA

Réalisé par :

M<sup>elle</sup> : BESSADI Akila

Promotion 2013

## *Remerciements*

Je remercie, avant tout, le bon **DIEU** de m'avoir donné la santé, le courage et la volonté pour finir ce travail.

J'exprime mes profonds remerciements à mon promoteur monsieur **ALMANSBA** pour ses orientations et sa disponibilité constante, tout au long de mon travail.

Je tien a remercie monsieur **FARHOUM** pour l'aide qu'il m'a apportée tout au long de mon travail.

Je remercie aussi monsieur **BELAK** d'avoir met a notre disposition son matériel et son aide précieuse durant l'installation du tribomètre.

Je remercie également tout les enseignants de génie mécanique et surtout les enseignants de l'option **CMFM** Promotion 2013.

Mes remerciements vont également aux membres du jury qui ont accepté d'évaluer mon travail.

En particulier je remercie toute l'équipe qui travail au niveau du hall de technologie de Oued Aissi pour tout aide qu'ils apportent aux étudiants.

Je tiens également à remercier tout mes amis et camarades en particulier **Zarouk Marzak** et toutes les personnes qui m'ont apporté leurs aides de près ou de loin pour réaliser ce travail.

## *Dédicace*

Ce travail, et bien au-delà, je le dois à mes très chers parents qui m'ont fourni au quotidien un soutien et une confiance sans faille et de ce fait, je ne saurais exprimer ma gratitude seulement par des mots. Que dieu vous protège et vous garde pour nous.

A mes précieuses sœur Nassima, Atika, et Ouedrya les mots ne peuvent résumer ma reconnaissance et mon amour à votre égard.

A mes chers frères Madjid, Azdine, et Oualid que j'aime tant.

A mes grande mères que j'apprécie beaucoup

A ma belle sœur Ilhame et toute sa famille

A mon fiancé, celui qui a partagé avec moi ma douleur et mon sourire Mustapha et à toute sa chaleureuse famille.

A mes tantes surtout Mezhoura et ces adorables enfants Damiya, Tikinas, et Dacine que j'aime énormément San oublié son marie.

A mes chères amie Naima et son fiancé Nabile, Souad, Kahina, Sadjia, et wissam que j'adore.

A tous mes amis avec lesquels j'ai partagé mes moments de joie et de bonheur.

# Sommaire

Introduction Générale .....	1
<b>Chapitre I : Généralités sur les aciers TRIP</b>	
I.1. Les aciers.....	3
I.1.1. Introduction.....	3
I.1.2. Définition de l'acier.....	3
I.1.3. Diagramme des alliages fer-carbone.....	3
I.1.4. Constituants des aciers.....	4
I.2. les aciers austénitiques instables .....	5
I.2.1. Les aciers inoxydables.....	5
I.2.1.1. Aciers inoxydables ferritiques.....	6
I.2.1.2. Aciers inoxydables martensitiques.....	7
I.2.1.3. Aciers inoxydables austénitiques.....	7
I.2.1.4. Aciers inoxydables à durcissement par précipitation.....	8
I.3. Rôles des éléments d'addition.....	8
I.4. Les aciers TRIP.....	9
I.4.1. Historique.....	9
I.5. Utilisation des aciers THLE dans l'industrie automobile.....	11
I.6. Métallurgie des aciers TRIP.....	12
I.6.1. Elaboration des aciers TRIP.....	16
I.6.1.1. Laminage à chaud.....	17
I.6.1.2. Laminage à froid.....	17
I.7. Maîtrise de la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle à partir de l'élaboration .....	18
I.7.1. Influence des éléments d'addition .....	18
I.7.2. Influence de la composition chimique .....	19
I.7.3. Influence de la taille de grain de l'austénite.....	20
I.8. Transformation martensitique dans les aciers trip.....	20
I.9. Aspects thermodynamiques de la transformation martensitique dans les aciers.....	20
I.9.1. Energie de Faute d'Empilement et ordre d'apparition de phases.....	21
I.9.1.1 Energie de faute d'empilement.....	21
I.9.1.2. Ordre d'apparition de la phase.....	22

I.9.1.3. Effet de la contrainte .....	23
I.9.1.4. Effet de la déformation plastique.....	24
I.10.Aspect cristallographique de la transformation martensitique.....	25
I.10.1. Structures cristallographiques des différentes phases.....	25
I.10.2. Déformation de transformation.....	27
I.10.3. Relations d'orientation.....	29
I.11.Conséquences mécaniques de la transformation martensitique dans les aciers austénitiques.....	30
I.11.1. Plasticité de transformation.....	30
I.11.2.Mécanismes responsables du phénomène de plasticité de transformation....	30
I.11.2.1. Mécanisme de Magee.....	30
I.11.2.2. Mécanisme de Greenwood-Johnson .....	31
I.11.2.3. Etudes sur la plasticité de transformation.....	32
I.11.3. Cinétique de la transformation et influence de la température.....	33
I.11.3.1. Influence de la vitesse de déformation.....	34
I.11.3.2. Influence du mode de chargement sur la transformation.....	35
I.12. conclusion.....	36

## **Chapitre II : Généralités sur l'usure**

II.1. Introduction.....	37
II.2.La tribologie.....	37
II. 2.1. Importance de la tribologie.....	37
II.3. Le frottement .....	38
II.3.1. Formulation du coefficient de frottement.....	39
II.3.2. Importance du coefficient de frottement.....	40
II.4. Le phénomène d'usure .....	41
II.5. Les origines d'usure.....	41
II.6. Différents types d'usure .....	41
II.6.1. Usure par adhérence (usure adhésive).....	41
II.6.1.1.Les paramètres influant sur l'usure adhésive .....	42
II.6.1.1.1. Influence de l'environnement .....	42
II.6.1.1.2. Influence de la charge.....	43
II.6.1.1.3. Influence de la vitesse de glissement (à charge faible)...	44
II.6.1.1.4. Influence combinée – charge et vitesse.....	44
II.6.1.1.5. Influence de la température .....	45

II.6.1.2. Modélisation de l'usure adhésive.....	45
II.6.2. Usures abrasive et érosive .....	46
II.6.2.1.L'usure abrasive.....	46
II.6.2.2.Usure érosive .....	48
II.6.3.Usure par fatigue de contact .....	49
II.6.3.1. Généralités .....	49
II.6.3.2. Fatigue mécanique .....	50
II.6.3.3. Fatigue thermique.....	51
II.6.3.4. Facteurs influençant la fatigue de contact .....	51
II.6.4.Usure par réactions tribochimiques .....	51
II.7. Données et paramètres tribologiques .....	52
II.7.1. Taux d'usure .....	52
II.7. 2. Valeur du produit $P \times V$ .....	54
II.7.3. Densité d'énergie de frottement .....	56
II.8.Càncclusion .....	56

### **Chapitre III : Résultat et discussions**

III.1.Introduction.....	57
III.2. Appareillages utilisé.....	57
III.2.1.Le Tribomètre .....	57
III.2.1.1. Principe de fonctionnement.....	57
III.2.1.2. Description du capteur de force.....	59
III.3. Les matériaux utilisés.....	59
III.4. Élaboration des éprouvettes.....	60
III.4.1. Les pions.....	60
III.4.2. Les disques.....	60
III.5. Essais d'usure.....	61
II.6. Résultats des essais .....	61
III .6.1 Coefficient de frottement en fonction de temps.....	74
III.6.1.2 .Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement....	79
III.6.1.3 .Coefficient de frottement en fonction de la charge normale.....	80
III.6.2.4.Perte de masse en fonction de la vitesse de glissement.....	81
III.6.2.2.Perte de masse en fonction de la charge normale.....	82
III.7.Conclusion .....	84
Conclusion générale .....	85



## Liste des figures :

### Chapitre I :

<b>Figure. I.1.</b> Diagramme d'équilibre fer-carbone .....	4
<b>Figure. I.2.</b> variation de la structure cristalline du fer en fonction de la température.....	5
<b>Figure I.3.</b> Diagramme Schaeffler.....	6
<b>Figure I.4.</b> Evolution des théories liées à la transformation martensitique.....	10
<b>Figure I.5.</b> Caractéristiques mécaniques des aciers THLE.....	11
<b>Figure .I.6.</b> Répartition des aciers à très haute limite d'élasticité dans la casse assemblée.....	12
<b>Figure .I.7.</b> Diagramme simplifié Fer-C.....	14
<b>Figure .I.8.</b> Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite.....	14
<b>Figure I.9.</b> Micrographies optiques des aciers TRIP multiphases après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000).....	15
<b>Figure. I.10.</b> cycles thermiques et microstructures.....	16
<b>Figure .I.11.</b> Développement de la microstructure TRIP au cours du refroidissement continu.....	18
<b>Figure .I.12.</b> Evolution de $M_s$ en fonction de la taille de .....	20
<b>Figure I.13.</b> Evolution de l'énergie libre chimique de l'austénite et de la martensite en fonction de la température.....	21
<b>Figure I.14.</b> Mécanisme de déformation d'un acier austénitique à basse énergie d'empilement.....	23
<b>Figure I.15.</b> Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée.....	23
<b>Figure I.16.</b> Représentation de la variation de la contrainte critique avec la température d'essai.....	24
<b>Figure I.17.</b> Structures de l'austénite et de la martensite $\alpha'$ dans les aciers.....	25
<b>Figure I.18.</b> Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone.....	27
<b>Figure I.19.</b> Théorie de Bain : obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite.....	28
<b>Figure I.20.</b> Décomposition de la déformation de transformation en 3 mécanismes élémentaires.....	29
<b>Figure I.21.</b> Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Magee.....	31
<b>Figure I.22.</b> Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Greenwood et Johnson.....	31
<b>Figure I.23.</b> Evolution de la dilatation de l'acier 60CrMo11 lors d'un refroidissement à contrainte de traction constante.....	32
<b>Figure I.24.</b> Evolution de la plasticité de transformation au cours d'un refroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différents états de chargements.....	33

<b>Figure I.25.</b> Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie à différentes températures de l'acier AISI304.....	34
<b>Figure I.26.</b> Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie à différentes vitesses de déformation (AISI304).....	35
<b>Figure I.27.</b> Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie pour une traction bi-axiale et une traction uni-axiale (AISI304).....	36

---

## **Chapitre II**

<b>Figure II.1.</b> Définition des coefficients de frottement.....	39
<b>Figure II.2.</b> Phénomènes élémentaires de l'usure adhésive.....	42
<b>Figure II.3.</b> Image montrant une surface endommagée par le processus d'usure adhésif.....	42
<b>Figure II.4.</b> Evolution de l'usure en fonction de la pression de contact.....	43
<b>Figure II.5.</b> Influence de la charge sur un contact – Frotteur en acier.....	44
<b>Figure II.6.</b> Différents types d'usure par abrasion.....	47
<b>Figure II.7.</b> Exemples du processus d'usure abrasive, utilisant un microscope à balayage électronique.....	47
<b>Figure II.8.</b> Effet de la dureté de l'abrasif sur la résistance à l'usure des métaux.....	48
<b>Figure II.9.</b> Mécanismes de l'érosion d'une surface par des particules solides Contenues dans un fluide en mouvement.....	49
<b>Figure II.10.</b> Apparence d'une surface endommagée par fatigue.....	50
<b>Figure II.11.</b> Graphe « pression/vitesse de glissement » limite pour différents matériaux en frottement sec à température ambiante (contact conforme ; antagoniste Acier pour fer et bronze frittés.....	55

---

## **Chapitre III**

<b>Figure III.1.</b> Vue du tribomètre (pion/disque).....	57
<b>Figure III.2.</b> Chaîne d'acquisition.....	58
<b>Figure III.3.</b> Corps d'épreuve du capteur et les zones d'emplacement des jauges.....	59
<b>Figure III.4.</b> Dimensions des pions.....	60
<b>Figure III.5.</b> Dimensions des disques.....	60
<b>Figure III.6.</b> Balance électronique.....	61.
<b>Figure III.7.</b> Évolution de l'effort Normale de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	62
<b>Figure III.8.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	62

<b>Figure III.9.</b> Évolution de l'effort Normale de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	63
<b>Figure III.10.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	63
<b>Figure III.11.</b> Évolution de l'effort Normale de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	64
<b>Figure III.12.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	64
<b>Figure III.13.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	65
<b>Figure III.14.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	65
<b>Figure III.15.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	66
<b>Figure III.16.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	66
<b>Figure III.17.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	67
<b>Figure III.18.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	67
<b>Figure III.19.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	68
<b>Figure III.20.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	68
<b>Figure III.21.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	69
<b>Figure III.22.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	69
<b>Figure III.23.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	70
<b>Figure III.24.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	70
<b>Figure III.25.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	71

<b>Figure III.26.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	71
<b>Figure III.27.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	72
<b>Figure III.28.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	72
<b>Figure III.29.</b> Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	73
<b>Figure III.30.</b> Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	73
<b>Figure III.31.</b> Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	74
<b>Figure III.32.</b> Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	74
<b>Figure III.33.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	75
<b>Figure III.34.</b> Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	75
<b>Figure III.35.</b> Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	75
<b>Figure III.36.</b> Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	76
<b>Figure III.37.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	76
<b>Figure III.38.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	76
<b>Figure III.39.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s.....	77
<b>Figure III.40.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s.....	77
<b>Figure III.41.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s.....	77
<b>Figure III.42.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s.....	78

<b>Figure.III.43.</b> Variation du coefficient de frottement.....	78
<b>Figure III.44.</b> évolution de Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 45,16 N .....	79
<b>Figure III.45.</b> évolution de Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 67,74 N .....	79
<b>Figure III.46.</b> évolution de Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 90,32 N .....	79
<b>Figure III.47.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,08m/s.....	80
<b>Figure III.48.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,32m/s.....	80
<b>Figure III.49.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,63m/s.....	80
<b>Figure III.50.</b> Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,89m/s.....	81
<b>Figure III.51.</b> évolution de la perte de masse en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 45,16N.....	81
<b>Figure III.52.</b> évolution de la perte de masse en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 67,74N.....	82
<b>Figure III.53.</b> évolution de la perte de masse en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 90,32N.....	82
<b>Figure III.54.</b> Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,08m/s.....	82
<b>Figure III.55.</b> Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,32m/s.....	83
<b>Figure III.56.</b> Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,63m/s.....	83
<b>Figure III.57.</b> Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,89m/s.....	83



# Nomenclature :

## Abbreviations:

TRIP: Transformation Induced Plasticity

THLE : très haute limite d'élasticité

## Désignations :

Mn : manganèse

Mo : molybdène

C : carbone

Al : aluminium

Cr : chrome

Ni : nickel

Ni<sub>eq</sub> : Nickel équivalent

Cr<sub>eq</sub> : Chrome équivalent

## Symboles :

$\Delta$ , Md<sub>30</sub> et I: indices de stabilité

M<sub>s</sub>, M<sub>f</sub> et M<sub>d</sub> : températures de transition

G<sub>C</sub><sup>a</sup>(T) et G<sub>C</sub><sup>m</sup>(T) : énergies libres chimiques de l'austénite et de la martensite

$\varepsilon_p$  : déformation plastique

a <sub>$\gamma$</sub>  (nm) : paramètre de maille de l'austénite

a <sub>$\alpha'$</sub>  et c <sub>$\alpha'$</sub>  : paramètres de maille de la martensite

$\varepsilon^B$  : Déformation de Bain

$\varepsilon^{LIS}$  : Déformation à réseau invariant

$\varepsilon^T$  : Déformation de transformation

T : gradient de la transformation

B : transformation du bain

R : rotation nécessaire à ramener le plan invariant (plan d'habitat) dans sa position initiale

P : transformation à réseau invariant.

$\mathcal{F}$  : Fraction volumique de martensite formée

$\varepsilon$  : Déformation macroscopique

$\alpha$  et  $\beta$  : Coefficients dépendant de la composition chimique et de la température

$\alpha'$  : martensite

$\gamma$  : Austénite

## La Liste des tableaux :

<b>Tableau I.1.</b> La composition chimique de l'acier AISI304.....	13
<b>Tableau I.2.</b> Exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa.....	15
<b>Tableau II.1 :</b> Impacts de la tribologie sur la société.....	38
<b>Tableau II.2.</b> Valeurs courantes du coefficient de frottement .....	40
<b>Tableau II. 3.</b> Coefficient de transfert dans différentes conditions de contamination Superficielle.....	43
<b>Tableau II.4.</b> Coefficients d'usure dans différentes situations tribologiques.....	42
<b>Tableau.III.1.</b> Nomenclature du banc.....	57
<b>Tableau.III.2.</b> Composition chimique de l'acier inox 304L (100% austénitique).....	60

# INTRODUCTION GENERALE

# Introduction Générale

Les matériaux en général et les métaux en particulier constituent un rôle important pour tout développement industriel ou progrès technologique. Une grande partie de l'activité économique des pays industrialisés est rattachée aux matériaux. Les alliages métalliques occupent toujours une place importante, car les caractéristiques de ces derniers s'améliorent de jour en jour grâce aux recherches. Leurs utilisations sont déterminées en grande partie par la morphologie et le degré de dispersion des phases qui les constituent, c'est-à-dire leurs microstructures. Les propriétés mécaniques conditionnent non seulement les problèmes de mise en forme des matériaux mais également leur comportement en service dans des applications industrielles extrêmement diversifiées. Le choix du matériau d'une pièce industrielle dépendra des propriétés mécaniques de ces matériaux et alliage (résistance, dureté, ductilité .....etc)

En complément de ce multi phasage, la formabilité et la résistance peuvent être améliorées en utilisant l'effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dû à la transformation de l'austénite résiduelle en martensite au cours d'un chargement thermomécanique. Cette évolution de microstructure confère à ces nouveaux aciers, un effet TRIP, les caractéristiques d'un composite « latent ». Pour la mise en forme, les aciers à effet TRIP présentent un bon compromis résistance- ductilité ( $R_m$  600 à  $>1200$  MPa, A% 15 à  $>40\%$ ). De plus, leur bonne capacité d'absorption d'énergie leur confère une bonne tenue au crash. La combinaison remarquable de ces propriétés, fait de ces aciers « virtuellement nouveaux » de bons candidats pour le design des pièces de structure et de sécurité d'une automobile.

L'environnement, l'usure et le frottement peuvent être à l'origine de dégradations des matériaux. Ceci se répercute sur leur comportement mécanique, entraînant en général une rigidification et une fragilisation de ces matériaux

L'une des conséquences majeures du frottement est l'usure ; Usure et frottement sont deux phénomènes étroitement liés. L'usure est généralement combattue à cause de ses effets négatifs mais leur étude présente aussi des aspects favorables tels que le ponçage d'un outil, la finition d'une surface par rectification, l'écriture de la craie sur le tableau ou du crayon sur le papier sont des exemples d'usures abrasives utiles qui permettent de mieux apprécier le phénomène de dégradation.

L'usure est un phénomène évolutif et irréversible, chaque état d'un système détruit définitivement l'état précédent, de sorte qu'il est très difficile, voir impossible, de reconstituer le passé à partir du constat d'une dégradation.

La plupart du temps, l'usure globale d'un mécanisme est due à plusieurs processus qui agissent simultanément, plus rarement à un processus bien défini et identifiable. L'effet de ces actions simultanées est souvent plus important que la somme des effets que l'on produirait en faisant agir séparément les divers processus.

L'objectif de notre travail est l'étude de l'influence de la vitesse de glissement et la charge sur l'usure des aciers TRIP (304L).

Notre travail est réparti en trois chapitres :

Le premier chapitre traite des généralités sur les aciers TRIP, on cite les familles des aciers inoxydables avec l'influence des éléments d'addition. Le deuxième chapitre traite des généralités sur l'usure.

Le troisième chapitre est consacré aux techniques expérimentales utilisées, et aux résultats expérimentaux obtenus ainsi que leurs interprétations.

Enfin, ce travail sera achevé par une conclusion générale

*CHAPITRE I:*  
*Généralités sur les*  
*aciers TRIP*

## I.1. Les aciers

### I.1.1. Introduction

Le fer est le métal de base le plus important pour les alliages techniques, il est relativement abondants dans l'écorce terrestre (4.5 % en masse) sous forme d'états combinés dans de nombreuses roches. Le fer pur n'est pas employé dans l'industrie, les plus employés sont les alliages fer-carbone qui sont la fonte et l'acier.

Le fer et l'acier ont joué un rôle capital dans l'évolution des civilisations, il est difficile de dater avec précision les premiers pas de l'histoire du fer. Les premiers usages de ce métal remontent aux temps préhistorique avec des fers météoriques contenant des quantités de nickel importantes, de l'ordre de 8%.

Les aciers sont élaborés pour résister à des sollicitations mécaniques, à des agressions chimiques ou à la combinaison des deux. Pour résister à ces sollicitations et/ou agression, on lui ajoute des éléments chimiques. Ces éléments sont appelés éléments d'additions, les principaux éléments sont le manganèse (Mn), le chrome(Cr), les nickel (Ni) et le molybdène (Mo).

Les éléments chimiques présents dans l'acier sont les impuretés et des éléments d'additions

### I.1.2. Définition de l'acier

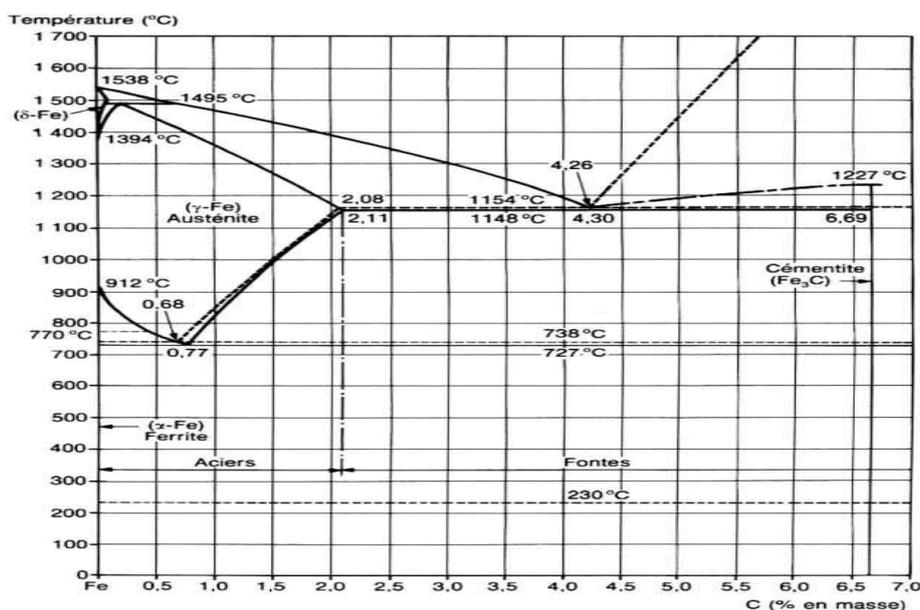
L'acier est un alliage métallique utilisé dans les domaines de la structure métallique et de la construction mécanique.

L'acier est constitué au moins de deux éléments essentiels de fer et le carbone dans les proportions de ce dernier sont comprises entre 0.02 et 2.14% en masse.

C'est essentiellement la teneur en carbone qui confère à l'alliage les propriétés du métal qu'on appelle «acier ».

### I.1.3. Diagramme des alliages fer-carbone

La figure. I.2 représente une partie du diagramme d'équilibre du système fer-carbone : Seul la portion décrivant l'équilibre du fer avec le carbure de fer ( $\text{Fe}_3\text{C}$  contenant 6,67% de carbone) est présentée, ce système présente un grand nombre de transformations, tant en ce qui concerne les équilibres liquide-solide que les équilibre solide-solide. [1]



**Figure. I.1.** Diagramme d'équilibre fer-carbone [2]

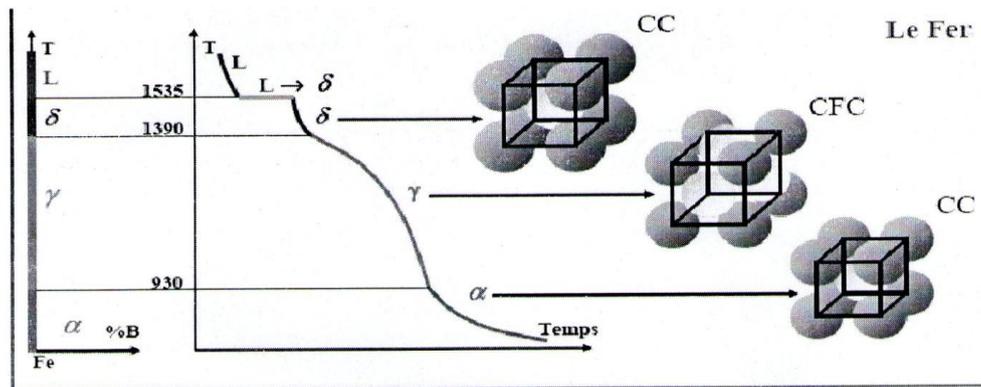
Ce type d'équilibre (métastable) : contient du carbone sous forme d'un composé chimiquement défini (Fe<sub>3</sub>C).

- Le pourcentage de carbone dans la cémentite varie entre 0 et 6,67% ;
- La température du palier eutectoïde est égale à 727°C ;
- La température du palier eutectique est égale à 1148°C ;
- La teneur en carbone de l'eutectoïde est égale à 0,77% ;
- La teneur en carbone de l'eutectique est égale à 4,3% ;

#### I.1.4. Constituants des aciers

Les constituants de l'acier sont liés au fer qui est un élément métallique de symbole Fe, de numéro atomique 26 de masse atomique 55, 85 g /mole. Il est solide à la température ambiante, devient liquide à la température 1538°C et gazeux à la température de 2880°C. [3]

Le fer existe sous plusieurs formes cristallines différentes (allotropiques) selon la température (Fig. I.2). A basse température, la structure cristalline du fer est de type cubique centrée (CC), c'est-à-dire que les atomes occupent les sommets et le centre d'un cube, avec un paramètre cristallin de 2.9Å°, on l'appelle fer-α. Cette structure est stable jusqu'à une température de 910°C. Aux températures comprises entre 910°C et 1390°C, le fer-α se transforme en fer-γ, de structure cristalline cubique à faces centrées (C.F.C) Au-delà de 1394°C, la structure cristalline stable est de nouveau de type cubique centrée que l'on appelle alors fer-δ.



**Figure. I.2.** variation de la structure cristalline du fer en fonction de la température [4]

L'existence des deux variétés allotropiques du fer joue un grand rôle sur les propriétés de l'acier. Notamment la solubilité du carbone qui est différente dans chacune de ces formes. Cette solubilité est nulle ou extrêmement faible dans le fer- $\delta$ , alors qu'elle est notable dans le fer- $\gamma$ , voisine de 2% à 1145 °C. La solution de carbone dans le fer- $\gamma$  est appelée austénite, tandis que la solution très diluée (0,0218% à 727°C) dans le fer- $\alpha$  est appelée ferrite.

En raison de cette faible solubilité, le carbone forme un troisième constituant le carbure de fer ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) ou cémentite. Ainsi, un acier est constitué à la température ordinaire d'un mélange de ferrite et de cémentite, mais à température plus élevée, le fer- $\alpha$  s'est transformé en fer- $\gamma$ . Le chauffage destiné à provoquer cette transformation est appelé austénisation. La présence de carbone entraîne d'ailleurs des modifications de la température à laquelle se fait la transformation, ces modifications sont présentées dans le diagramme Fer-Carbone.

## I.2. les aciers austénitiques instables

### I.2.1. Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer (alliage : fer-carbone) qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel et dans une moindre mesure, le molybdène.

Ces aciers peuvent se trouver dans différents états structuraux liés aux transformations allotropiques du fer. Selon les teneurs respectives en éléments  $\alpha$ -gènes ou  $\gamma$ -gènes, un effet de stabilisation vers la phase  $\alpha$  Cubique Centrée (CC) ou  $\gamma$  Cubique à Faces Centrées (CFC), est observé. Ces éléments modifient largement l'amplitude des domaines d'existence des deux phases. [5]

L'idée de distinguer entre éléments  $\alpha$ -gènes ou  $\gamma$ -gènes a conduit Schaeffler à proposer un diagramme pour prédire la structure de l'acier en fonction du pourcentage en chrome (Cr) et nickel (Ni) équivalent présenté sur la figure (I.3). Le chrome et le nickel équivalents sont définis par:

$$\text{Cr}_{\text{eq}}(\%) = \% \text{Cr} + 1,5\% \text{Mo} + 0,48\% \text{Si} + 2,3\% \text{V} + 1,75\% \text{Nb} + 2,5\% \text{Al} \dots \dots \dots (1)$$

$$\text{Ni}_{\text{eq}}(\%) = \% \text{Ni} + \% \text{Co} + 0,1\% \text{Mn} - 0,01\% \text{Mn}^2 + 18\% \text{N} + 3 \dots \dots \dots (2)$$

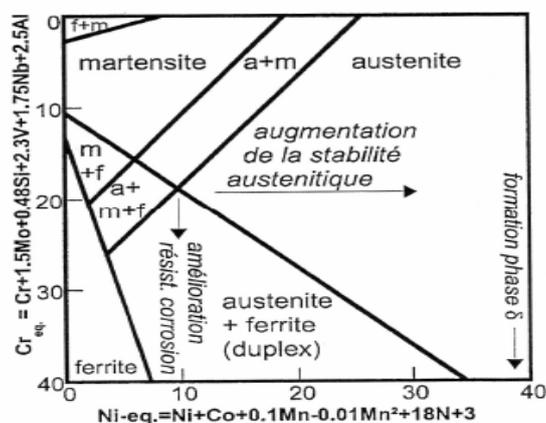


Figure I.3. Diagramme Schaeffler [5]

Ce diagramme n'est pas valable pour des alliages riches en Cr, Mn, Mo et Ni à cause de l'effet  $\alpha$ -gène du manganèse à hautes teneurs en chrome et manganèse.

Les aciers inoxydables peuvent comporter une ou plusieurs phases à température ambiante, et ce en fonction des éléments d'alliages ainsi que de leur teneur. Il existe cependant, plusieurs familles d'aciers inoxydables. Les plus utilisées sont citées ci après :

### I.2.1.1. Aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par le fait que leur structure cristalline est ferritique, c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas de transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Le principal élément d'alliage est le chrome dont la teneur varie entre 11% et 30% massique. Aux faibles pourcentages de chrome, ces aciers présentent une bonne résistance à la corrosion pour un coût de fabrication faible, ce qui les rend intéressants comme matériaux de structure dans le transport.

Autour de 16 à 17% de chrome, leur usage est limité par des problèmes de soudabilité. Les alliages à haute teneur en chrome (18-29%) sont répandus pour des applications où le matériau requiert une très bonne résistance à l'oxydation. A des teneurs

supérieures à 30%, une phase de structure quadratique complexe (30 atomes par maille), nommée sigma ( $\sigma$ ), peut précipiter aux joints de grains et fragiliser ainsi l'alliage. [5]

Les propriétés mécanique des ces aciers :

- Limite d'élasticité  $R_{p0,2} = 300$  MPa ;
- Résistance à la rupture par traction assez faible  $R_m = 500$  MPa.

Pour améliorer la résistance mécanique, l'addition de nickel dans l'alliage est privilégiée à l'addition de carbone quand les précipités de carbone sont à éviter. Le nickel, de structure CFC, favorise la formation d'une solution solide austénitique CFC ( $\gamma$ ) aux dépens de la structure CC ( $\alpha$ ). Le nickel est dit élément  $\gamma$ -gène. Ainsi, les alliages base nickel et les aciers austénitiques ont été développés.

### I.2.1.2. Aciers inoxydables martensitiques

Les structures entièrement martensitiques sont obtenues par trempe ; les atomes de carbone n'ont pas le temps de diffuser et restent piégés dans la nouvelle structure CC déformée (structure Quadratique Centrée). La martensite confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté très élevées. Comme pour tous les aciers non ou faiblement alliés, le carbone joue un rôle essentiel. Pour les aciers inoxydables, la teneur maximale en carbone est de 1,2 %. La teneur en chrome est comprise entre 11,5 et 18 %, ils peuvent contenir jusqu'à 6 % de nickel et jusqu'à 1,5 % de molybdène. [5]

Ces aciers sont toujours utilisés à l'état trempé et revenu. Ils présentent de très bonnes caractéristiques mécaniques telles que :

- Limite d'élasticité  $R_{p0,2}$  qui dépasse 1000 MPa ;
- Résistance à la rupture  $R_m$  supérieure à 1200 MPa ;
- Allongement à rupture dépasse rarement 10%.

### I.2.1.3. Aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques du type Fe-Cr-Ni représentent 80% du marché mondial des aciers inoxydables. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique de type CFC leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles sur un très large domaine de température. A température ambiante, ces aciers présentent un bon compromis entre résistance mécanique et allongement.

Les caractéristiques mécaniques de ses aciers sont :

- Limite d'élasticité est comprise entre 350 et 400 MPa ;

- Résistance à la rupture dépasse 800 MPa ;
- Allongement à rupture (A%) peut atteindre 50%.

Suivant son degré de stabilité, fonction de sa composition chimique, l'austénite va se transformer partiellement en martensite ( $\alpha'$ ) lorsque le matériau est soumis à un écrouissage. La formation de la martensite ( $\alpha'$ ) (structure cubique centrée) ne se fait pas, en général, directement à partir de l'austénite g mais par l'intermédiaire d'une phase constituée par une martensite e à structure hexagonale compacte. [6]

La stabilité de l'austénite peut être caractérisée par les indices de stabilité tels que  $\Delta$ ,  $Md_{30}$  et  $I$  qui sont en fonction des éléments d'addition :

$$\Delta = \%Ni + 0,5\%Mn + 35\%C - 0,083(\%Cr + 1,5\%Mn - 20)^2 - 15 \dots \dots \dots 3$$

$$Md_{30} = 413 - 462(\%C + \%N) - 9,2\%Si - 8,1Mn - 13,7\%Cr - 9,5\%Ni -$$

$$18,5\%Mo \dots \dots \dots 4$$

$$I = 37,19 - 51,2\%C - 1,02\%Mn - 2,59\%Ni - 0,467\%Cr - 34,4\%N \dots \dots \dots 5$$

#### I.2.1.4. Aciers inoxydables à durcissement par précipitation

Les aciers inoxydables à Durcissement par Précipitation (DP) ou Précipitation Hardening (PH) sont des alliages dont les caractéristiques mécaniques sont obtenues à l'issue d'un traitement de durcissement secondaire suivant un traitement thermique de trempe ou d'hypertrempe.[7]

Les aciers à durcissement structural peuvent être classés suivant trois catégories : [6]

1. Les aciers à transformation martensitique directe,
2. Les aciers à transformation martensitique indirecte appelés aussi semi-austénitiques,
3. Les aciers austénitiques à durcissement par durcissement secondaire.

#### I.3. Rôles des éléments d'addition

- 1- **Le chrome**, élément de base de tous les aciers inoxydables, augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique) et la résistance à l'oxydation à chaud.
- 2- **Le nickel**, grâce à son rôle gammagène, stabilise l'austénite aussi bien à température ambiante qu'aux températures très basses. Il favorise ainsi la mise en oeuvre par déformation plastique.
- 3- **Le manganèse**, bien que classé comme élément gammagène, devient alphasgène aux teneurs supérieures à 7 %, renforçant ainsi la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).

- 4- **Le carbone**, élément fortement gammagène, contribue à stabiliser l'austénite lors de déformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome  $Cr_{23}C_6$  intergranulaires qui diminuent la résistance à la corrosion intergranulaire.
- 5- **L'azote**, puissant élément gammagène, contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.
- 6- **Le silicium**, autre élément alphagène, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage.

#### I.4. Les aciers TRIP

Les aciers TRIP (Transformation Induced Plasticity) sont tout à fait appropriés à la réalisation de pièces de renfort puisqu'ils se caractérisent par une grande capacité d'absorption d'énergie.

La désignation des aciers TRIP est régie par leur résistance à la rupture qui reste dans une gamme allant d'environ 600 à 1000 MPa. La limite d'élasticité d'un acier TRIP est de l'ordre de 500 MPa avec un taux d'allongement à rupture supérieur d'environ 10 %.

La particularité des aciers TRIP réside principalement dans le fait qu'ils contiennent de l'austénite résiduelle à température ambiante. Il est nécessaire que cette quantité soit suffisante pour avoir un impact sur les propriétés finales de l'acier. Cependant, il est avant tout nécessaire que les propriétés de cette austénite résiduelle soient adaptées à la fonction requise. Aussi, dans le cas des aciers TRIP, celle-ci doit présenter une stabilité suffisante afin que la transformation en martensite ne se fasse que pour une sollicitation mécanique non négligeable. Pour ce faire, le taux de C contenu dans l'austénite résiduelle finale doit être suffisamment élevé. [8]

##### I.4.1. Historique

Le durcissement de trempe des alliages à base de fer a été classé parmi « le plus beau phénomène de la nature » par le brillant scientifique français René Réaumur en 1722. Cette affirmation s'appuie sur le fait que ces alliages et l'évolution de leurs caractéristiques mécaniques ont accompagné le développement de la société humaine et, presque deux siècles après Réaumur.

A la fin du 19<sup>ème</sup> siècle, le professeur Henry Marion Howe présente la martensite comme un produit de transformation de l'austénite et aussi, il essaye d'expliquer le

changement des propriétés magnétiques des phases. C'est lui qui a introduit l'utilisation du nom des phases que l'on connaît aujourd'hui, notamment pour la martensite et l'austénite.

En 1937, Wassermann note que des grands allongements peuvent être obtenus grâce à la transformation de phase dans l'alliage Fe-Ni.

En 1967, Zackay montre que la transformation de phase permet d'augmenter la ductilité et la résistance mécanique des aciers inoxydables. Il appelle ce phénomène plasticité de transformation et introduit l'abréviation TRIP.

Dans les années 70, la plupart des études consacrées à l'effet TRIP utilisent comme matériau les aciers inoxydables.

Dans les années 80, il a été suggéré d'utiliser l'effet TRIP pour améliorer les propriétés mécaniques des aciers faiblement alliés. Un traitement thermique de l'ajout d'éléments d'additions sont alors nécessaires afin d'empêcher la précipitation de carbures et de stabiliser suffisamment l'austénite.

De nos jours, le terme TRIP désigne plutôt les aciers faiblement alliés qui contiennent de l'austénite résiduelle. [9]

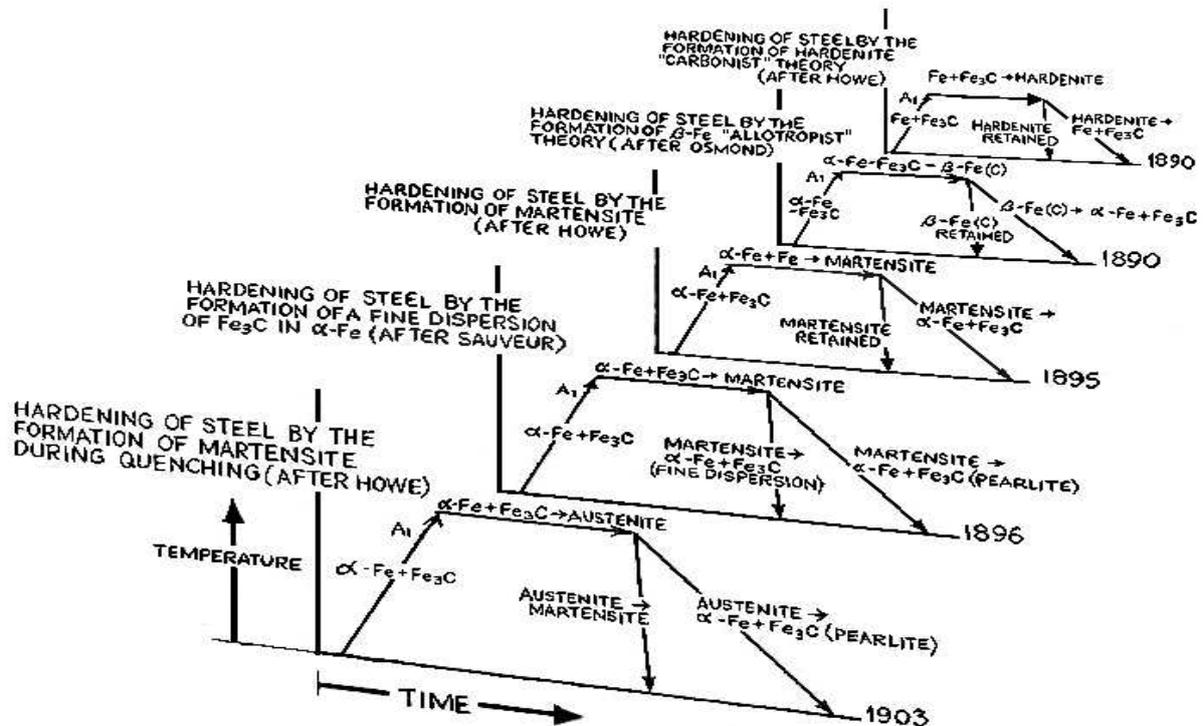
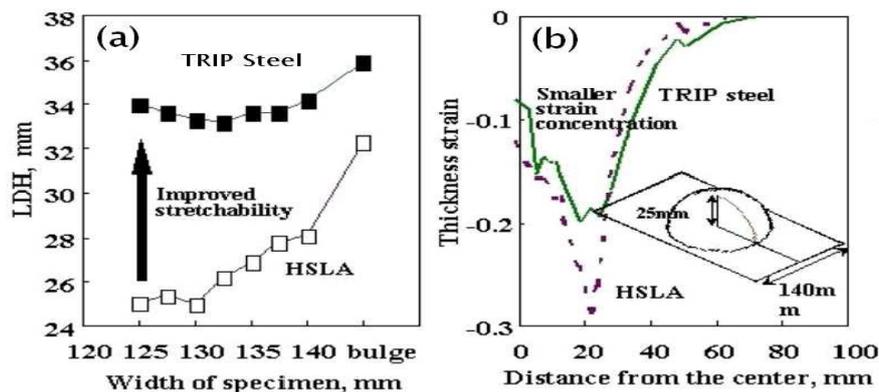


Figure I.4. Evolution des théories liées à la transformation martensitique [9]

### I.5. Utilisation des aciers THLE dans l'industrie automobile

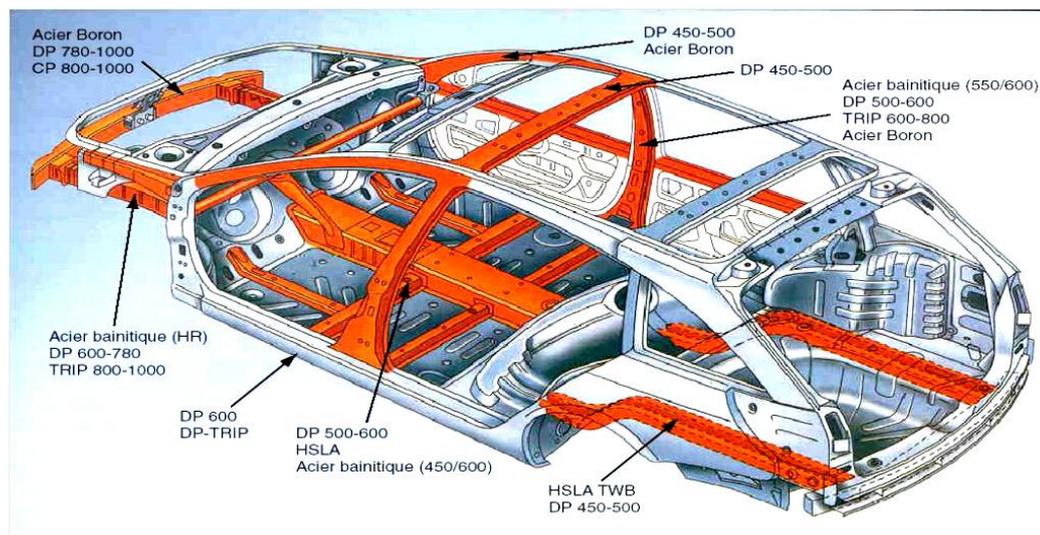
Les progrès au niveau de la sécurité passager et du confort de conduite dans l'industrie automobile impliquent un renforcement de la structure de la caisse assemblée et l'ajout de nombreux systèmes d'aide à la conduite. Tel que de diminuer la masse du véhicule par l'utilisation des matériaux plus performants que ceux actuellement utilisés (réduction du 20% du poids des véhicules pour une diminution des coûts 10%).

Les aciers à haute limite d'élasticité et, parmi eux, les aciers TRIP ont un argument de : leurs caractéristiques mécaniques sont bien supérieures à celles des aciers Dual Phase, aussi bien pour la mise en forme (emboutissage), que pour l'absorption d'énergie (crash), **figures I.5.a et I.5.b**



**Figure I.5.**Caractéristiques mécaniques des aciers THLE [9]

L'utilisation envisagée pour ce type d'aciers est celle des pièces de structure nécessitant une très bonne tenue mécanique, comme le longeron, le pied milieu, la doublure de montant de baie, mais aussi l'emboutissage de pièce compliquées, **figure. I.6**



**Figure .I.6.** Répartition des aciers à très haute limite d'élasticité dans la caisse assemblée [9]

### I.6. Métallurgie des aciers TRIP

De nombreuses études ont été consacrées à l'optimisation des paramètres des cycles thermiques, du laminage et de la teneur en éléments d'addition en vue de mettre au point des aciers TRIP performants. Les principaux résultats de ces travaux décrivent l'importance que joue la transformation bainitique pour obtenir une structure multiphasée et, en particulier, pour stabiliser l'austénite résiduelle.

Il a été montré que l'austénite résiduelle présente dans la microstructure des aciers Dual Phase joue un rôle positif dans l'amélioration de leurs propriétés mécaniques. De plus, si cette austénite est suffisamment stable, la résistance mécanique et la ductilité de ces aciers sont encore augmentées.

Au même temps, le développement et l'utilisation à large échelle des aciers TRIP imposent des contraintes sévères pour le coût de production de ces aciers. Par conséquent, l'ajout massif des éléments d'addition pour retenir l'austénite est interdit (comme le nickel).

Comme des teneurs en carbone de l'ordre de 0.15% sont courantes dans les aciers Dual Phase, l'idée était d'essayer d'utiliser ce carbone pour stabiliser l'austénite à la température ambiante. Aussi, cette stabilisation doit se faire après le recuit inter-critique.

A travers la transformation bainitique et ses mécanismes intrinsèques qui permettent à priori d'obtenir une austénite sursaturée en carbone, le développement des aciers TRIP faiblement alliés et qui contiennent de l'austénite résiduelle à la température ambiante est envisageable. [9]

Suivant la composition chimique, on distingue deux catégories d'aciers à effet TRIP :

- les aciers à effet TRIP fortement alliés (Fe-Ni, AISI304, AISI301, ...) qui sont entièrement austénitiques,
- les aciers TRIP faiblement alliés qui sont partiellement austénitiques (multiphasés). Les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquables.

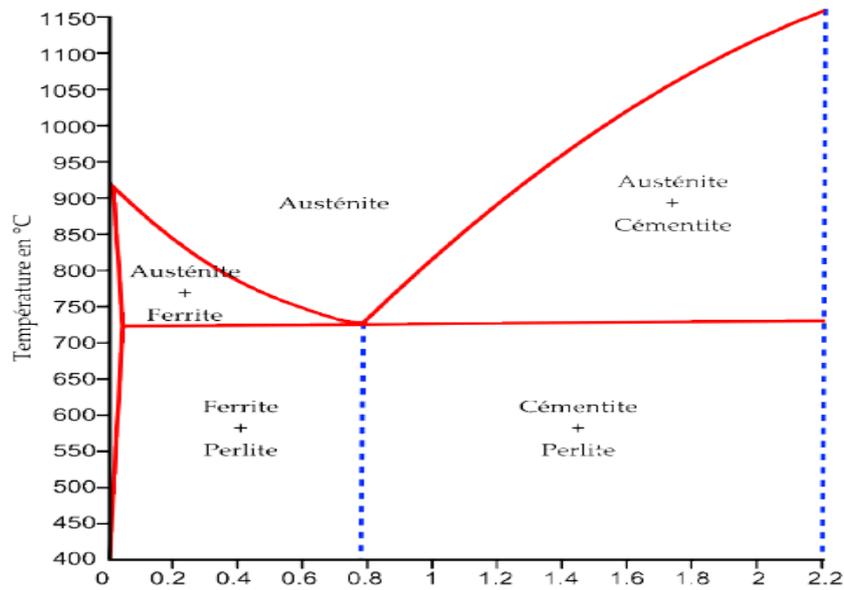
**a- Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques (AISI304)**

Le **tableau I.1** donne la composition chimique de l'acier AISI304 [10]

AISI 304	%C	%Cr	%Ni	%Si	%Mn
%pds	0.0420	18.1	8.65	0.45	1.15

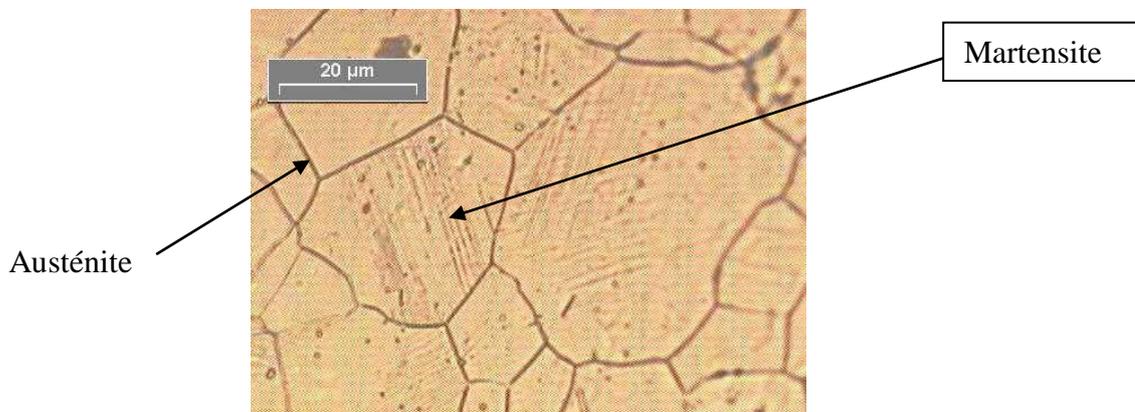
**Tableau I.1.** La composition chimique de l'acier AISI304

Le diagramme fer-carbone simplifié ci-dessous montre le domaine d'existence des aciers à effet TRIP.



**Figure .I.7. Diagramme simplifié Fer-C**

La **figure I.8** représente une micrographie de l'acier AISI304 après déformation, polissage mécanique et électrolytique. La taille de grain moyenne est de 25 $\mu$ m.



**Figure .I.8.** Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite. [10]

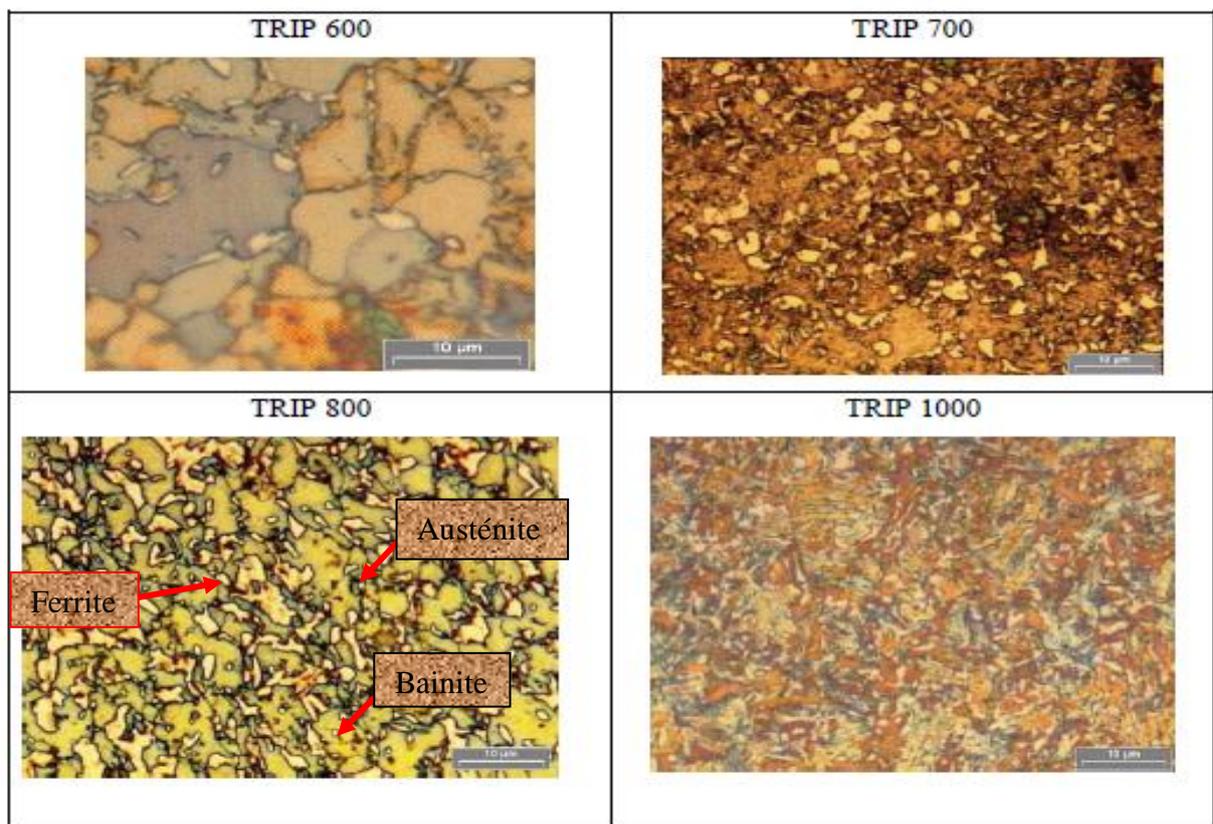
### b- Aciers TRIP multiphasés

Les nuances d'aciers TRIP multiphasée diffèrent par leur composition chimique et leur proportion de phase. Le **tableau I.2** donne des exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa. [10]

TRIP	Taille de grain austénite ( $\mu\text{m}$ )	Composition (% pds)			Fraction de phase (%)				%C dans $\gamma$
		C	Mn	Si	$\gamma$	$\alpha$	b	$\alpha'$	
600	4	0.08	1.70	1.55	8	91	1	-	-
700	3	0.16	1.60	1.60	13	-	-	-	-
800	2 – 3	0.2	1.65	1.65	17	70-73	10-13	-	1.14
1000	1 – 2	0.4	1.65	1.65	30	-	70	-	1.35

**Tableau I.2.** Exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa.

Lors de l'élaboration, le matériau subit une succession de transformations qui lui confère différentes fractions volumiques de phases, une répartition spatiale (connexité), des dimensions caractéristiques (taille de grain, taille des lattes de bainite, etc), une texture morphologique, une texture cristallographique. Les micrographies sont présentées sur la **figure I.9**.



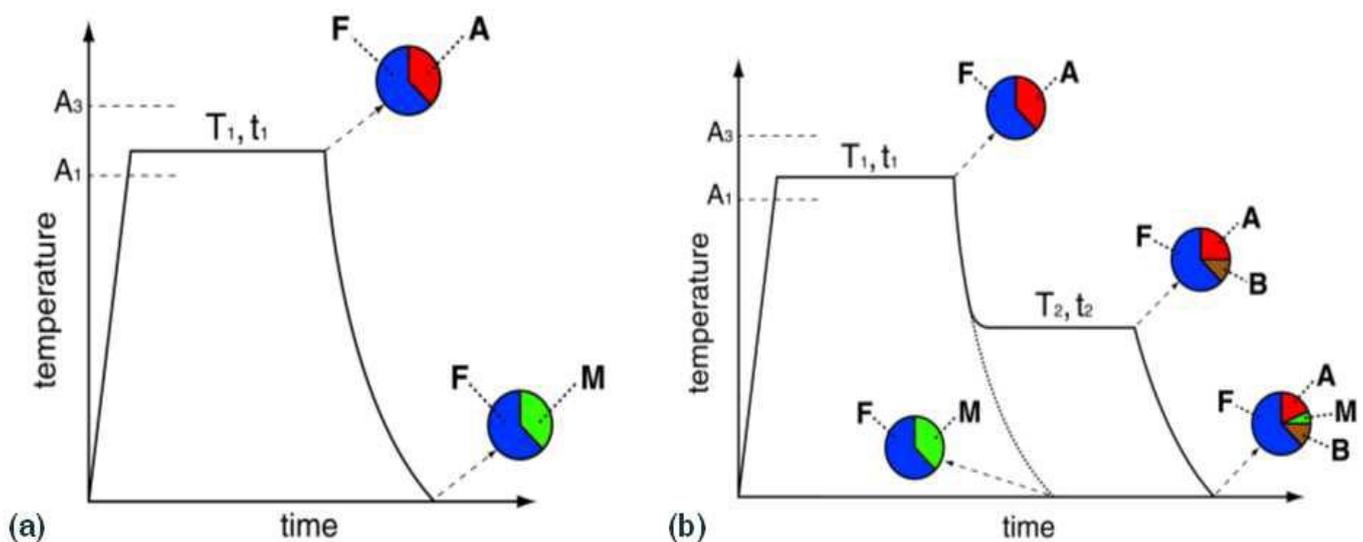
**Figure I.9.** Micrographies optiques des aciers TRIP multi phases après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000). [10]

### I.6.1. Elaboration des aciers TRIP

Le développement de nouveaux aciers TRIP est le résultat des phénomènes décrits ci-dessus : comme les aciers Dual Phase ils ont une structure multiphasée, et, tout comme les aciers inoxydables instables, ils ont la possibilité de produire un effet TRIP lors des sollicitations mécaniques, mais, dans les aciers, l'austénite résiduelle est retenue grâce à la transformation bainitique.

Afin d'obtenir une structure multiphasée contenant de l'austénite résiduelle, le cycle thermique utilisé pour les aciers Dual Phase est légèrement modifié par introduction d'un palier de maintien isotherme dans la région bainitique. **Les figures I.10(a) et I.10(b)** illustrent les cycles thermiques correspondant aux aciers DP et aciers TRIP laminés à froid respectivement. (Dans le cas des aciers TRIP laminé à chaud, la phase de recuit inter-critique est absente). [9]

Il existe deux principales voies d'élaboration : les aciers TRIP laminés à chaud et ceux laminés à froid.



**Figure. I.10.** cycles thermiques et microstructures [9]

a- Cas des aciers Dual Phase

b- Cas des aciers TRIP

Avec :

**F:** ferrite; **A:** austénite; **B:** bainite; **M:** martensite.

### I.6.1.1. Laminage à chaud

Après austénitisation, passage de dégrossissage et de finition dans les laminoirs, la microstructure et les propriétés finales sont obtenues par un refroidissement contrôlé.

Le refroidissement pour l'obtention d'une microstructure TRIP est plus lent que pour l'obtention d'une microstructure DP, dû au fait que les éléments d'alliage et la teneur en carbone décalent les domaines d'existence des phases. Le bobinage est effectué dans le domaine de température bainitique ( $\sim 500^\circ\text{C}$ ). Lors du refroidissement à température ambiante, l'austénite résiduelle ne se transforme pas en martensite, car elle s'est enrichie en carbone lors de la formation de ferrite et de bainite. Ce processus a abaissé la température  $M_s$  en dessous de la température ambiante. [10]

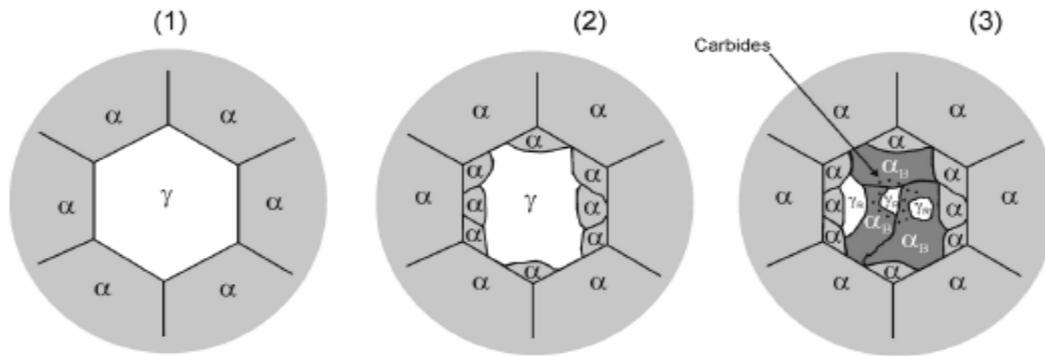
### I.6.1.2. Laminage à froid

Suivant la température de bobinage précédent le laminage à froid, la microstructure avant laminage varie entre ferrite, perlite lamellaire et ferrite en aiguilles, bainite granulaire. Le laminage à froid a pour effet d'affiner la microstructure et de durcir le matériau. Par la suite, l'acier subit un recuit continu en deux étapes.

Le sur vieillissement bainitique est indispensable pour garder une certaine fraction volumique d'austénite métastable à température ambiante. Il a pour effet de rejeter le carbone de la ferrite bainitique vers l'austénite et ainsi de décaler la température de début de transformation  $M_s$  en dessous la température ambiante.

Suivant les paramètres d'élaboration, il peut exister de la martensite en fin de refroidissement. En général, la microstructure finale d'un acier TRIP est composée de quatre phases : la ferrite, la bainite, la martensite et l'austénite instable, dont les proportions sont conditionnées par le contrôle des paramètres du procédé d'élaboration. [10]

Ce traitement thermique consiste en un recuit intercritique à une température  $T_1$  (entre  $780$  et  $880^\circ\text{C}$ ) pendant un temps  $t_1$  pour obtenir un mélange austéno-ferritique (**figure I.11.1**) suivi d'un refroidissement rapide ( $10\text{-}50^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ) pendant lequel la ferrite germe aux joints de grains et en particulier aux points triples (**figure I.11.2**). Un deuxième maintien isotherme est effectué dans le domaine bainitique à une température  $T_2$  (entre  $350$  et  $500^\circ\text{C}$ ) pendant un temps  $t_2$ , qui transforme une partie de l'austénite en bainite (**figure I.11.3**). [10]



**Figure .I.11.** Développement de la microstructure TRIP au cours du refroidissement continu. [10]

### I.7. Maîtrise de la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle à partir de l'élaboration

Les effets bénéfiques des aciers TRIP (résistance-ductilité) dépendent essentiellement de la résistance que présente l'austénite résiduelle à la transformation martensitique. La stabilité mécanique de l'austénite résiduelle caractérise la faculté qu'aura cette phase à se transformer en martensite lors d'un chargement thermomécanique.

#### I.7.1. Influence des éléments d'addition

La composition chimique est le paramètre qui règle le plus directement les caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des aciers. Les éléments d'addition ont donc essentiel à jouer lors de l'élaboration. [11]

**Carbone** : stabilise l'austénite en abaissant les températures de transition  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $M_d$ . pour enrichir l'austénite en carbone, les principaux moyens d'action consistent à :

- Modifier la composition. La teneur en carbone doit néanmoins rester inférieure à 0.2% pour préserver une bonne soudabilité ;
- Provoquer des transformations de phase rejetant du carbone à l'interface  $\alpha/\gamma$  en agissant sur le traitement thermomécanique. Les paramètres de ces transformations, la température et le temps de maintien, ont une très forte influence sur les propriétés finales du matériau ;
- Augmenter l'interface  $\alpha/\gamma$  en affinant la structure.

**Manganèse** : retarde les transformations ferritique et perlitique, il favorise la formation de l'austénite résiduelle. Le manganèse a pour effet de :

- Durcir le matériau en tant qu'élément en substitution,
- Affiner la structure ferritique ;
- Abaisser la température de la transformation martensitique  $M_s$ .

**Silicium** : inhibe la formation de la cémentite lors de la transformation bainitique. Il permet de :

- Retarder la transformation perlitique, la présence de la perlite étant néfaste pour la ductilité du matériau ;
- Stabiliser la ferrite, car c'est un élément alphagène ;
- Diminuer le temps pour obtenir la quantité maximale d'austénite résiduelle lors du maintien bainitique.

### I.7.2. Influence de la composition chimique

La stabilité de l'austénite peut être d'abord caractérisée par la température  $M_s$ .  $M_s$  est la température de début de transformation au cours d'un refroidissement à contrainte nulle.

On abaisse  $M_s$  en enrichissant l'austénite en éléments stabilisateurs comme le manganèse et le carbone. Dans le cas des aciers partiellement austénitiques, l'ajout de silicium inhibe la formation de cémentite, ce qui permet à l'austénite de conserver un taux de carbone important. La formation de ferrite qui rejette le carbone vers l'austénite permet également l'enrichissement en carbone. En effet, le carbone est très peu soluble dans la ferrite. [10]

L'ajout de la plupart des éléments d'alliage entraîne une chute de  $M_s$ , comme le montrent les formules empiriques reliant  $M_s$  à la composition chimique :

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 512 - 453\%C - 16.9\%Ni - 9.5\%Mo + 217(\%C)^2 - 71.5(\%C)(\%Mn) + 15\%Cr - 67.6(\%C)(\%Cr) + 10\%Co - 7.5\%Si \dots \dots \dots 6$$

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 497 - 810\%C - 1230\%N - 13\%Mn - 30\%Ni - 12\%Cr - 54\%Cu - 46\%Mo \dots \dots \dots 7$$

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 545.8 * \exp(-1.362\%C) - 30.4\%Mn - 17.7\%Ni - 12.1\%Cr - 11\%Si \dots 8$$

Pickering propose la relation qui détermine  $M_{d30}$ , la température à laquelle 50% de martensite apparaît sous une déformation plastique de 30% :

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 502 - 462(\%C - \%N) - 9.2\%Si - 8.1\%Mn - 20\%Ni - 13.7\%Cr - 18.9$$

La stabilité de l'austénite par rapport à la transformation martensitique peut être caractérisée par un indice de stabilité  $\Delta$  qui est fonction des éléments d'addition : [12]

$$\Delta = Ni + 0.5Mn + 35C - 0.0833(Cr + 1.5Mo - 20)^2 - 15 \dots \dots \dots 10$$

Dans les aciers inoxydables austénitiques les moins alliés, la transformation partielle de l'austénite en martensite peut intervenir à température ambiante si la température  $M_s$  est supérieure à celle-ci. Pour les aciers inoxydables austénitiques plus alliés, donc plus stables, la température  $M_s$  est nettement inférieure à la température ordinaire ; la transformation

martensitique est alors obtenue lors d'un traitement à froid. Le taux de la transformation est fonction de la température atteinte. [12]

### 1.7.3. Influence de la taille de grain de l'austénite

La grosseur du grain de l'austénite intervient également sur la stabilité tout comme les éléments d'addition, qu'ils soient alphagènes (éléments déstabilisateurs) ou gammagènes : à analyse donnée et déformation donnée, un acier à grains fins formera moins de martensite qu'un acier à gros grains. [12]

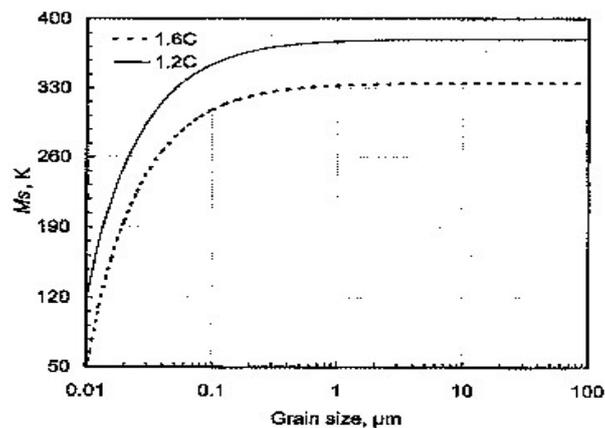


Figure I.12. Evolution de  $M_s$  en fonction de la taille de grain [10]

### I.8. Transformation martensitique dans les aciers trip

La formation de martensite  $\alpha'$  dans les aciers inoxydables de structure austénitique métastable peut être induite par trempe à basse température comme par déformation plastique. Il a été bien établi que le taux de martensite induit par déformation est une fonction dépendant essentiellement de trois variables, à savoir la déformation plastique ( $\epsilon_p$ ), la température de l'essai ( $T$ ) et les caractéristiques du matériau ( $M$ ) comme la composition et l'énergie de faute d'empilement :  $f = f(\epsilon, T, M)$ .

### I.9. Aspects thermodynamiques de la transformation martensitique dans les aciers

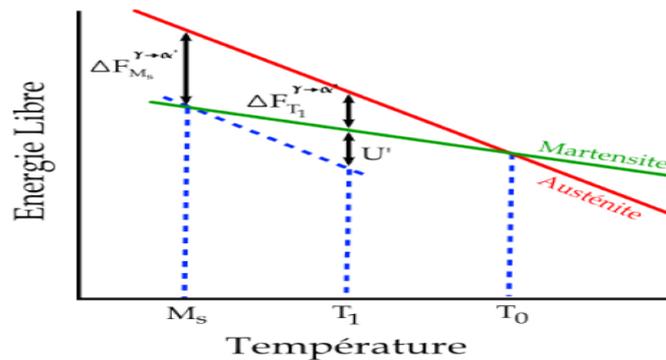
Dans cette section, on présente les caractéristiques thermodynamiques de la transformation austénite  $\rightarrow$  martensite en termes d'énergie et les principales influences des champs appliqués (champ de contrainte) et induits (déformation plastique) sur la transformation martensitique.

La transformation martensitique s'effectuant sans diffusion, la composition chimique reste inchangée. On appelle  $G_c^a(T)$  et  $G_c^m(T)$  les énergies libres chimiques à la température  $T$

de l'austénite et de la martensite. La variation d'énergie « chimique » associée à la transformation martensitique est donc donnée par :

$$\Delta G_c^{a \rightarrow m}(T) = G_c^m(T) - G_c^a(T) \dots \dots \dots (11)$$

La **figure I.13** présente schématiquement l'évolution des énergies libres chimiques de l'austénite et de la martensite avec la température. La température  $T_0$  est la température d'équilibre entre les deux phases et  $M_s$  est la température à laquelle démarre la transformation par refroidissement sans contrainte appliquée. La différence des énergies libres à la température  $M_s$ ,  $\Delta G_c^{a \rightarrow m}(M_s)$  représente la force thermodynamique critique nécessaire pour débiter la transformation martensitique. Si une contrainte est appliquée à l'austénite à la température ( $T_1$ ) (**figure I.13**), la force motrice mécanique  $U$  est ajoutée à l'énergie chimique  $\Delta G_c^{a \rightarrow m}(T_1)$  et la transformation débute à la contrainte critique où la force thermodynamique atteint la valeur  $\Delta G_c^{a \rightarrow m}(M_s)$ . Dans la **figure I.13**,  $U'$  ( $\Delta G_c^{a \rightarrow m}(M_s) - \Delta G_c^{a \rightarrow m}(T_1)$ ) est la force motrice mécanique nécessaire pour que la transformation soit induite par la contrainte à la température  $T_1$ . [10]



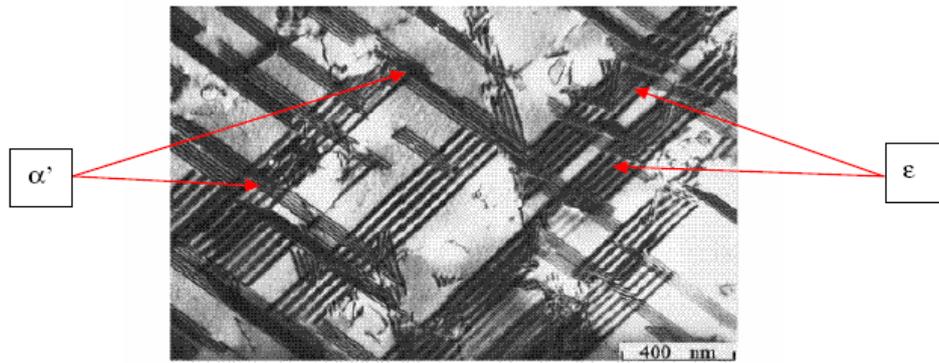
**Figure I.13.** Evolution de l'énergie libre chimique de l'austénite et de la martensite en fonction de la température. [13]

**I.9.1. Energie de Faute d'Empilement et ordre d'apparition de phases**

**I.9.1.1 Energie de faute d'empilement**

L'énergie de faute d'empilement représente l'augmentation de configuration des atomes dans un défaut d'empilement du cristal. L'énergie de faute d'empilement est un facteur essentiel de l'existence d'une transformation martensitique de l'austénite induite par déformation plastique. Cette énergie contrôle non seulement l'arrangement des dislocations et les mécanismes de déformation de l'austénite, mais également la probabilité de formation de fautes d'empilement. Ces fautes d'empilement peuvent être considérées comme un

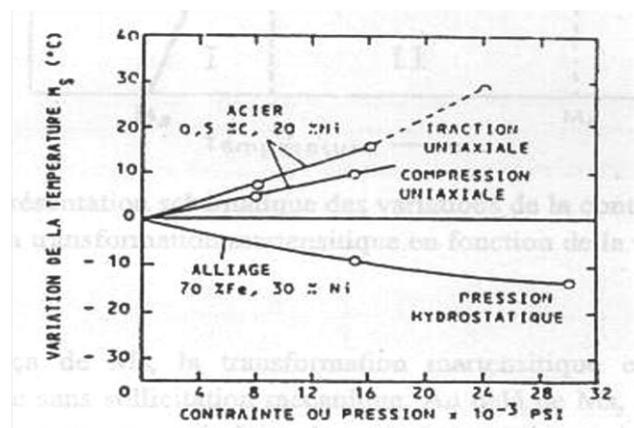




**Figure I.14.** Mécanisme de déformation d'un acier austénitique à basse énergie d'empilement

### I.9.1.3. Effet de la contrainte

L'application d'une contrainte tend à favoriser la transformation martensitique : il est ainsi possible d'effectuer cette transformation à une température supérieure au point  $M_s$ , température au-dessus de laquelle la transformation n'a normalement pas lieu en l'absence de contraintes. En d'autres termes, l'application de contraintes a pour conséquence de modifier la température de début de transformation d'autant plus que ces contraintes sont élevées. Cette température augmente linéairement avec la contrainte appliquée, cette augmentation étant plus forte dans le cas d'une contrainte de traction que d'une contrainte de compression, l'application d'une pression hydrostatique entraînant une diminution de cette température (figure I.15).



**Figure I.15.** Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée [10]

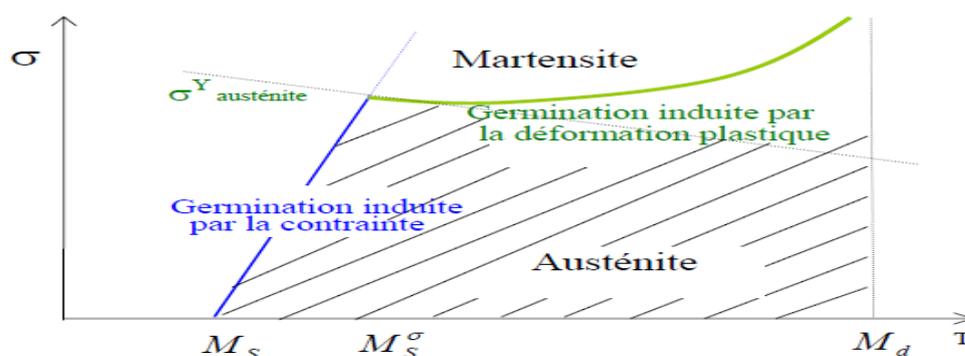
#### I.9.1.4. Effet de la déformation plastique

Si la température est nettement plus élevée que  $M_s$ , il y a compétition entre le processus de transformation martensitique et celui de déformation plastique de la phase mère (austénite). Ainsi, au dessus de la température  $M_s^\sigma$ , l'écoulement plastique de l'austénite précède et favorise la transformation martensitique. A cette température  $M_s^\sigma$ , la limite d'élasticité et la contrainte critique de transformation sont confondues. La déformation plastique crée de nouveaux sites de germination et diminue la contrainte nécessaire à la transformation martensitique. Au dessus de  $M_d$ , la vitesse de diffusion du carbone dans le fer est trop importante pour que la transformation martensitique puisse avoir lieu. La transformation martensitique ne peut donc plus se produire au-dessus de cette température même en présence de contraintes. La (**figure I.16**) représente les différents domaines de la transformation en fonction de la température et de la contrainte appliquée et qui peuvent être résumés comme suit: [5]

$M_s < T < M_s^\sigma$  : On observe une variation linéaire entre la contrainte critique de transformation et la température. Dans ce domaine, la transformation débute avant que la phase mère n'ait plastifié. On dit que la transformation est assistée par la contrainte.

$M_s^\sigma < T < M_d$  : Dans ce domaine, la plastification de l'austénite précède la transformation. Pour des températures proches de  $M_s^\sigma$ , contrainte critique et limite élastique sont pratiquement confondues. La martensite se développe majoritairement sur des sites de germination produits par la déformation plastique. On dit que la transformation est induite par la déformation.

$T > M_d$  : Au-dessus de cette température, on ne peut plus induire la transformation.



**Figure I.16.** Représentation de la variation de la contrainte critique avec la température d'essai.

### I.10. Aspect cristallographique de la transformation martensitique

La transformation martensitique est une transition structurale displacive du premier ordre présentant une déformation homogène de réseau cristallographique, constituée essentiellement d'un cisaillement. Le réseau subit un cisaillement homogène qui s'effectue par un mouvement coopératif des atomes. La transformation s'accompagne d'un léger changement de volume. Cette transformation se propage de façon indépendante du temps, par un déplacement des interfaces entre les deux phases. La vitesse de déplacement est uniquement limitée par la vitesse du son dans le matériau. Comme il n'y a pas de diffusion, les deux phases ont la même composition chimique et la martensite hérite de l'ordre et des défauts de l'austénite. [14]

#### I.10.1. Structures cristallographiques des différentes phases

La forme stable à haute température de l'acier est l'austénite. C'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer  $\gamma$  de structure CFC. Les atomes de carbone sont situés sur les sites interstitiels octaédriques du type  $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$  (centre de la maille) et  $(0, 0, \frac{1}{2})$  (milieu de chaque arête) comme montré sur la (figure I.17).

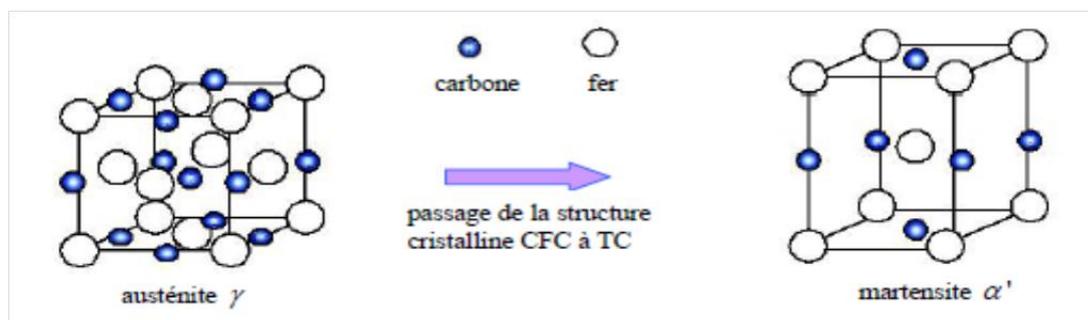


Figure I.17. Structures de l'austénite et de la martensite  $\alpha'$  dans les aciers [15]

Plusieurs auteurs proposent des expressions reliant le paramètre de maille de l'austénite  $a_\gamma$  (nm) aux teneurs en éléments (carbone (C), manganèse (Mn), aluminium (Al), et chrome (Cr)) et à la température absolue T pour des alliages Fe-C :

❖  $T > 773\text{K}$  :

$$a_\gamma(\text{nm}) = (0.36308 + 0.00075\%C \cdot \{1 + (24.9 - 0.6\%C) \cdot 10^{-6} \cdot [T - 1000]\}) \dots \dots (13)$$

❖  $T < 773\text{K}$  :

$$a_\gamma(\text{nm}) = 0.35895 + 0.000095\%Mn + 0.00056\%Al + 0.00330\%C \dots \dots \dots (14)$$

$$a_\gamma(\text{nm}) = 0.3553 + 0.000095\%Mn + 0.00056\%Al + 0.00006\%C \\ + 0.000474\%C \dots \dots \dots (15)$$

❖ T=293K :

$$a_{\gamma}(\text{nm}) = 0.3555 + 0.00440\%C \dots \dots \dots (16)$$

$$a_{\gamma}(\text{nm}) = 0.3573 + 0.00330\%C \dots \dots \dots (17)$$

La martensite possède trois types de structures cristallines dans les aciers :

1. Une structure Tétragonal Centrée (TC) caractéristique de la martensite  $\alpha'$  observée dans les alliages binaires Fe-C et que l'on retrouve dans les aciers TRIP industriels. Elle possède une forte énergie de fautes d'empilement,
2. une structure hexagonale (H) caractéristique de la martensite  $\epsilon$ ,
3. une structure Tétragonal à Face Centrée (TFC), observée dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt.

Dans la martensite  $\alpha'$  (**figure I.17**), les atomes de carbone sont distribués sur les sites interstitiels octaédriques en positions  $(0, 0, \frac{1}{2})$  (milieu des arêtes parallèles à l'axe  $c$ ) et  $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0)$  (base de la maille). Ainsi, la martensite est une solution sursaturée en carbone dans le réseau du fer  $\alpha$ . Cette sursaturation en carbone entraîne une distorsion du réseau de la maille d'autant plus marquée que la teneur en carbone est élevée. Les dimensions des paramètres de maille de la martensite  $a_{\alpha'}$  et  $c_{\alpha'}$  dépendent de sa teneur en carbone.

[15]

$$a_{\alpha'}(\text{nm}) = a_0 - 0.115\%C \dots \dots \dots (18)$$

$$c_{\alpha'}(\text{nm}) = a_0 + 0.118\%C \dots \dots \dots (19)$$

Avec :

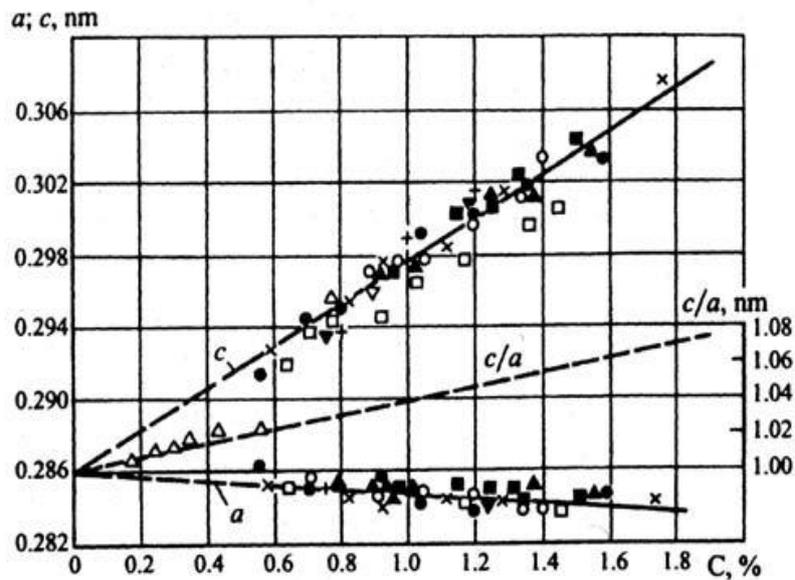
$a_0$  Est le paramètre de la maille cubique centrée du fer  $\alpha$ .

Liu et al donnent l'expression suivante :

$$c^{\alpha'} = \{2.8664 + 0.0243.X^{\alpha'}\}/10 \dots \dots \dots (20)$$

$$a^{\alpha'} = \{2.8664 + 0.0027.X^{\alpha'}\}/10 \dots \dots \dots (21)$$

$X^{\alpha'}$  est défini comme le nombre d'atomes de carbone pour 100 atomes de fer.

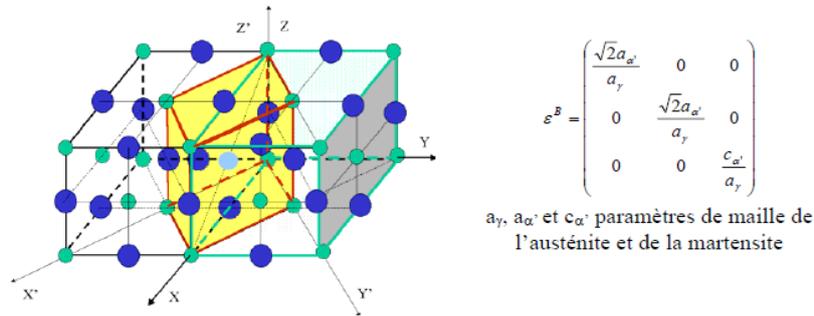


**Figure I.18.** Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone [15]

### I.10.2. Déformation de transformation

Le changement local de structure cristallographique est accompagné par une déformation homogène du réseau cristallin avec une composante déviatorique dominante et un changement de forme associé. Pour minimiser l'énergie de déformation, la martensite se forme en plaquettes suivant des plans cristallographiques particuliers appelés plans d'habitat. La déformation homogène du réseau cristallin a été décrite géométriquement par la déformation de Bain  $\epsilon^B$  (figure I.19). A la déformation de Bain, a priori, incompatible est associée une énergie élastique importante. Cette incompatibilité est la source de contraintes internes très importantes et qui sont donc partiellement relaxées par l'activation d'autres mécanismes inélastiques :

- Adaptation de la morphologie de la phase créée (plaquettes, lattes, aiguilles,...)
- Arrangement microstructural : formation de martensite en papillon, groupes de variantes auto-accommodantes,...
- Déformation plastique par glissement ou maclage dans la martensite et/ou dans l'austénite,



**Figure I.19.** Théorie de Bain : obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite [15]

La déformation de transformation  $\epsilon^T$  se compose de la déformation de Bain  $\epsilon^B$  et d'une déformation à réseau invariant  $\epsilon^{LIS}$  nécessaire à accommoder les contraintes :

$$\epsilon^T = \epsilon^B + \epsilon^{LIS} \dots \dots \dots (22)$$

Ces deux mécanismes sont indissociables de l'adaptation morphologique.

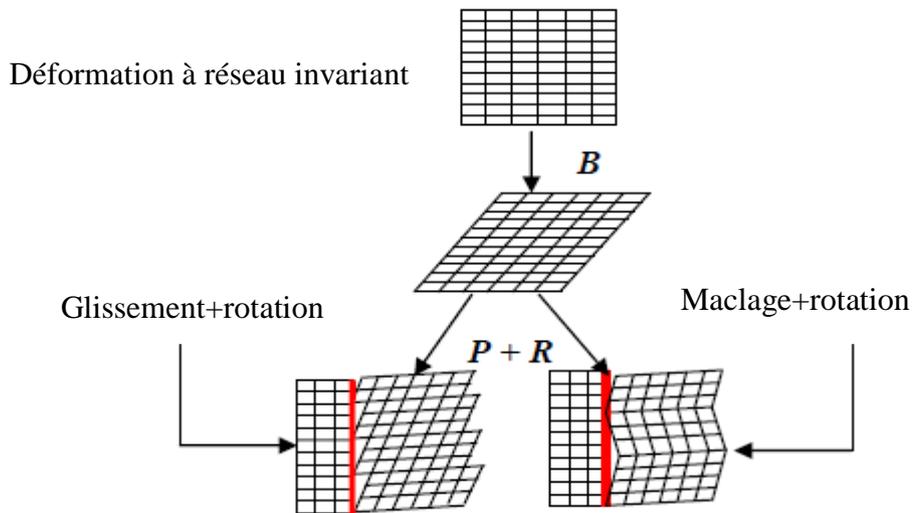
Sous forme matricielle et en grande transformation, le gradient de la transformation  $T$  se décompose en trois parties :

$$T = RPB \dots \dots \dots (23)$$

Avec :

- **B** : est la transformation du bain ;
- **R** : la rotation nécessaire à ramener le plan invariant (plan d'habitat) dans sa position initiale ;
- **P** : la transformation à réseau invariant.

les composantes de la transformation d'un volume d'austénite dont la déformation de Bain **B**, l'accommodation inélastique **P** (ici par glissement plastique dans la martensite) et la rotation **R** représenté schématiquement sur la (**figure I.20**)



**Figure I.20.** Décomposition de la déformation de transformation en 3 mécanismes élémentaires. [15]

### I.10.3. Relations d'orientation

Une autre caractéristique de la transformation martensitique est l'existence de relations d'orientation entre le réseau cristallin de la martensite formée et de l'austénite dont elle est issue. Concernant les aciers, les relations dépendent de la composition chimique. Voici les différentes relations présentes dans la littérature: [5]

**1- Relations de Kurdjmov-Sachs :** Pour les alliages Fe-C pour des teneurs en carbone entre 0,55 et 1,4% (en poids). Observées pour des structures en lattes de plan d'accrolement  $\{111\}_\gamma$  et des structures plus aciculaires ou en forme de papillons de plan d'accrolement  $\{225\}_\gamma$ . [10]

$$(111)_\gamma // (110)_{\alpha'} \quad [10\bar{1}]_\gamma // [1\bar{1}1]_{\alpha'}$$

Ces relations impliquent une rotation de  $+90^\circ$  autour des 24 directions  $\langle 112 \rangle$  pour passer de l'austénite à la martensite.

**2- Relations de Nishiyama :** Pour les alliages Fe-Ni dont les teneurs en nickel varient entre 27 et 34% en masse, aux basses températures, des relations ont été établies pour des morphologies aciculaires dont le plan d'accrolement est  $\{259\}_\gamma$  :

$$(101)_\gamma // (111)_{\alpha'} \quad [12\bar{1}]_\gamma // [1\bar{0}1]_{\alpha'}$$

- 3- Relations de Greninger et Troiano :** Relations observées pour les alliages Fe-Ni-C contenant 22% en masse de nickel et 0,8% en masse de carbone. Le plan d'accrolement est de type  $\{3\ 10\ 15\}_\gamma$

$$(1\ 1\ 1)_\gamma // (0\ 1\ 1)_{\alpha'} \quad [5\ \bar{1}2\ 17]_\gamma // [7\ \bar{1}7\ 17]_{\alpha'}$$

## I.11. Conséquences mécaniques de la transformation martensitique dans les aciers austénitiques

### I.11.1. Plasticité de transformation

Au cours d'un changement de phase, certaines parties du matériau, voient leurs volumes modifiés, un état de contrainte naît de la cohabitation des régions du matériau nouvellement formé et les régions voisines. Cet état de contrainte interne, diffère d'un point à un autre de la structure, en l'occurrence, d'un grain à un autre et même au sein du grain. Cette différence d'un point à un autre, conduit au moins à la plastification du matériau voisin des régions transformées, voire même, à la plastification de cette dernière. A partir de cela, il apparaît évident qu'à l'application d'une contrainte extérieure, le champ des contraintes peut être orienté, ainsi la superposition des ces deux mécanismes, peut initier une plastification, une déformation plastique est alors observée. Cet effet relatif aux transformations de phases, est appelé, « **plasticité de transformation** ». [16]

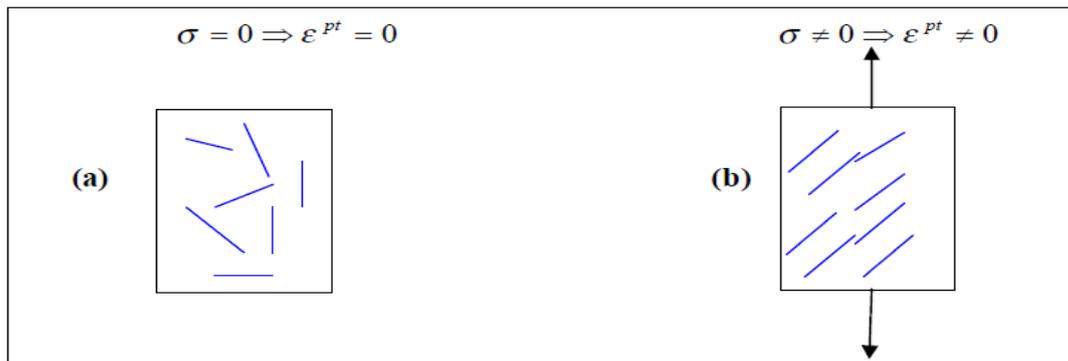
### I.11.2. Mécanismes responsables du phénomène de plasticité de transformation

La plasticité de transformation, étant la déformation irréversible produite par l'application d'une charge, au cours d'un changement de phase à l'état solide. Cette définition s'avère commode, à condition que les contraintes induites par les charges appliquées au cours de la transformation, n'induisent aucune déformation permanente en absence de transformation structurale. Ce qui implique que la plasticité de transformation, ne doit pas être polluée par la plasticité classique et le fluage. Suivant le mécanisme de transformation en question, on admet généralement deux mécanismes responsables de la plasticité de transformation : le mécanisme de **Magee** et le mécanisme de **Greenwood et Johnson**. [17]

#### I.11.2.1. Mécanisme de Magee

Le mécanisme de Magee est, quant à lui, décrit dans le cas de la transformation martensitique. Les plaquettes formées au cours de la transformation vont s'orienter sous l'effet d'une contrainte externe. De ce fait, la variation de volume qui résulte de la

transformation martensitique ne sera pas isotrope et entraînera une déformation irréversible à l'échelle macroscopique. (**Figure I.21**) [17]



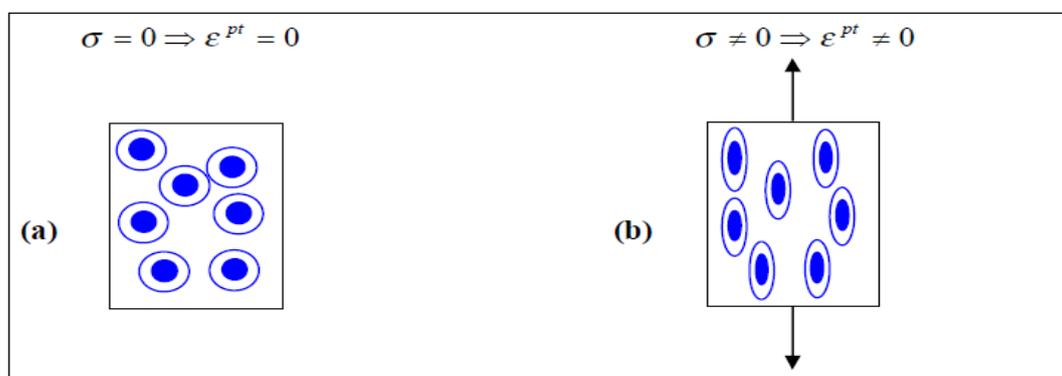
**Figure I.21.** Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Magee.

(a) : Absence de la contrainte

(b) : Présence d'une contrainte appliquée [16]

### I.11.2.2. Mécanisme de Greenwood-Johnson

Lors d'une transformation de phase, les deux phases en présence (phase mère et phase fille) n'ont pas la même compacité. Cette différence de compacité entre les deux phases engendre, dans la phase ayant la limite d'élasticité la plus faible, des déformations plastiques à l'échelle microscopique. Sans influence d'une contrainte extérieure, cette déformation plastique va s'orienter de façon aléatoire et ne laisser apparaître, à l'échelle macroscopique, que la déformation isotrope induite par le changement de volume. En revanche, si une contrainte extérieure est appliquée au cours de la transformation de phase, la déformation plastique sera alors orientée, entraînant ainsi à l'échelle macroscopique une déformation plastique irréversible (**Figure I.22**). [17]



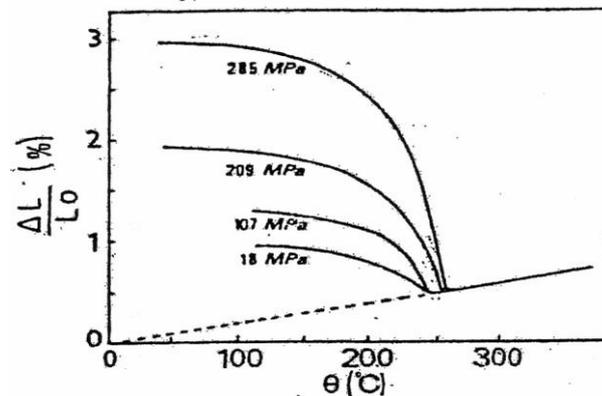
**Figure I.22.** Schématisation de la plasticité de transformation due au mécanisme de Greenwood et Johnson.

(a) : Absence de la contrainte.

(b) : Présence d'une contrainte appliquée [16]

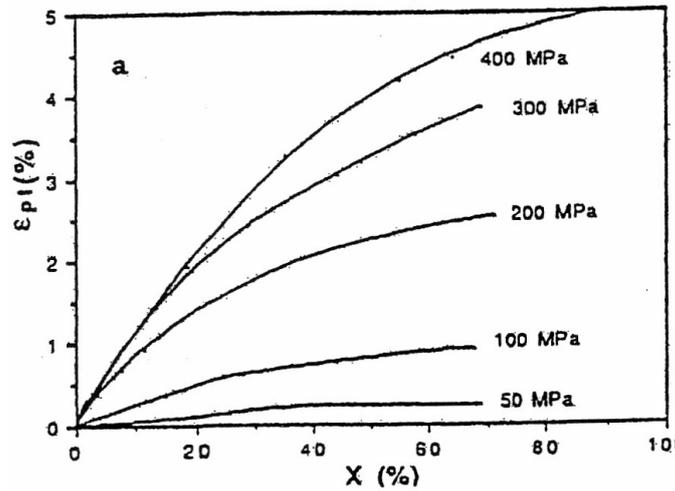
### I.11.2.3. Etudes sur la plasticité de transformation

De nombreux auteurs se sont intéressés à l'étude expérimentale de la plasticité de transformation. On peut citer les travaux de Gautier et al sur l'effet des sollicitations thermomécaniques sur les transformations de phase. La (**figure I.23**) représente l'allongement mesuré lors d'un refroidissement d'un acier 60NCrMo11 à différents niveaux de contraintes. Sans contrainte appliquée, il existe une dilatation relative à la transformation représentant le tiers de la variation de volume du changement de phase  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . La dilatation débute à la température de début de transformation  $M_s$ . Lorsqu'une sollicitation mécanique est appliquée au cours du refroidissement, la transformation martensitique se déclenche pour des températures plus élevées et la dilatation qui lui est associée est plus importante qu'à contrainte plus faible. On constate que la dilatation sature avec la diminution de la température.



**Figure I.23.** Evolution de la dilatation de l'acier 60CrMo11 lors d'un refroidissement à contrainte de traction constante [5]

Gautier et al ont effectué les dosages de phase lors du refroidissement et ont tracé la plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation martensitique au cours du refroidissement d'un acier Fe-20%Ni-0,5C (**figure I.24**).



**Figure I.24.** Evolution de la plasticité de transformation au cours d’un refroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différents états de chargements

**I.11.3. Cinétique de la transformation et influence de la température**

La transformation martensitique peut avoir deux origines différentes : une origine thermique (transformation par refroidissement) et une origine mécanique, transformation induite par la déformation plastique.

La plupart des travaux réalisés sur des aciers inoxydables austénitiques (essentiellement le **AISI 304**), concernant l’évolution de la fraction volumique de martensite formée par déformation plastique de l’austénite, montrent que cette fraction suit une loi de type :

$$F = 1 - \exp(-\beta[1 - \exp(-\alpha\epsilon)]^n) \dots \dots \dots (24)$$

Avec :

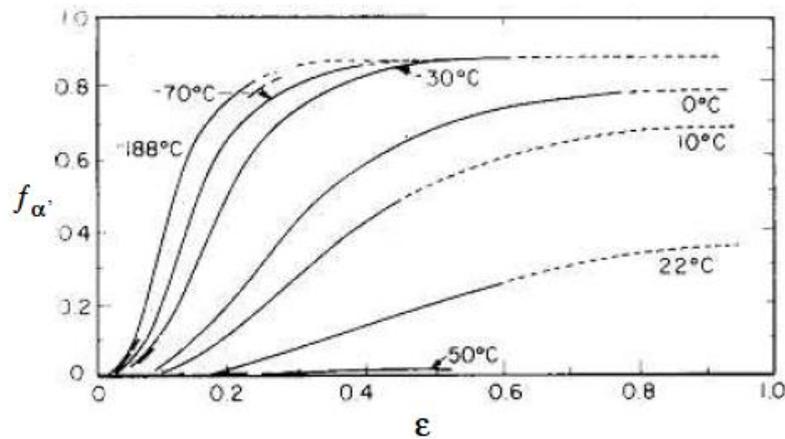
**F** : Fraction volumique de martensite formée ;

**ε** : Déformation macroscopique ;

**α et β** : Coefficients dépendant de la composition chimique et de la température ;

**n** : généralement = 4,5

Angel a montré la fraction volumique transformée en fonction de la déformation vraie pour différentes températures la (**figure I.25**).



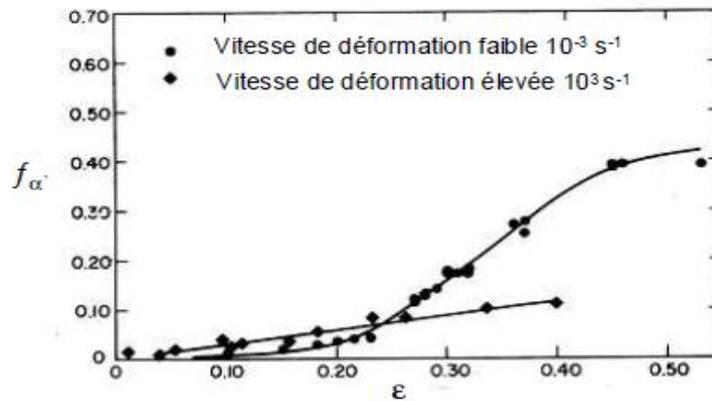
**Figure I.25.** Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie à différentes températures de l'acier AISI304 [5]

Il a été noté que :

- La formation de la martensite ne commence qu'après une certaine valeur de la déformation sauf pour les très basses températures [-188°C, -70°C],
- La fraction de martensite formée augmente avec la déformation et atteint une valeur de saturation qui est fonction de la température.
- Pour une même déformation, la fraction volumique formée augmente quand la température diminue ; par exemple, pour une déformation de 0,2, la fraction de martensite formée est de 0,2 pour une température de 0°C alors qu'elle est de 0,6 pour une température de -30°C. Ceci est dû au fait que la germination de la martensite est plus facile aux basses températures, et qu'elle devient de plus en plus difficile avec l'augmentation de la température. En d'autres termes, plus on s'éloigne de la température **Ms** vers les hautes températures, plus il faudra que le travail mécanique nécessaire pour provoquer la transformation soit grand (**Ms** étant la température à laquelle la martensite se forme sans application de contrainte externe).
- **T ≥ 50°C**: Il n'y a pas de transformation martensitique avant rupture.

### I.11.3.1. Influence de la vitesse de déformation

La vitesse de déformation est un facteur qui influe beaucoup la cinétique de la transformation martensitique. La (figure I.26) représente l'évolution de la fraction martensitique en fonction de la déformation pour l'acier austénitique instable AISI 304 à température ambiante et pour deux vitesses de traction différentes  $10^{-3}\text{S}^{-1}$  et  $10^3\text{S}^{-1}$

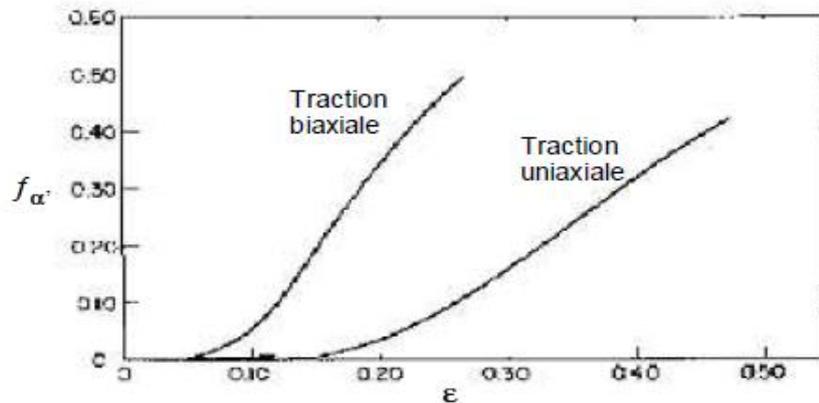


**Figure I.26.** Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie à différentes vitesses de déformation (AISI304) [5]

Pour les faibles déformations (jusqu'à  $\epsilon = 0,2$ ), la fraction de martensite formée augmente avec la vitesse de déformation. Puis, pour les grandes déformations, la tendance s'inverse. La fraction de martensite formée est beaucoup plus importante pour les faibles vitesses de déformation. Ceci s'explique par le fait que dans le cas des fortes vitesses de déformation, la chaleur latente de formation de la martensite et la chaleur liée à la déformation plastique deviennent trop importantes pour permettre à la transformation martensitique de se poursuivre. [5]

### I.11.3.2. Influence du mode de chargement sur la transformation

La germination de la martensite induite par déformation a lieu essentiellement dans les défauts de structure créés dans la phase mère. Spécifiquement, dans les aciers austénitiques, les germes de martensite se forment préférentiellement aux intersections des bandes de cisaillement. La (figure I.27) représente l'évolution de la fraction martensitique en fonction de la déformation de l'acier austénitique AISI 304 à température ambiante pour deux modes de chargement différents : une traction uni-axiale et une traction bi-axiale. Elle est plus élevée dans le cas d'une traction bi-axiale qu'en traction uni-axiale. Ceci est dû au grand nombre d'intersections des bandes de cisaillement formées lors d'une traction bi-axiale.



**Figure I.27.** Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie pour une traction bi-axiale et une traction uni-axiale (AISI304) [5]

### I.12. conclusion

Cette revue bibliographique nous a permis de connaître une nouvelle catégorie de matériaux qui est les aciers TRIP et les différents types de nuance vis à vis de leurs modes et les procédés métallurgiques d'élaboration, la transformation martensitique est un facteur très important pour expliquer le comportement thermomécanique des aciers inoxydables ou multiphasés. La cinétique de la transformation martensitique dépend de l'état de contrainte dans le matériau et plus particulièrement de la contrainte hydrostatique. Plus localement la transformation dépend de la densité de dislocation et d'autres défauts dans le matériau.

Un aperçu de rôle et l'importance que ces aciers apportent et leurs application au niveau de l'industrie automobile est donnée.

*CHAPITRE II :*  
*Généralités sur*  
*Usure*

## II.1. Introduction

Le terme usure, dans son acception la plus large, exprime la détérioration de matériau. L'usure est générée par plusieurs mécanismes physiques, chimiques ou mécaniques indépendants ou non. En fait, l'usure considérée comme un phénomène global est très difficile à décrire du point de vue quantitatif. Il en résulte que les différentes approches théoriques sont faites à partir d'hypothèses simplificatrices tendant à dissocier les processus mis en jeu pour mieux les appréhender. [18]

## II.2. La tribologie

La tribologie est une branche de la mécanique qui concerne le frottement, l'usure et la lubrification des surfaces de contact entre deux solides ; Il s'agit donc d'une science pluridisciplinaire s'appuyant à la fois sur les bases fondamentales de la mécanique et sur les acquis récents de la science des matériaux, en passant par la physico-chimie des surfaces

La tribologie s'est tout d'abord intéressée principalement au volume des matériaux en contact par la détermination des lois de comportement de frottement et d'usure (approche mécanique). Puis, la tribologie des surfaces a fait son apparition associée à la physico-chimie des surfaces (approche matériaux) pour enfin arriver à la tribologie des interfaces (approche complémentaire mécanique/matériaux). Cette dernière notion a permis une meilleure compréhension des mécanismes de frottement et d'usure. [19]

### II. 2.1. Importance de la tribologie

On observe des phénomènes de frottement dans tous les systèmes mécaniques, et cette composante tribologique est décisive dans les domaines d'application variés qui vont de la mécanique industrielle aux systèmes du vivant.

La tribologie s'intéresse à l'étude et à l'interprétation scientifique des faits expérimentaux, elle entre en jeu de façon significative dans de nombreux domaines industriels. La connaissance de la tribologie est devenue une nécessité pour de multiples raisons:

- Assurer le bon fonctionnement et la fiabilité des machines.
- Diminuer le coût d'obtention des surfaces frottantes.
- Améliorer le rendement et la longévité des machines.
- Assurer la sécurité des biens et des personnes, particulièrement dans le domaine de transport,
- Contribuer à la santé publique et au confort, par exemple en diminuant les bruits, très nombreux, liés aux contacts mécaniques.

Le tableau II.1 montre que la tribologie trouve ses applications dans deux grands domaines: celui des systèmes mécaniques et celui de la mise en œuvre des matériaux

<b>Systèmes mécaniques</b>	<b>Mise en œuvre des matériaux</b>
<p><b>Vivant: animal, homme</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Membranes biologiques</li> <li>- Prothèses biomécaniques</li> <li>- Cartilages</li> <li>- Dentisterie</li> </ul> <p><b>Organes de machines</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Paliers, roulements</li> <li>- Segments</li> <li>- Cames, engrenages, freins</li> <li>- Joints</li> <li>- Systèmes électriques</li> <li>- Systèmes magnétiques</li> </ul> <p><b>Terre</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Génie civil</li> <li>- Mouvements des sols</li> <li>- Tremblements de terre</li> <li>- Ecoulement des glaciers</li> <li>- Ski</li> </ul> <p><b>Maintenance</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Fiabilité</li> <li>- Durée de vie</li> </ul>	<p><b>Types de matériaux</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Artificiels: métaux, polymères</li> <li>- Céramiques, Composites</li> <li>- Naturels</li> </ul> <p><b>Adhérence, collage</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Composites, textiles, fibres matrices</li> </ul> <p><b>Déformations plastiques</b></p> <ul style="list-style-type: none"> <li>- Laminage, filage, extrusion</li> <li>- Emboutissage, découpage</li> <li>- Outillages de coupe, polissage</li> </ul> <p><b>Lubrifiants</b></p> <p><b>Traitements des surfaces</b></p>

**Tableau II.1** : Impacts de la tribologie sur la société. [20]

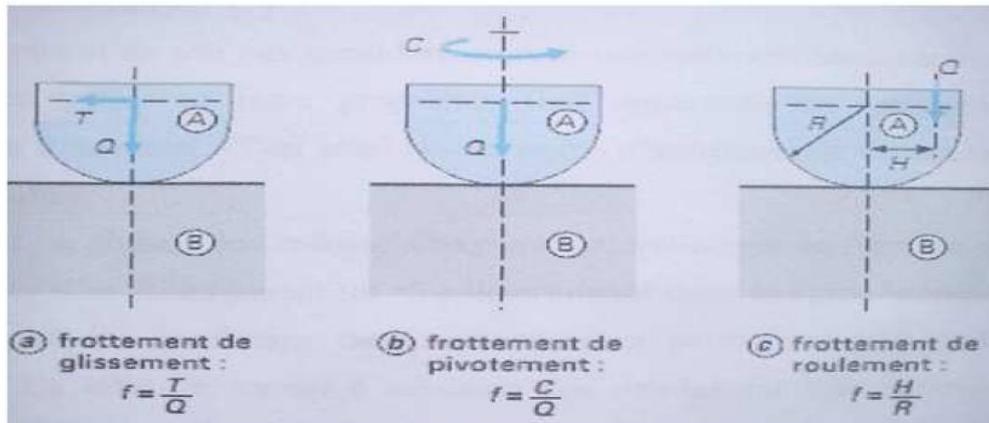
### II.3. Le frottement

Une définition de ce que nous entendons par frottement mérite d'être donnée en raison de la complexité de la nature du frottement et du caractère interdisciplinaire de ce champ de recherche, qui requiert l'expérience et les connaissances des chimistes, des ingénieurs, des métallurgistes et des physiciens. [21]

Le frottement peut être défini comme la force résistante tangentielle à l'interface commune entre deux corps lorsque, sous l'action d'une force externe, un corps se déplace ou tend à se déplacer relativement à la surface de l'autre.

### II.3.1. Formulation du coefficient de frottement

Soient deux corps A et B appuyant l'un sur l'autre avec une force  $Q$ , et se mouvant l'un par rapport à l'autre en restant en contact.



**Figure II.1.** Définition des coefficients de frottement.

Le cas le plus général est celui du « frottement de glissement » (figure III.1 a).

Si l'on désigne par  $T$  la force tangentielle au plan tangent commun à A et B le coefficient de frottement de glissement  $f$  est un nombre sans dimension :

$$f = t / Q$$

Lorsqu'il s'agit de « frottement de pivotement », c'est-à-dire lorsqu'il existe un point de A qui coïncide pendant tout le mouvement avec un point de B, le mouvement s'obtient en exerçant un couple  $C$  (figure III.1 b). Le coefficient de pivotement  $f$  est alors homogène à une longueur :

$$f = C / Q$$

Lorsqu'il s'agit d'un « frottement de roulement », c'est-à-dire lorsqu'un point ou une ligne de contact de A et de B joue le rôle de centre instantané de rotation, le mouvement peut s'obtenir en déplaçant la direction de la force  $Q$  parallèlement à elle-même d'une longueur  $H$  (figure II.1 c). Le coefficient de frottement de roulement  $f$  est un nombre sans dimension :

$$f = H/R$$

Avec  $R$  rayon de courbure de A.

Les valeurs courantes du coefficient de frottement fournies dans le tableau ci-dessous sont approximatives, elles peuvent varier suivant les conditions réelles.

Matériaux en contact	Surfaces sèches		Surfaces graissées ou lubrifiées	
	Fa (adhérence)	Fg (glissement)	Fa (adhérence)	Fg (glissement)
Acier/Acier	0,18	0,1	0,12	0,09
Acier/fonte	0,19	0,16	0,1	0,06
Acier/Bronze	0,11	0,1	0,1	0,09
Acier/bronze fritté (coussinet)		0,2*		0,01*
Fonte/Garniture friction (frains)		0,4*		
Acier/Téflon	0,04	0,04		
Acier/Nylon		0,35		0,12
Bois/Bois	0,65	0,3	0,2*	0,1
Caoutchouc/Fonte		0,3*		
Pneu/Route	0,8	0,6		0,3 (Pluie)-0,1 (Verglas)

Avec : \* La valeur moyennes

**Tableau II.2.** Valeurs courantes du coefficient de frottement

### II.3.2. Importance du coefficient de frottement

Le coefficient de frottement est l'expression directe de l'énergie dépensée qui se dissipe sous forme de chaleur. Cette énergie est proportionnelle aux trois facteurs  $Q$ ,  $V$  et  $f$ , correspondant respectivement à la charge, à la vitesse et au coefficient de frottement.

Le réseau de contraintes mécaniques superficielles évolue dangereusement avec l'accroissement du coefficient de frottement. Sauf cas particuliers de l'utilisation positive du frottement, par exemple pour accroître les caractéristiques d'adhérence entre deux corps (mécanismes d'engrainement, assemblage frettés, ...) ou pour absorber de l'énergie (freinage), on cherche donc à abaisser le plus possible le coefficient de frottement.

La maîtrise du coefficient de frottement est un critère déterminant pour la fiabilité et la sécurité de fonctionnement de certains composants tels que les assemblages frettés, vissés. Ainsi le rôle de certains traitements de surfaces est-il principalement dévolu au contrôle des couples de serrage sur les éléments de visserie, de boulonnerie.

#### II.4. Le phénomène d'usure

La détérioration d'une matière produit des déchets. Qu'on appelle l'usure, c'est la conséquence du frottement et se produit au niveau de la zone de contact.

Les paramètres qui influent sur le taux d'usure sont: [22]

- La force de contact,
- Les conditions opératoires : la charge, la température, la vitesse, la pression,
- L'aire de contact,
- L'état physico-chimique des surfaces frottantes (la rugosité, les couche d'oxydes),
- Les propriétés mécaniques des matériaux (dureté),
- L'absence ou la présence d'un lubrifiant.

#### II.5. Les origines d'usure

- Les déformations plastiques,
- La fissuration,
- Les transformations physico-chimiques des surfaces,
- Adhésion : transfert à l'échelle atomique, grippage, micro grippage.

#### II.6. Différents types d'usure

Les mécanismes de dégradation des surfaces rencontrés sont nombreux. L'usure correspondant à l'ensemble des phénomènes conduisant à des pertes de masse ou à des évolutions géométriques significatives du contact pouvant s'accompagner d'effets secondaires liés au jeu dans le mécanisme en mouvement, à la perte de cote, à l'émission de débris, à l'endommagement de surfaces.

##### II.6.1. Usure par adhérence (usure adhésive)

La théorie de l'usure d'adhésion a été proposée par Blondeau et Tabor et bien développée par Archad. [22]

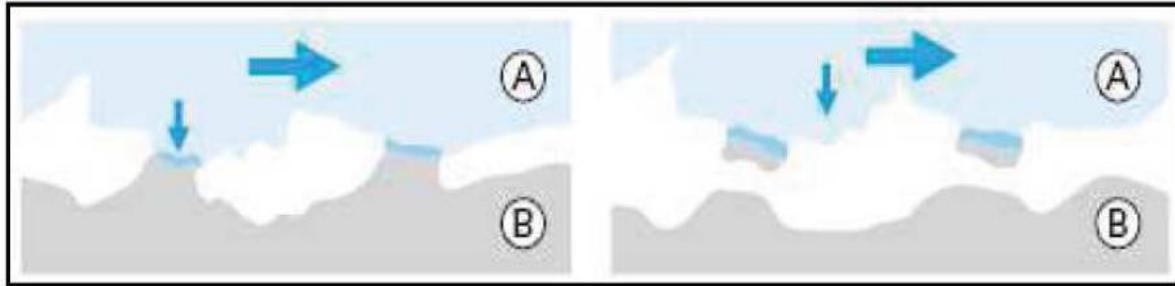
Quand deux corps sont en contact, il se forme sur la surface des soudures froides appelées jonctions. Pour réaliser le mouvement relatif, ces jonctions doivent être cisailées.

L'usure de deux surfaces dépend de la section de cisaillement des jonctions :

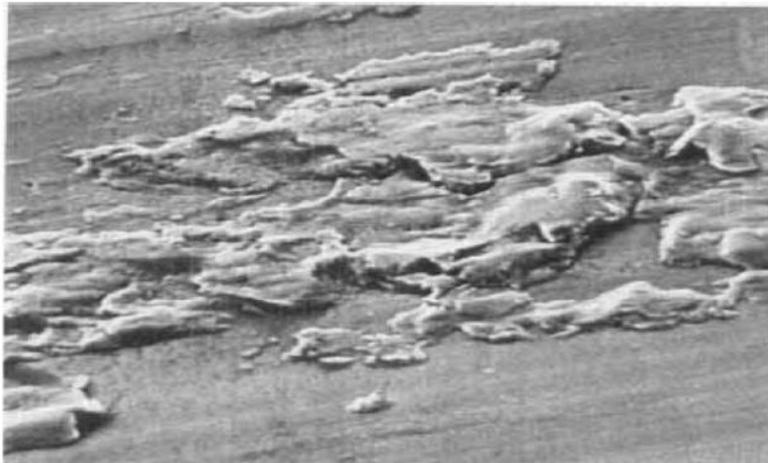
- Si le cisaillement est produit sur la surface initiale de séparation des corps, l'usure est nulle;
- Si le cisaillement est produit à l'intérieur des corps ayant la résistance la plus petite, un fragment du matériel de ce corps est transféré sur la surface de l'autre corps.

Quelquefois on observe un transfert de la surface plus dure vers la surface plus friable.

Les particules d'usure libre sont formées pendant le processus suivant le frottement par détachement des particules du matériel transféré.



**Figure II.2.** Phénomènes élémentaires de l'usure adhésive [19].



**Figure II.3.** Image montrant une surface endommagée par le processus d'usure adhésif [23].

### II.6.1.1. Les paramètres influant sur l'usure adhésive

L'adhésion dépendant essentiellement de l'aire réelle de contact, elle est fortement influencée par les paramètres fonctionnels de la situation tribologique concernée et par la nature et les propriétés des matériaux mis en présence.

#### II.6.1.1.1. Influence de l'environnement

La perte de matière d'une pièce frottante par adhésion dépend du nombre de jonctions métalliques et de leur taille. Le milieu ambiant tend à accélérer le phénomène ou à le ralentir, suivant qu'il favorise ou défavorise l'existence de jonctions métal-métal et le transfert qui en résulte. Le tableau ci dessous donne les valeurs possibles du coefficient de transfert dans différentes ambiances, c'est-à-dire la probabilité de transfert d'une particule de la surface d'un frotteur sur la surface antagoniste. On notera que ce coefficient peut varier de 1 à 100, tandis que le facteur de frottement varie de 1 à 10.

Conditions	Surfaces propres (ultravide)	Sans lubrifiant (dans l'air)	Fluide peu lubrifiant (eau, essence, liquide non mouillant)	Lubrifiant de bonne qualité (huile minérale, fluide mouillant)	Excellent lubrifiant (huile minérale très visqueuse, huile synthétique)
Contact entre métaux identiques	$3 \times 10^{-1}$	$4 \times 10^{-2}$	$7 \times 10^{-4}$	$4 \times 10^{-5}$	$10^{-6}$
Contact entre métaux différents	$2 \times 10^{-3}$	$8 \times 10^{-4}$	$5 \times 10^{-4}$	$4 \times 10^{-5}$	$10^{-6}$

**Tableau II. 3.** Coefficient de transfert dans différentes conditions de contamination Superficielle [18].

### II.6.1.1.2. Influence de la charge

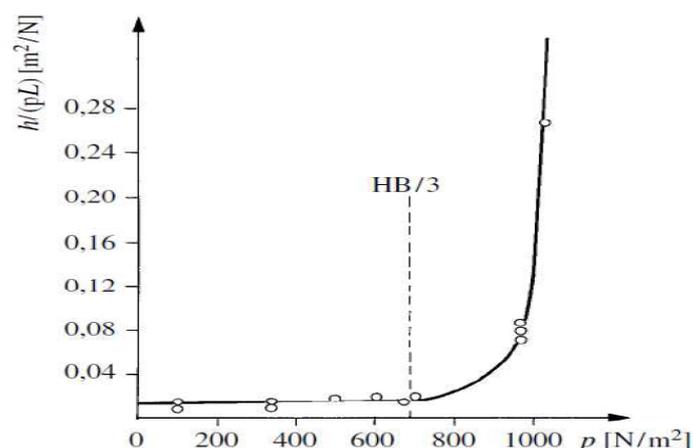
Il existe une charge critique au-delà de laquelle l'usure croît considérablement (figure II.4). Sous faible charge, le volume usé est sensiblement proportionnel à la charge. L'augmentation de la charge se traduit d'abord par un accroissement du nombre de points de contact (figure II.5a), et ensuite par un accroissement de la taille des jonctions (figure II.5b). Les aspérités se déforment plastiquement et contribuent ainsi à une augmentation rapide de l'usure.

A faible vitesse, la pression critique est de l'ordre du tiers de la dureté Brinell. Au-delà de cette pression, l'aire réelle de contact devient une fraction importante de l'aire apparente et la déformation plastique tend à se généraliser favorisant l'adhésion.

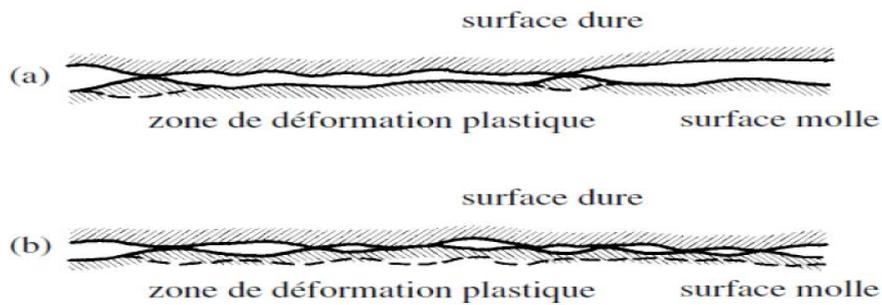
L'index de plasticité permet de déterminer le risque de déformation plastique des surfaces rugueuses:

$$\Psi = F_N / H (\sigma / R)^{1/2}$$

Lorsque cet index est inférieur à 0,6 la déformation des aspérités est majoritairement élastique, lorsqu'il est supérieur à 1 la déformation est majoritairement plastique.



**Figure II.4 :** Evolution de l'usure en fonction de la pression de contact [18].



**Figure II.5.** Influence de la charge sur un contact – Frotteur en acier : (a) charge faible; (b) charge élevée [18].

### II.6.1.1.3. Influence de la vitesse de glissement (à charge faible)

Le principal effet de la vitesse est d'agir sur la température superficielle, la température maximale atteinte étant celle du métal ayant le plus bas point de fusion. Si la charge faible n'entraîne pas de destruction immédiate, cet accroissement de température en surface aura pour effets:

- De créer des points chauds, ce qui accroît la réactivité des surfaces et des produits d'usure vis-à-vis du milieu environnant et favorise toutes les réactions chimiques qui peuvent se produire au cours des glissements.
- De faciliter (du fait des chauffages et refroidissements successifs) les modifications structurales et à partir d'un certain niveau de déclencher des mécanismes de diffusion de certains éléments. Ainsi, dans le cas des aciers, on peut trouver des transformations de type martensitique, et certaines zones voient se modifier leur teneur en carbone.

### II.6.1.1.4. Influence combinée – charge et vitesse

La charge (pression de contact) et la vitesse introduisent des limites dues aux déformations dans un cas, aux échauffements dans l'autre. L'action simultanée des pressions de contact et de la vitesse peut être:

- d'accroître la conformité des surfaces par déformation;
- de favoriser (par l'élévation de température) la diffusion des éléments d'une pièce dans l'autre et la formation de composés à l'interface;
- de favoriser les réactions superficielles avec le milieu environnant;
- d'entraîner la fusion des couches superficielles.

La prise en compte de l'action combinée de la vitesse et de la pression de contact peut être réalisée d'une manière empirique par l'utilisation du produit  $PV$  (*pression*  $\times$  *vitesse*) ou plus exactement  $\mu PV$  qui exprime la puissance spécifique générée dans le contact. En dépit des imprécisions introduites par la méconnaissance partielle de certains paramètres (partage des

flux thermiques notamment), ces quantités peuvent être considérées comme des indicateurs du comportement d'un composant tribologique. On peut admettre par exemple les limites en  $PV$  suivantes:

- 1 W/mm<sup>2</sup> pour le frottement sec de matériaux de friction classiques,
- 0,4 W/mm<sup>2</sup> pour le frottement sec des céramiques,
- 1,5 à 2 W/mm<sup>2</sup> pour le frottement de composites polymères + lubrifiants solides.

Toutefois, la pression et la vitesse n'ont pas une action totalement symétrique. Les fortes pressions favorisent les déformations et endommagements mécaniques tandis que les grandes vitesses induisent plutôt des modifications superficielles physicochimiques des matériaux: triboréactions, fusions...

#### II.6.1.1.5. Influence de la température

La température, outre l'affaiblissement mécanique des matériaux, favorise les réactions interfaciales et, au-delà d'un certain seuil déclenche les mécanismes de fluage et de diffusion qui augmentent fortement le risque de création de liaisons étendues pouvant conduire au grippage. Pour prendre en compte l'effet de la température, on se réfère généralement à la température de fusion  $T_f$  des matériaux

#### II.6.1.2. Modélisation de l'usure adhésive

HOLM et ARCHARD ont proposé une modélisation empirique de la phase linéaire de l'usure. Cette modélisation s'appuie d'une part sur le fait que le contact des surfaces ne se fait que par un nombre réduit d'aspérités réparties aléatoirement sur la surface et d'autre part que ces aspérités doivent supporter la charge et maintenir les déformations dans le domaine d'élasticité. Ils supposent donc que le volume usé est proportionnel à la charge appliquée, à la distance parcourue et inversement proportionnel à la résistance mécanique des matériaux exprimée par la limite de fluage en compression assimilée à la dureté:[18]

$$\Delta V = KWL/H$$

Avec

$\Delta V$ : perte de matière résultant de l'usure exprimée en variation de volume,

L: distance parcourue,

W: charge appliquée,

H: dureté du matériau le plus mou obtenue par indentation,

K: coefficient d'usure sans dimension lié à la probabilité qu'une aspérité en contact produise une particule d'usure.

Le coefficient d'usure caractérise la sévérité du processus d'usure et permet de comparer différentes classes de matériaux (tab III.3).

	Métaux identiques	Métaux compatibles	Métaux partiellement compatibles	Métaux incompatibles
Glissement sec	$1500 \times 10^{-6}$	$500 \times 10^{-6}$	$100 \times 10^{-6}$	$15 \times 10^{-6}$
Lubrification partielle	$300 \times 10^{-6}$	$100 \times 10^{-6}$	$20 \times 10^{-6}$	$3 \times 10^{-6}$
Bonne lubrification	$30 \times 10^{-6}$	$10 \times 10^{-6}$	$2 \times 10^{-6}$	$0,3 \times 10^{-6}$
Excellente lubrification	$1 \times 10^{-6}$	$0,3 \times 10^{-6}$	$0,1 \times 10^{-6}$	$0,03 \times 10^{-6}$

**Tableau II.4.** Coefficients d'usure dans différentes situations tribologiques[18].

Dans certaines applications, frottement des élastomères, polymères ou même métaux, la valeur de H en surface est souvent difficile à définir et l'on utilise fréquemment une loi de la forme:

$$\Delta V = KWL$$

Avec k = taux d'usure dimensionné [ $\text{mm}^3/\text{Nm}$ ].

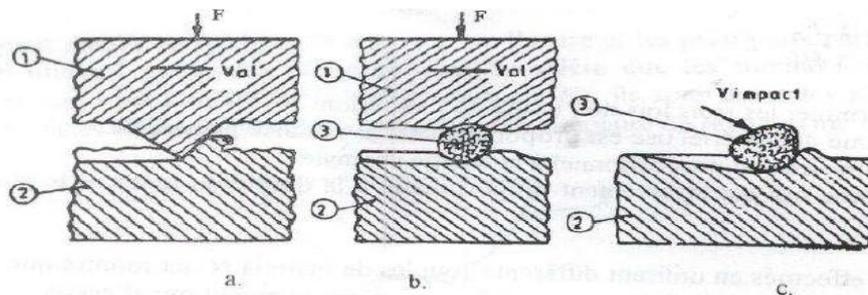
## II.6.2. Usures abrasive et érosive

Ces deux types d'usure sont provoqués par l'action de particules qui viennent agresser la surface d'un solide. Ils se manifestent par des rayures, griffures, polissages, arrachements de micro copeaux, voire cavités sur les surfaces agressées.

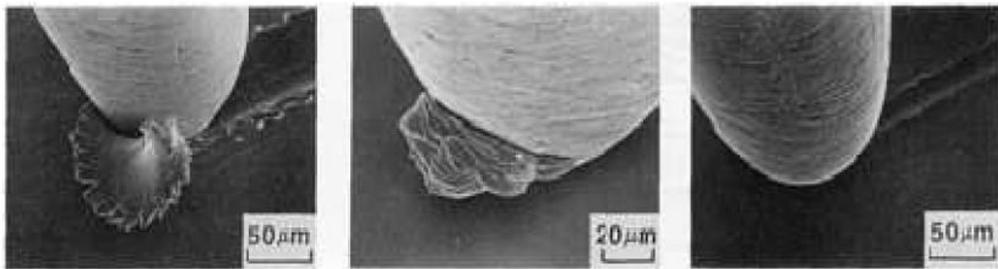
### II.6.2.1.L'usure abrasive

L'abrasion est l'opération mécanique consistant à enlever la matière sur une surface par des phénomènes de microcoupure. Le processus d'usure par abrasion existe sous deux formes :

- L'abrasion de deux corps où les aspérités de la surface plus dure cisailent les aspérités de la surface plus faible;
- L'abrasion avec trois corps où les particules dures situées entre les surfaces en mouvement provoquent des microcoupures dans une ou dans les deux surfaces.



**Figure II.6.** Différents types d'usure par abrasion [BEN 10].



**Figure II.7.** Exemples du processus d'usure abrasive, utilisant un microscope à balayage électronique.

De nombreux paramètres influent sur l'intensité de l'usure abrasive:

- Dimension et morphologie de l'abrasif: l'intensité de l'usure abrasive croît avec la taille des particules. Une particule possédant des angles aigus aura un effet de coupe plus marqué. Des particules arrondies déformeront davantage le métal.
- Nature, dureté, quantité d'abrasif impliquée dans le contact.
- Charge appliquant les grains abrasifs sur la surface.
- Nature, structure et dureté du matériau subissant l'abrasion.
- Vitesse des particules: à basse vitesse ( $V < 1$  ou  $2$  m/s) avec des particules arrondies, l'usure est produite préférentiellement par déplacement de matière par déformation. Lorsque la vitesse croît, l'usure a tendance à croître.

RABINOVICZ attribue ce fait aux pertes de propriétés mécaniques des matériaux avec l'échauffement. Au-delà d'une vitesse critique de déformation, l'enlèvement de matière par effet de coupe devient prépondérant et l'on observe l'apparition d'un copeau quelle que soit la forme de la particule. [18]

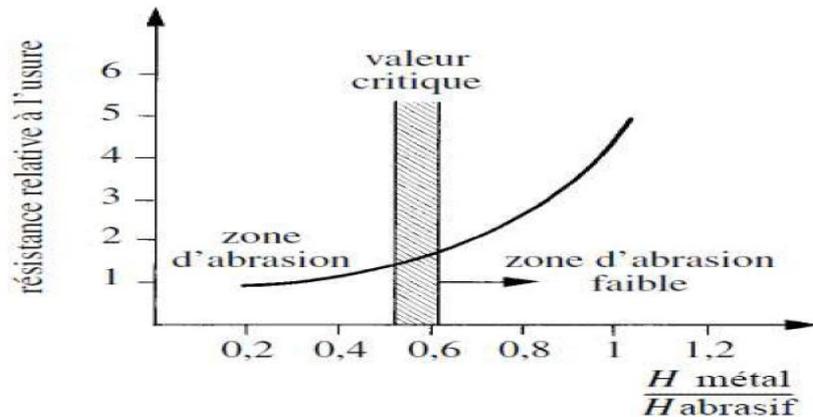
Une loi empirique globale analogue à celle d'Archard est généralement proposée pour décrire l'usure abrasive. Le volume usé par abrasion est proportionnel à la charge appliquée et à la distance parcourue par le corps abrasif et inversement proportionnel à la dureté du matériau abrasé:

$$\Delta V = KWL/H$$

Les plages usuelles d'évolution du coefficient d'usure  $K$  sont:

- $K = 0,5$  à  $5 \cdot 10^{-3}$  pour l'abrasion à 3 corps,
- $K = 5$  à  $50 \cdot 10^{-3}$  pour l'abrasion à 2 corps.

Pour les matériaux de très grande dureté à comportement fragile tels que les céramiques, ZUM GAHR constate que cette loi ne s'applique plus. Il observe, en effet, un mode d'endommagement par fracturation lorsque la *ténacité* caractérisée par le coefficient  $K_{IC}$  devient inférieure à  $14 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ . [18]

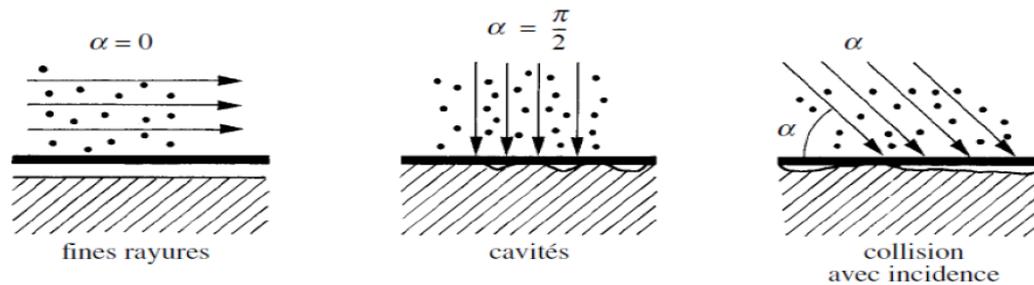


**Figure II.8.** Effet de la dureté de l'abrasif sur la résistance à l'usure des métaux [18].

### II.6.2.2. Usure érosive

L'**usure érosive** se définit comme la perte de matière provoquée par l'action de particules contenues dans un fluide en mouvement et qui viennent heurter une surface solide. Comme dans le cas de l'usure abrasive plusieurs paramètres influencent ce mode d'usure:

- La taille, le nombre, la morphologie et la vitesse des particules.
- L'angle d'impact qui définit le faciès des endommagements observés (fig. III.9). Un faible angle d'incidence favorise l'effet de coupe alors qu'une incidence normale entraîne plus de déformation. L'intensité des endommagements dépend de plus du comportement des matériaux. Les résultats montrent que l'érosion est maximale pour de faibles angles d'attaque dans le cas des matériaux à caractère ductile et qu'au contraire, elle est maximale sous incidence normale avec des matériaux fragiles.



**Figure II.9.** Mécanismes de l'érosion d'une surface par des particules solides  
Contenues dans un fluide en mouvement [24].

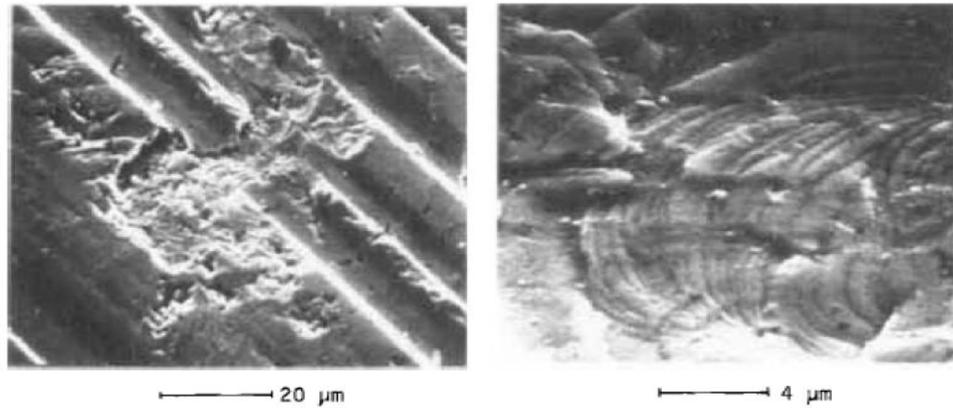
### II.6.3. Usure par fatigue de contact

#### II.6.3.1. Généralités

Les contraintes auxquelles sont soumis les contacts conduisent selon leur intensité à plusieurs types d'endommagements. Si ces contraintes dépassent localement la limite d'élasticité des matériaux, ceux-ci se déforment plastiquement par **sur contrainte** dès l'application de l'effort, après quelques cycles de fonctionnement ou en cas de choc, ce qui conduit à ce qu'il est convenu d'appeler **l'usure par déformation**.

Cela se traduit par des empreintes sur les surfaces. Ce type d'usure est quelquefois désigné par le terme de **brinellage**.

Si le niveau des contraintes reste inférieur aux valeurs critiques de plastification, la répétition des sollicitations s'appliquant à des volumes réduits de matière peut conduire à des phénomènes de fatigue superficielle. Ceux-ci se manifestent physiquement sous forme de modifications structurales et par l'apparition de fissures s'amorçant en sous-couche ou en surface en des sites qu'il n'est pas toujours facile de prévoir. Ces fissures aboutissent à terme à des piqûres ou écaillages qui peuvent nuire gravement au fonctionnement du système et même engager un processus divergent aboutissant à une rupture catastrophique. Les endommagements dus à la fatigue de contact peuvent être répartis en deux familles suivant leur cause principale: fatigue d'origine mécanique et fatigue d'origine thermique.



**Figure II.10.** Apparence d'une surface endommagée par fatigue [23].

### II.6.3.2. Fatigue mécanique

La fatigue mécanique est liée à l'application répétée des contraintes sur la zone de contact. On la rencontre typiquement dans les contacts de type hertzien des systèmes de transmissions d'énergie ou d'effort (engrenages, contacts cames/poussoirs...), ou de guidage (roulements, contact roue/rail...) sollicités en roulement, ou roulement + glissement. Elle peut aussi apparaître lors de l'impact répété d'une surface par des particules solides ou des fluides qui peuvent générer des contraintes plus ou moins cycliques dans les couches superficielles, ou encore, à une échelle microscopique, lors du contact répété d'aspérités sur des surfaces solides en mouvement relatif. L'évolution de la fatigue de contact comporte plusieurs phases.

Tout d'abord, on observe une phase d'incubation qui se traduit par l'apparition de transformations microstructurales. Ce sont des modifications de la structure du matériau liées aux chargements répétés. Elles apparaissent principalement dans les alliages et les matériaux multiphasés dans lesquels les phases les moins stables auront tendance à se transformer. Ces transformations sont souvent accélérées par la présence d'inclusions dures qui provoquent des contraintes localisées.

Dans une deuxième phase apparaissent des décohésions qui se manifestent par des microfissures.

Enfin, une phase de propagation se déclenche sous l'effet des concentrations de contraintes en front de fissures. Suivant le mode de propagation, les endommagements se manifestent par du satinage, des piqûres, des fissurations à diverses profondeurs ou des écaillages.

### II.6.3.3. Fatigue thermique

Certaines configurations de contact, notamment celles où le taux de glissement est important, peuvent être soumises à des flux thermiques élevés pendant des temps très courts. Les gradients thermiques qui en découlent font apparaître, même pour des chargements mécaniques faibles, un façonnage des surfaces: réseau régulier de fissures partant de la surface dont la genèse est encore mal connue. Les contraintes élevées engendrées par les dilatations et contractions thermiques locales successives sont certainement un des moteurs de cette fissuration.

### II.6.3.4. Facteurs influençant la fatigue de contact

Une situation de fatigue de contact se caractérise par l'action de plusieurs paramètres dont la connaissance plus ou moins précise permettra une meilleure maîtrise du fonctionnement et une évaluation plus ou moins fiable de la durée de vie.

Ces paramètres peuvent être regroupés en deux familles, l'une liée à la conception, à la construction et au fonctionnement du mécanisme considéré, l'autre prenant en compte la réponse des matériaux aux sollicitations induites.

Les principaux facteurs de la première famille sont la géométrie du contact, son fonctionnement (intensité et application du chargement, cinématique et taux de glissement en particulier), le lubrifiant et le régime de lubrification, les états de surface, la construction générale du système du point de vue mécanique et thermique.

### II.6.4. Usure par réactions tribochimiques

En présence d'un environnement réactif, du fait des pressions et des températures élevées imposées au contact, des phénomènes complexes peuvent se produire et notamment des réactions entre l'environnement et le matériau constituant la surface (tribooxydation en milieu oxygéné par exemple). Suivant la nature et les caractéristiques du composé formé, ces réactions peuvent être bénéfiques, dans le cas des films réactifs issus des additifs des lubrifiants, ou néfastes au fonctionnement.

Dans le cas fréquent de la tribooxydation. QUINN a montré que plusieurs mécanismes peuvent intervenir : [18]

- Oxydation des débris métalliques de petites tailles formés lors du contact direct des aspérités dans certaines conditions de fonctionnement.

- Réactions chimiques des métaux constituant les surfaces avec l'oxygène produisant une couche d'oxyde qui limite l'ampleur du contact métallique si elle est suffisamment adhérente et résistante pour supporter les sollicitations mécaniques.
- Dans le cas contraire, cette couche protectrice peut se fragmenter et se détruire sous l'action des contraintes mécaniques ou par fatigue superficielle et donner naissance à des débris. Suivant leur nature et leurs propriétés, les débris ainsi générés peuvent avoir une action bénéfique s'il s'agit de composés ductiles et lubrifiants (FeO par exemple dans le cas d'alliages ferreux) ou au contraire préjudiciable s'ils sont durs et abrasifs (ex: Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ou Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>).

La répétition de l'un ou plusieurs de ces mécanismes peut entraîner l'endommagement des surfaces et la perte de matière. Ainsi que l'a indiqué Quinn, la tribooxydation est fortement influencée par la cinétique de formation des oxydes et par leurs propriétés: ductilité, résistance mécanique, adhérence avec le substrat.

Elle dépend aussi des propriétés de ce dernier. Une bonne résistance mécanique du substrat peut éviter la rupture du film. On obtient généralement des taux d'usure faibles lorsque les duretés du film et du substrat sont voisines.

Il apparaît aussi que la température, combinée aux pressions locales très élevées et aux taux de cession extrêmement importants que l'on observe dans les zones de contact, peut favoriser l'intervention de ces réactions tribochimiques dont la thermodynamique est encore mal maîtrisée. La rhéologie des films ainsi créés reste aussi l'un des points fondamentaux du fonctionnement d'un contact, notamment à grande vitesse ou peuvent apparaître des phénomènes de plasticité adiabatique.

L'accumulation de chaleur dans un volume très faible peut amener la matière dans ce volume à se plastifier, voire à fondre, donnant lieu à une couche mince dotée de propriétés spécifiques, pouvant jouer le rôle de lubrifiant [21].

## II.7. Données et paramètres tribologiques

### II.7.1. Taux d'usure

Selon la norme DIN EN 50321, l'usure peut être caractérisée par n'importe quel changement de longueur, volume de ou masse et être normalisée selon les conditions de sollicitation, de vie ou de débit. Dans cet esprit la norme DIN EN 50324 (ASTMG99) définit le taux d'usure comme « le volume perdu divisé par la charge normale et la distance »

Le taux d'usure  $k$  (ou rapport de proportionnalité, voir DIN EN 50321) est dérivé de la loi d'Archard, en éliminant la dureté comme paramètre, et suppose que la perte de volume  $V$  est proportionnelle à la charge normale  $F_N$  et à la distance de glissement  $L$  parcourue. [WOY BM 7006]

$$V = k V F_N \dots\dots\dots (25)$$

Cette formule caractérise bien la phase stationnaire de perte de matière après le rodage initial et avant l'apparition d'un mécanisme secondaire comme par exemple la fatigue, qui dépend fortement de la topographie des pièces usinées.

Les différentes écoles tribologiques soulignent toujours que la notion de taux d'usure pose divers problèmes et doit être précisée pour chaque mécanisme d'usure.

Toutefois le taux d'usure est aujourd'hui utilisé couramment dans le monde entier et décrit l'évolution du niveau d'usure d'un couple de matériaux avec la sollicitation. Il faut toutefois noter que le taux d'usure ne traduit pas directement une propriété intrinsèque des matériaux en contact ou du tribosystème.

En ce qui concerne la quantification de l'usure, il faut bien admettre que l'application de lois ou de modèles d'usure à l'usage général est très limitée, en général par manque de connaissance des propriétés des matériaux et de leur évolution avec la température ; mais la modélisation de l'usure ou la prévision d'un taux d'usure sont des sciences qui débutent.

Quoi qu'il en soit, pour une application industrielle, l'usure et le frottement restent les deux grandeurs les plus déterminantes de par leurs implications économiques ; la connaissance de la nature exacte des différents mécanismes d'usure contribuant à un taux d'usure est un problème moins important. Demeurent deux questions :

- Comment peut-on alors intégrer le taux d'usure dans une approche industrielle ou technique et écarter les réserves des scientifiques ?
- Comment valoriser par leur utilisation les dizaines de milliers de résultats tribologiques obtenus chaque année ?

Il n'y a aucun doute, que tous les tribosystèmes, que ce soit dans une application industrielle ou une machine d'essai, possèdent un taux d'usure, qui est défini par le couple de matériaux, la configuration du système et la sollicitation et qu'on peut le déterminer en fin de vie. Le taux d'usure est la « réponse » du tribosystème à une sollicitation.

Le taux d'usure volumétrique  $kV$  s'exprime le plus souvent en  $\text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$  et se calcule à partir du volume d'usure ou de la perte de volume (ou de masse), de la charge normale et de la distance de glissement parcourue. Ces trois valeurs sont parfois difficiles à déterminer ou simplement à connaître. Notons que certains auteurs l'expriment en  $\text{mm}^2/\text{kgf}$  ou en  $\text{mm}^2/\text{N}$

D'autres utilisateurs raisonnent un peu différemment. Par exemple, dans l'industrie des systèmes de freinage, on définit le taux d'usure comme la perte de matière en masse ou en volume par mégajoule (MJ) d'énergie dissipée par le couple de matériaux, ce qui revient à supposer que le volume perdu est proportionnel à la densité d'énergie de frottement apparente  $ef^*$ , c'est-à-dire en première approximation que le taux d'usure  $k$  est proportionnel au coefficient de frottement  $\mu$ , soit  $k = ef^* \mu$

### II.7. 2. Valeur du produit $P \times V$ :

La pression de contact et la vitesse de glissement sont les deux paramètres clés de la sollicitation des matériaux dans un tribosystème. Elles interviennent de diverses manières, et d'abord de manière globale.

- En effet, les valeurs du produit  $pv$  sont fréquemment utilisées dans les fiches des producteurs de matériaux pour préciser les limites d'utilisation des matériaux et couples de matériaux. La valeur  $pv$  en MPa . m/s est le produit de la pression de contact par la vitesse de glissement et caractérise la sollicitation énergétique du tribosystème/contact. Selon les configurations, la pression est la pression hertzienne de contact (contact non conforme, bille/plan par exemple) ou la pression apparente (contact conforme, plan/plan par exemple).
- La valeur  $pv$  multipliée par le coefficient de frottement :  $pv\mu$  ( $W/mm^2$ ), détermine la Puissance dissipée sous forme de chaleur (énergie de frottement) sur l'aire apparente de contact A (Friction Power Intensity) ; cette énergie est évacuée principalement par conduction thermique, uniformément dans les deux corps, une faible partie étant véhiculée par le lubrifiant. Elle correspond à la puissance thermique générée par frottement et la température de volume des pièces en est une fonction croissante.

L'effet de la pression et de la vitesse ne dépend pas que de la valeur de leur produit : quand l'une de ces grandeurs dépasse une valeur limite, il peut y avoir transition d'un mode d'usure douce ( $k$  faible) à un mode d'usure sévère ( $k$  élevé) (figure II.11), car les matériaux ou le lubrifiant ne peuvent plus supporter les sollicitations thermiques ou mécaniques et

« Répondent » par un changement de mécanisme d'usure qui peut aller jusqu'au grippage :

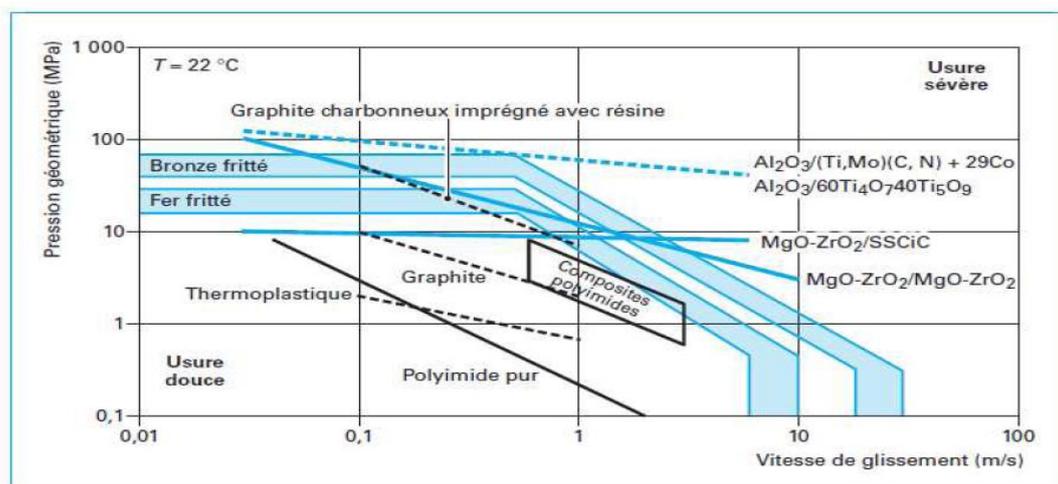
- La **pression de contact** détermine directement la sollicitation mécanique de la pièce (effet de plastification locale, fatigue...) et de ses couches superficielles (rupture des films superficiels...) : avec le coefficient de frottement, elle détermine les contraintes de traction arrière qui peuvent provoquer la fissuration des couches superficielles fragiles.
- La **vitesse de glissement** est le facteur le plus influent sur les températures éclair, (flash température) c'est-à-dire les températures transitoires, mais très élevées sur les aires réelles de

contact, où les deux corps ne sont séparés que par des films très minces, comme en frottement sec ou en régime mixte. L'élévation locale de la température de contact est susceptible de modifier la nature et les propriétés des surfaces (transitions de phase, ramollissement excessif, fusion... !) ainsi que la rhéologie de l'interface et surtout du lubrifiant liquide, et la réactivité chimique des pièces et du lubrifiant (oxydation...).

Les températures éclair des surfaces sont peu prises en compte, car difficiles à calculer par manque de données sur les grandeurs thermo physiques, et leur évolution avec la température  $T$ , et sur la micro géométrie des aspérités des pièces. Elles ont toutefois une forte influence en frottement sec où l'augmentation de la vitesse amène la température de surface des pièces à des valeurs proches de la température de fusion ou de transition vitreuse du matériau (polymère).

Les domaines d'usure (douce ou sévère) des matériaux sont donc définis par des graphes dans le plan ( $p$ ,  $v$ ) (voir figure II.11) : on note que la nature du matériau modifie largement la valeur limite du produit  $p v$  à prendre en considération :

- les matériaux présentés dans la figure II.11 possèdent tous un domaine de faible taux d'usure, mais pour des valeurs de  $p$  et  $v$  sensiblement différentes ;
- en dehors de ce domaine, le taux d'usure dépend fortement de la valeur du produit  $p v$  et il importe de le déterminer si on souhaite travailler dans ce domaine.



**Figure II.11.** Graphe « pression/vitesse de glissement » limite pour différents matériaux en frottement sec à température ambiante (contact conforme ; antagoniste Acier pour fer et bronze frittés [25])

### II.7.3. Densité d'énergie de frottement

Le modèle initialement développé par Fleischer utilise des formules simples.

La perte énergétique  $E_f$  due au frottement s'écrit :

$$E_f = \mu F_N L \dots\dots\dots (26)$$

Avec  $\mu$  coefficient de frottement de Coulomb

Le produit  $\mu F_N$  représente la force de frottement. La grande similitude entre la formule (25) (expression de l'usure) et la formule (26) (expression de l'énergie de frottement) est évidente ; elle a conduit Fleischer à introduire le paramètre  $e_f^*$  de densité d'énergie de frottement apparente et à supposer que le volume d'usure est proportionnel à l'énergie de frottement par :

$$e_f^* = E_f/V = \mu/K$$

La densité d'énergie de frottement apparente  $e_f^*$  correspond au potentiel d'énergie total contenu dans un tribosystème.

### II.8. Conclusion

L'usure et le frottement sont deux phénomènes étroitement liés, étudiés par la tribologie, mais leurs relations mutuelles sont loin d'être comprises actuellement et dépendent fortement des conditions de contact (pression, vitesse,...), de l'environnement (température, humidité...) et des matériaux impliqués. Ces deux phénomènes sont très importants sur le plan pratique.

# *CHAPITRE III :*

## *Résultats et interprétation*

### III.1. Introduction

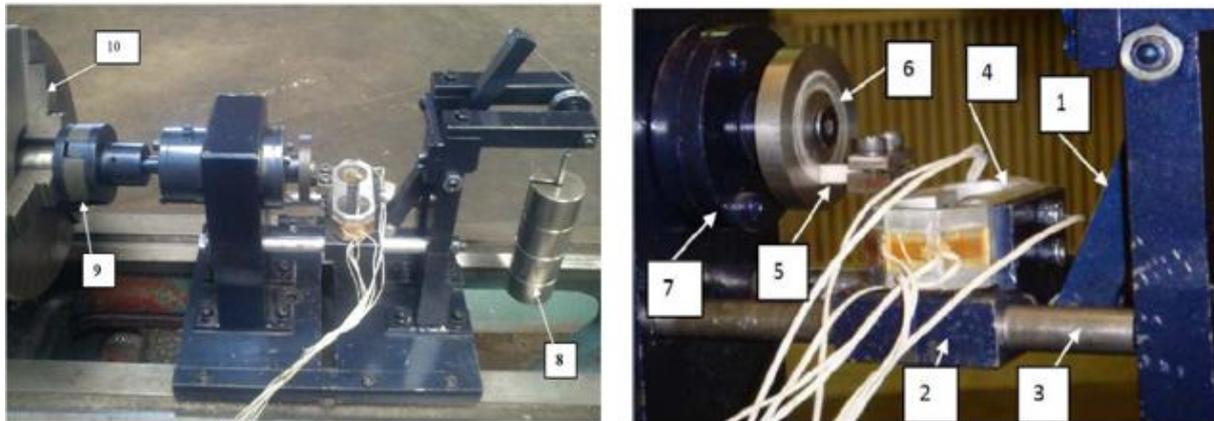
Le présent travail a pour objectif d'étudier l'influence de la vitesse de glissement et de l'effort normal de contact sur le comportement au frottement et à l'usure du couple de matériaux l'acier Inox 304L (HV191.66) et l'acier Z200 (HV237.53).

### III.2. Appareillages utilisé

#### III.2.1. Le Tribomètre

Les essais tribologiques ont été effectués sur un tribomètre (pion/disque) (**figure III.1**).

Ce dispositif nous permet d'étudier l'usure des matériaux, il mesure les efforts normal et tangential. La détermination du coefficient de frottement, du taux d'usure et de la perte de masse pour un couple de matériaux donne se fait après dépouillement des résultats des mesures par le biais du tableur Excel.



**Figure III.1.** Vue du tribomètre (pion/disque)

Avec :

N°	1	2	3	4	5	6	8	9	10
Noms	levier	support du capteur	glissière	capteur	pion (éprouvette)	disque	masses	accouplement élastique	mandrin du tour

**Tableau.III.1.** Nomenclature du banc

#### III.2.1.1. Principe de fonctionnement

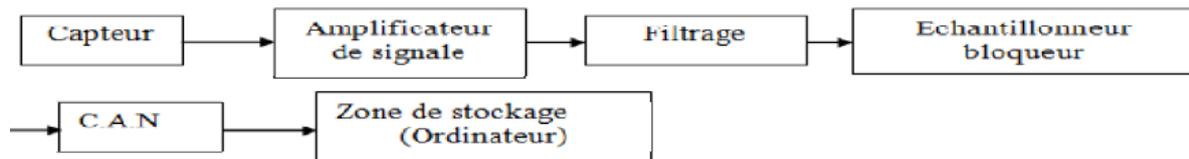
Le dispositif, se monte sur les glissières d'un tour. Le mouvement de rotation est transmis au disque (6) via un accouplement élastique(9). L'effort normal est appliqué en continu pendant le processus de frottement entre le pion (5) et le disque (6) grâce au levier (1) sur lequel on monte les masses mortes (8).

La force tangentielle  $F_t$  induite par le contact (pion /disque) et l'effort normal  $F_N$  sont mesurés en temps réel et simultanément par le capteur de force (4) qui est relié à une chaîne d'acquisition qui traite et enregistre les données. (Figure III.2.)



**Figure III.2.** Chaîne d'acquisition

Une chaîne d'acquisition numérique peut se représenter par la figure suivante :



- Amplificateur du signal: cette étape permet d'adapter le niveau du signal issu du capteur à la chaîne globale d'acquisition.
- Filtre d'entrée: Ce filtre est communément appelé filtre anti-repliement. Ainsi il élimine les parasites. C'est un filtre passe bas que l'on caractérise par sa fréquence de coupure et son ordre.
- L'échantillonneur bloqueur: son rôle est de prélever à chaque période d'échantillonnage ( $T_e$ ) la valeur du signal. On l'associe de manière quasi-systématique d'un bloqueur. Le bloqueur va figer l'échantillon pendant le temps nécessaire à la conversion. Ainsi dans la phase de numérisation, la valeur de la tension de l'échantillon reste constante assurant une conversion aussi juste que possible.
- Le convertisseur analogique numérique (CAN): il transforme la tension de l'échantillon (analogique) en un code binaire (numérique).
- La zone de stockage: elle peut être un support de traitement (ordinateur), un élément de sauvegarde (RAM, disque dur).

La chaîne d'acquisition utilisée dans notre étude est de type **COTROLS** représentée dans la figure IV.13 dont les caractéristiques sont les suivantes :

Un clavier de 16 boutons.

Un port série RS232 pour la communication des données à une unité de traitement et de stockage.

Port série RS484/CAN.

(8) canaux indépendants possédant chaque un six connecteurs femelles, pour la connexion du transducteur et délivrant une tension d'alimentation de 2V.

A l'aide de deux connecteurs, on branche les deux ponts du capteur aux deux canaux.

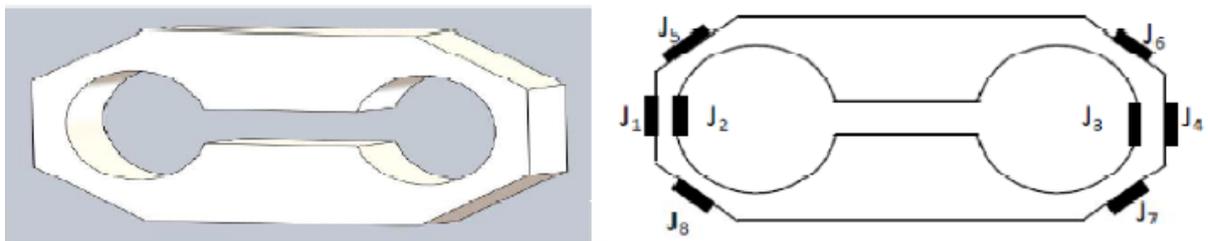
On procède à l'étalonnage de capteur, et on connecte la chaîne à un ordinateur pour enregistrer et traiter les données en utilisant une connexion hyper terminal.

### III.2.1.2. Description du capteur de force

Pour capter les deux forces normale et tangentielle due aux frottements simultanément et sans interférence nous nous sommes inspirés du capteur utilisé par une entreprise américaine .Pour mesuré les efforts d'un outil de coupe.

Le détail de montage des jauges de contraintes sur l'élément capteur (4) fixé sur le coulisseau(2) et guidé à l'aide des glissières(3) est visible sur la (figure III.3).

Les jauges J1, J2, J3 et J4 arrangées en pont complet de Wheatstone permettent de mesurer l'effort normal et les jauges J5, J6, J7 et J8 arrangées aussi en pont complet de Wheatstone permettent de mesurer l'effort tangentiel. La compensation en température des deux ponts est donc ainsi assurée, la variation des résistances des jauges sous l'effet de la température s'annule directement dans le circuit du pont. Le signal de sortie du pont représentera donc l'effort appliqué sur le pion.



**Figure III.3.** Corps d'épreuve du capteur et les zones d'emplacement des jauges

### III.3. Les matériaux utilisés

Les matériaux utilisés pour élaborer les échantillons sont :

➤ Pour les pions nous avons utilisé un acier austénitique instable de la famille 304L sous forme de tôles minces d'épaisseur de 3mm. Sa dénomination est 304L, ce qui correspond

à la désignation européenne **X2CrNi 18-9**. Le (L) signifie que l'acier à une faible teneur en carbone. La composition chimique de l'acier est donnée dans le tableau III.2.

Eléments	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
%	0,03	0,75	2,00	0,045	0,015	18.18	8.04	0,10

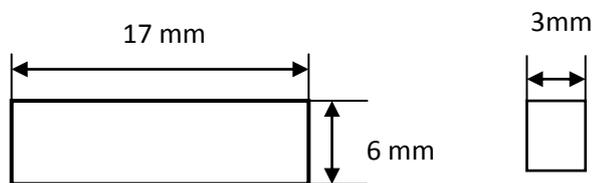
**Tableau.III.2.** Composition chimique de l'acier inox 304L (100% austénitique)

➤ Pour les disques, nous avons utilisé l'acier Z 200 qui est un acier fortement allier et très dure sous forme cylindrique et de diamètre 40 mm.

### III.4. Élaboration des éprouvettes

#### III.4.1. Les pions

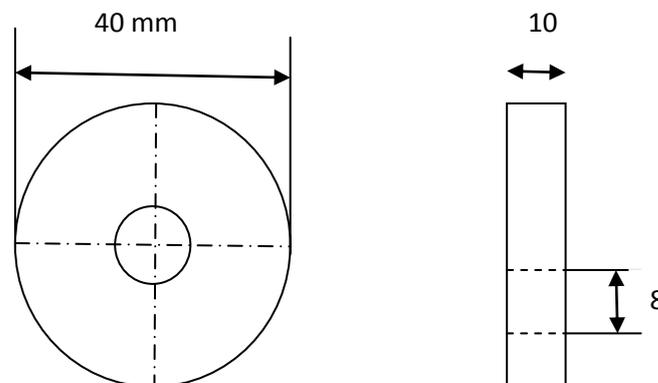
Les pions ont été réalisés en fraisage à partir d'une tôle mince en 304 L, avec les mêmes paramètres d'usinage, ils sont des parallélépipèdes de section 18mm<sup>2</sup> et de longueur 17mm. (**Figure III.1**)



**Figure III.4.** Dimensions des pions

#### III.4.2. Les disques

Les disques ont été réalisés en tournage à partir de barres rondes laminées en Z 200, avec les mêmes paramètres d'usinage, leurs dimensions sont : diamètre  $D=40\text{mm}$ , épaisseur  $e=10\text{mm}$ , et un trou au centre réalisé avec perçage de diamètre  $d=8\text{mm}$ . (**Figure III.5**)



**Figure III.5.** Dimensions des disques

### III.5. Essais d'usure

Tous les essais ont été réalisés sans lubrification et a température ambiante.

Nous avons effectué des essais d'usure à quatre vitesses de glissement (0.08, 0.32, 0.63 et 0.89 m/s) et trois charges (45.16, 67.74, et 90.32N).

Pour chaque combinaison de ces paramètres, une série de Cinque essais a été réalisée.

Pour quantifier la perte de masse, les échantillons (pions) ont été pesés avant et après chaque expérience à l'aide d'une balance électronique (figure III.6) d'une précision de  $\pm 10^{-4}$  g

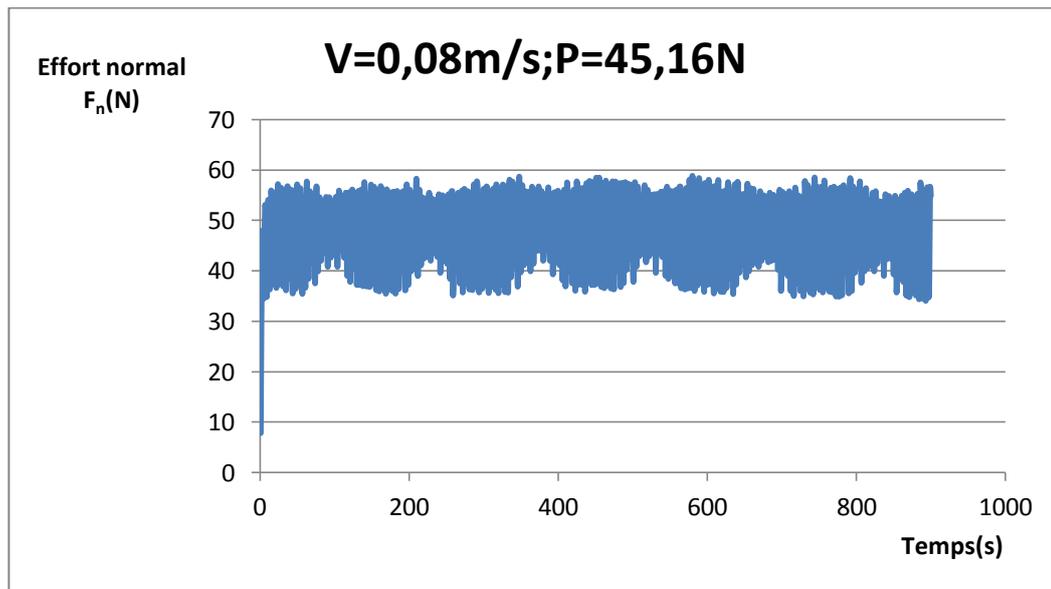


**Figure III.6.** Balance électronique

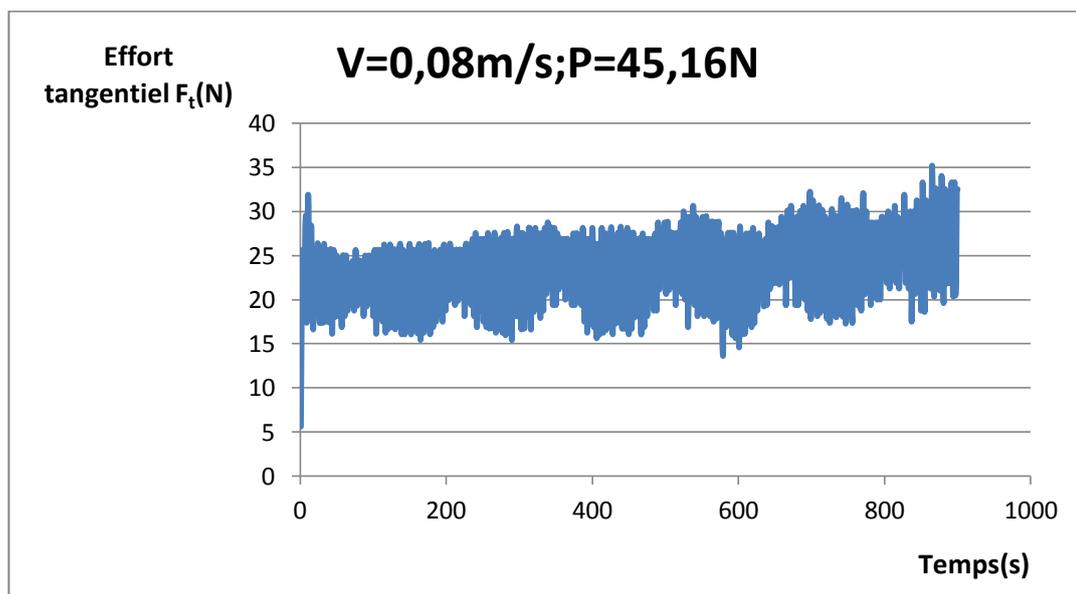
### III.6. Résultats des essais

A partir des mesures enregistrées les courbes de l'effort normal «  $F_N$  » et de l'effort tangentiel de frottement «  $F_T$  » en fonction du temps sont présenter dans chaque cas :

➤  $P=45,16\text{ N}$  et  $V=0,08\text{ m/s}$  :

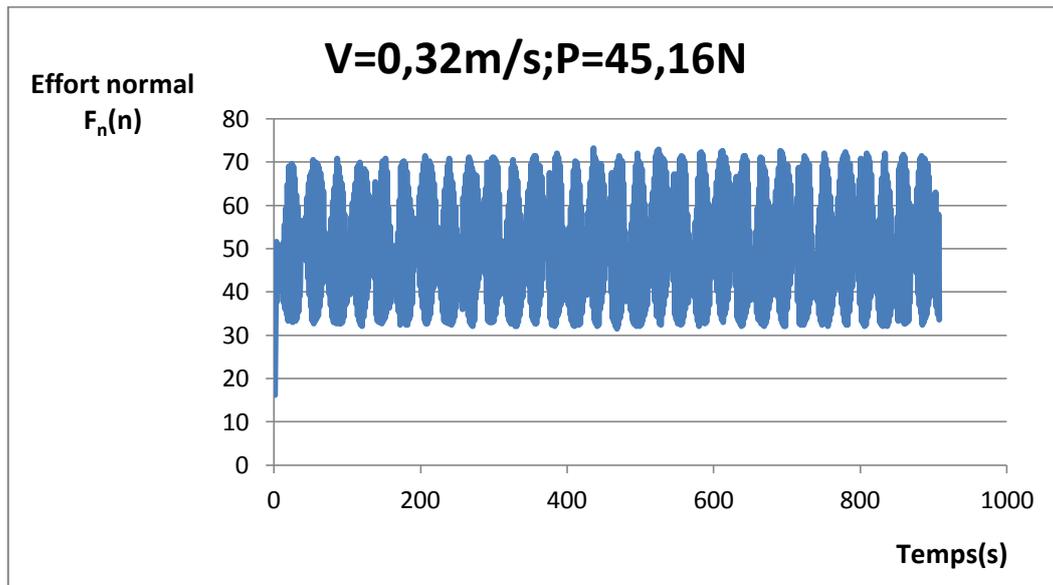


**Figure III.7.** Évolution de l'effort Normale en fonction de Temps pour la charge normale de  $45,16\text{ N}$  et la vitesse de glissement de  $0,08\text{ m/s}$

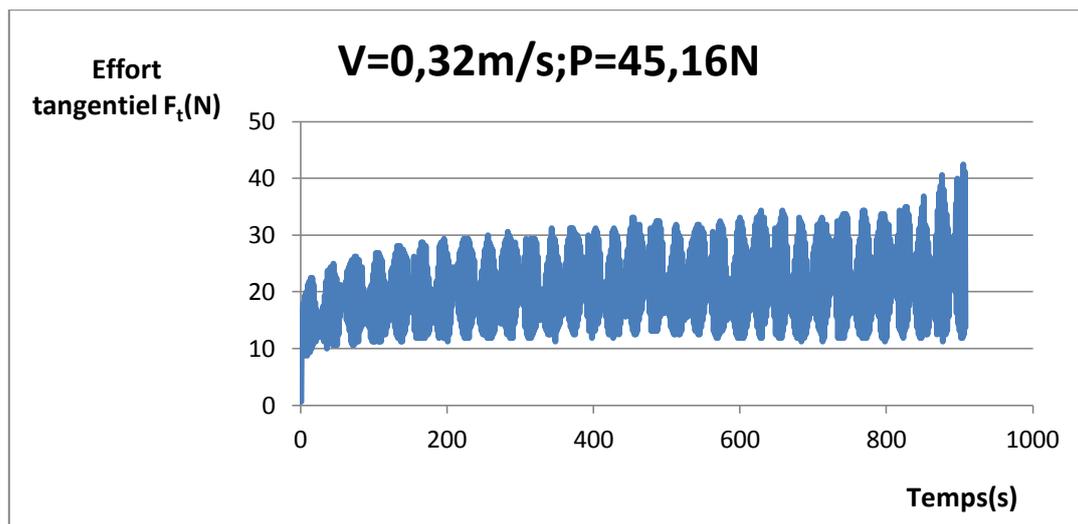


**Figure III.8.** Évolution de l'effort tangentiel en fonction de Temps pour la charge normale de  $45,16\text{ N}$  et la vitesse de glissement de  $0,08\text{ m/s}$

➤  $P=45,16\text{ N}$  et  $V=0,32\text{ m/s}$  :

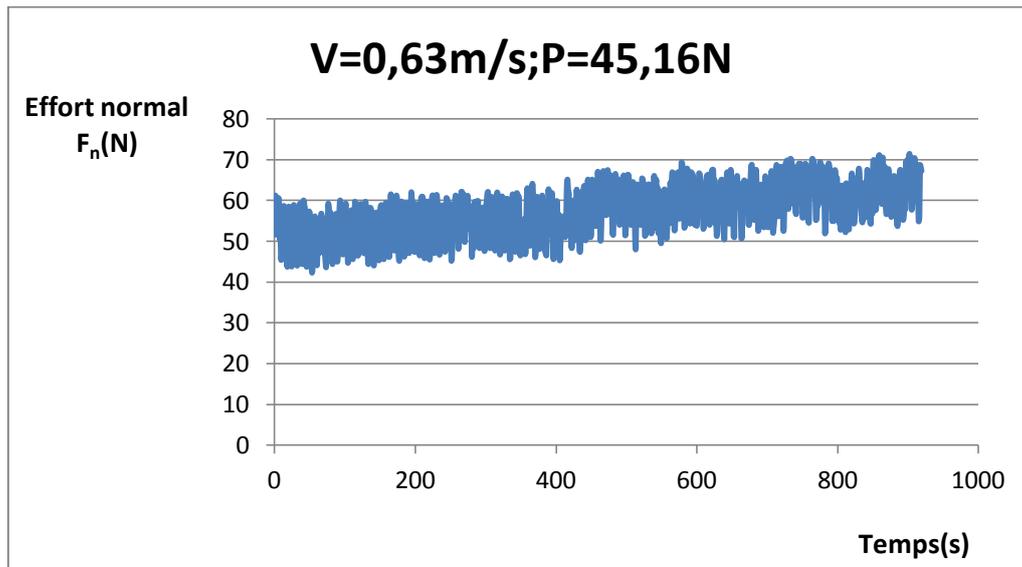


**Figure III.9.** Évolution de l'effort Normale en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s

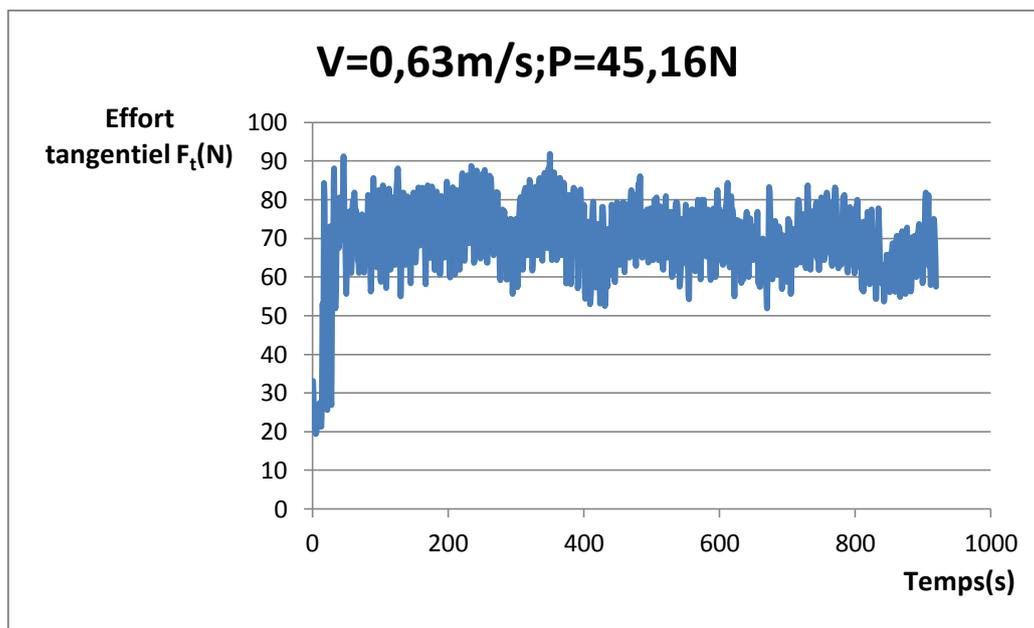


**Figure III.10.** Évolution de l'effort tangentiel en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s

$P=45,16\text{ N}$  et  $V=0,63\text{ m/s}$  :

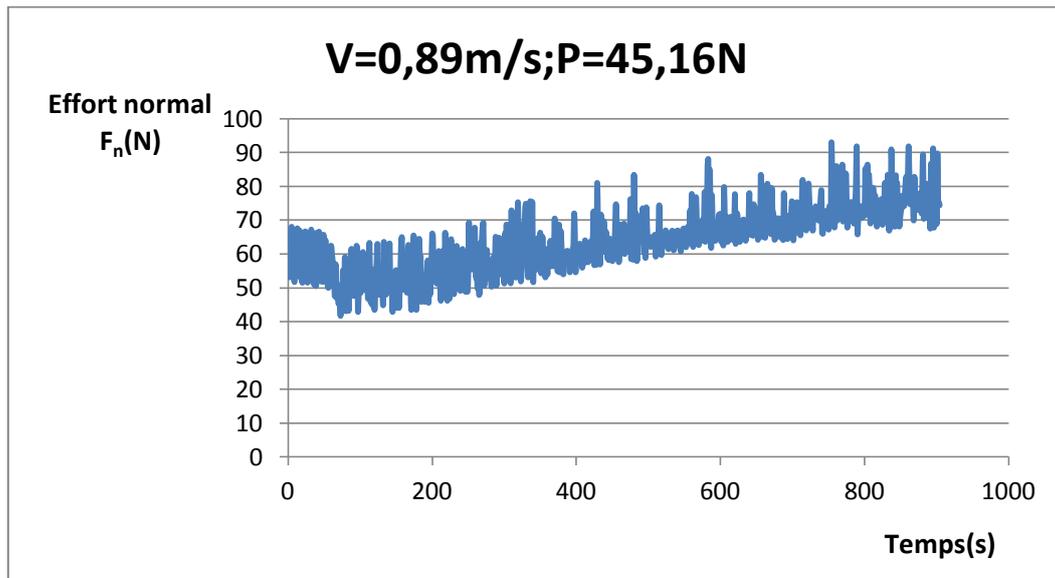


**Figure III.11.** Évolution de l'effort Normale de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s

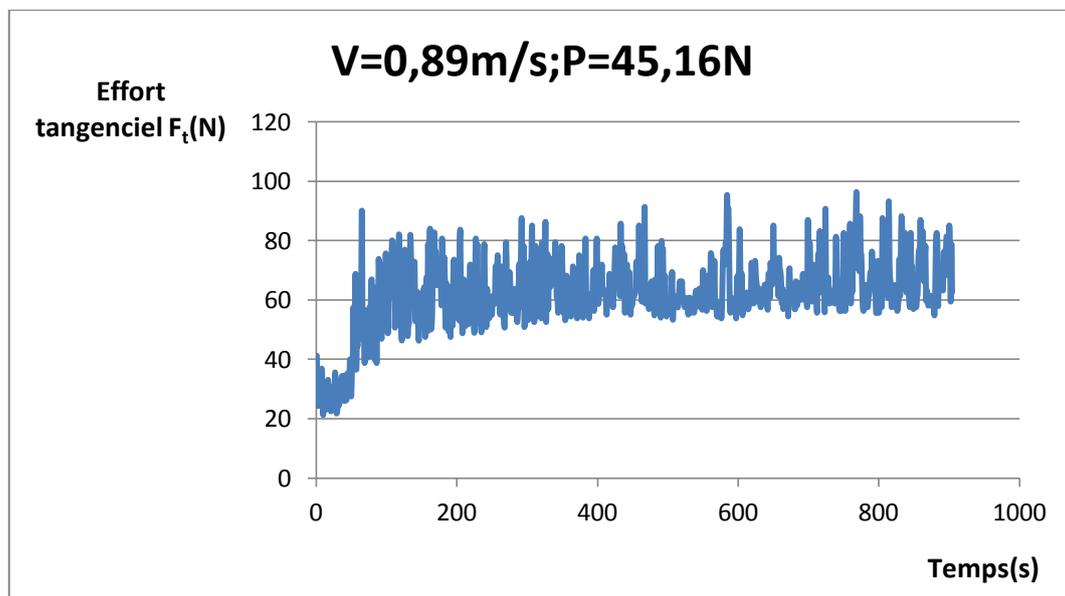


**Figure III.12.** Évolution de l'effort tangential de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,63 m/

➤  $P=45,16\text{ N}$  et  $V=0,89\text{ m/s}$  :

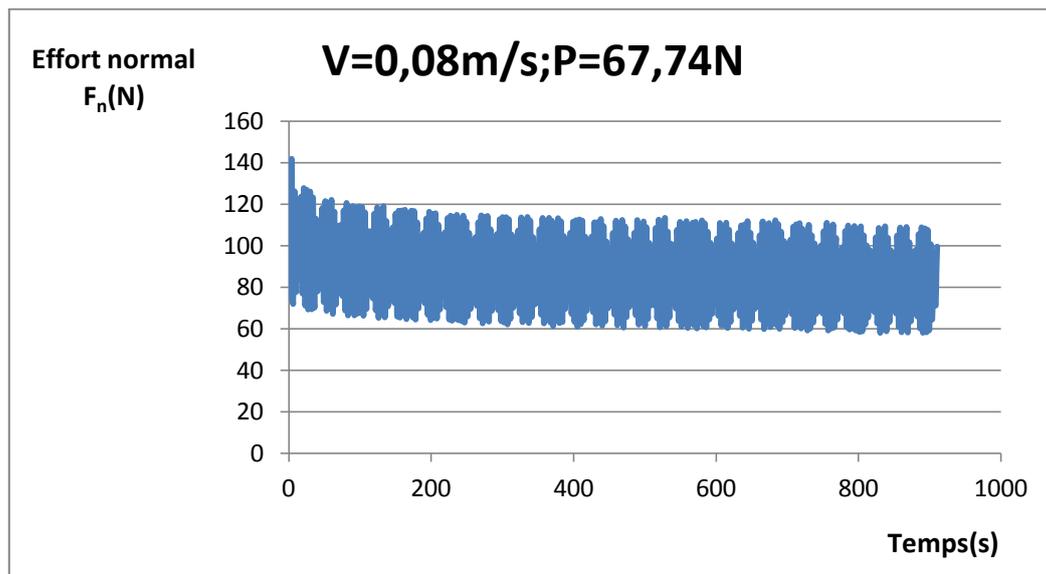


**Figure III.13.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s

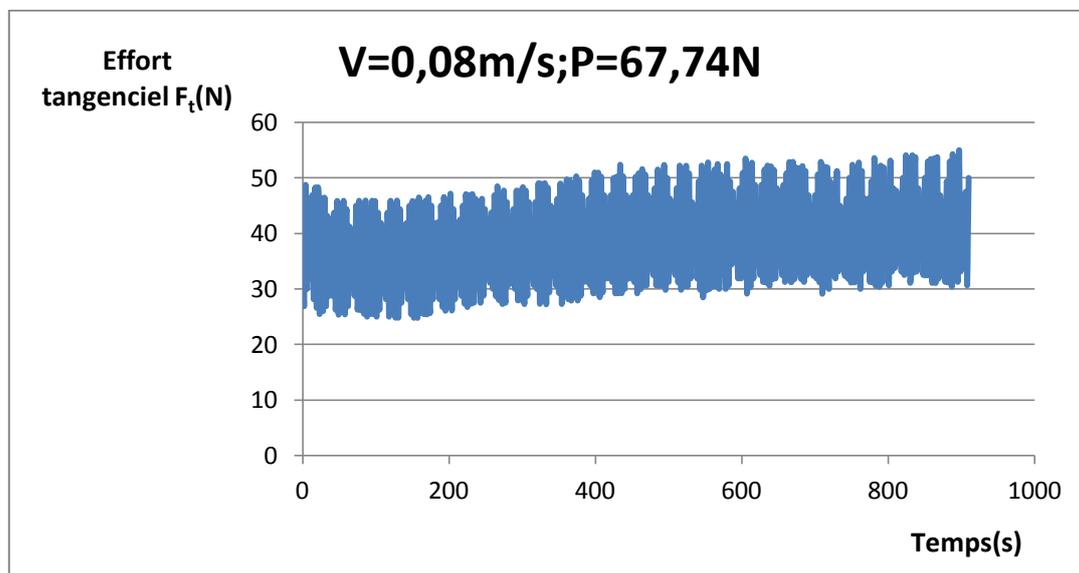


**Figure III.14.** Évolution de l'effort tangencial de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s

➤  $P=67,74\text{ N}$  et  $V=0,08\text{ m/s}$  :

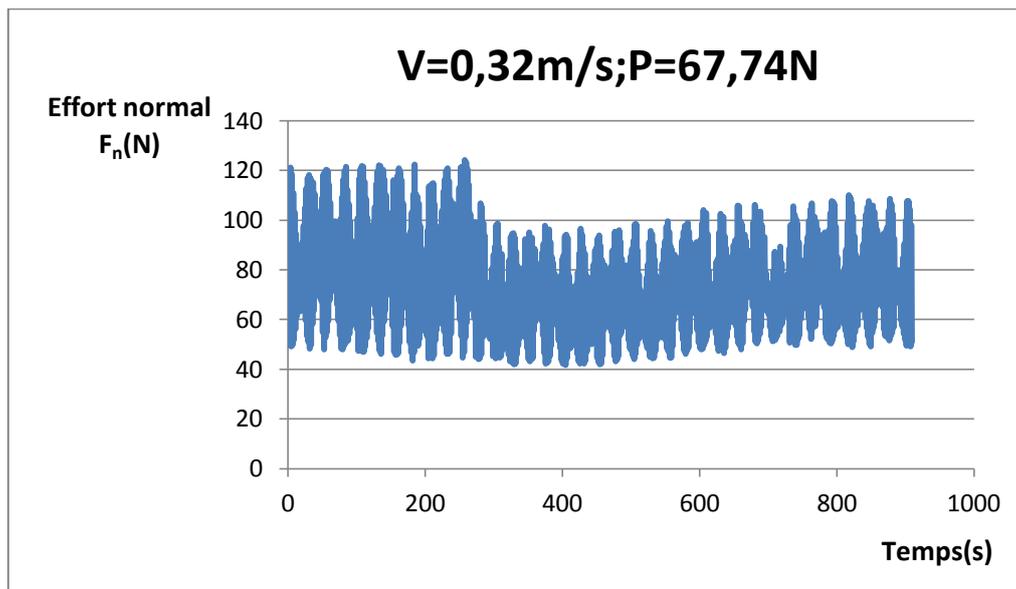


**Figure III.15.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s

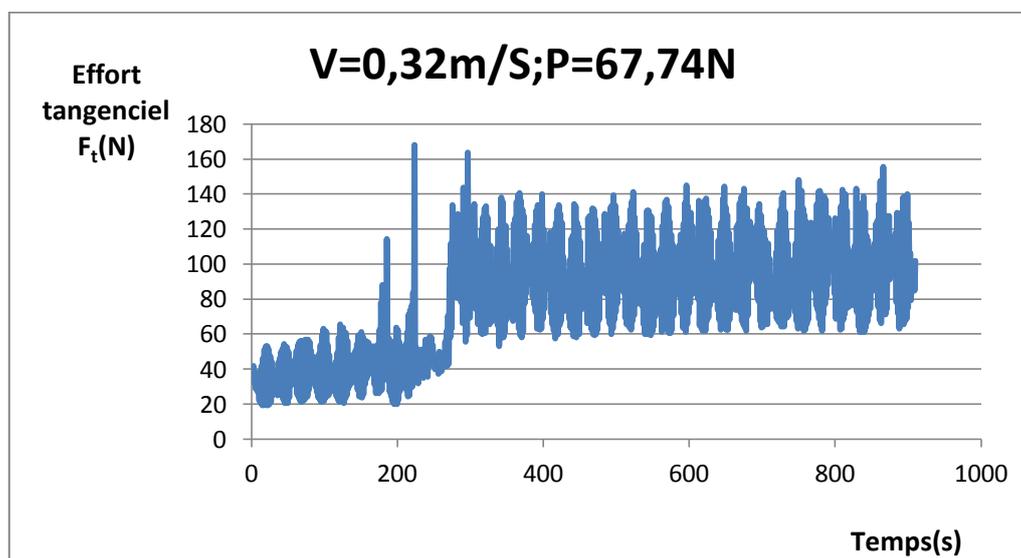


**Figure III.16.** Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s

➤  $P=67,74$  et  $V=0,32$  m/s :

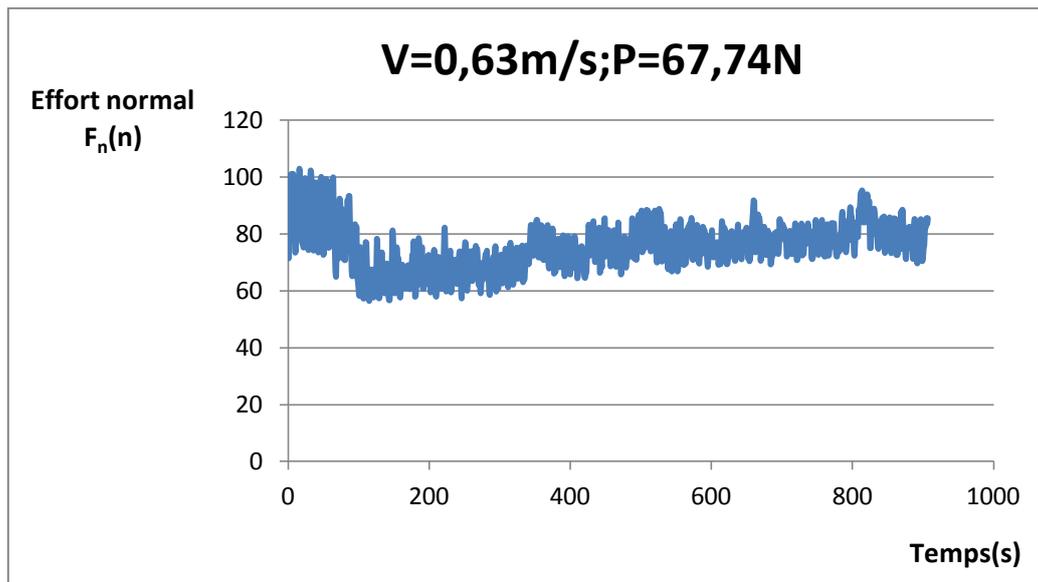


**Figure III.17.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s

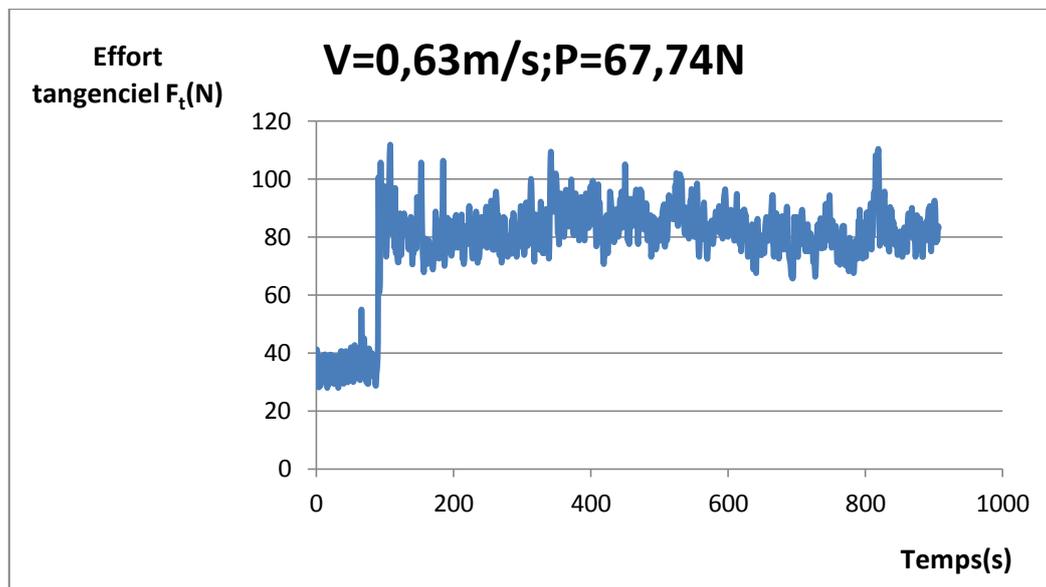


**Figure III.18.** Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s

➤  $P=67,74\text{ N}$  et  $V=0,63\text{ m/s}$  :

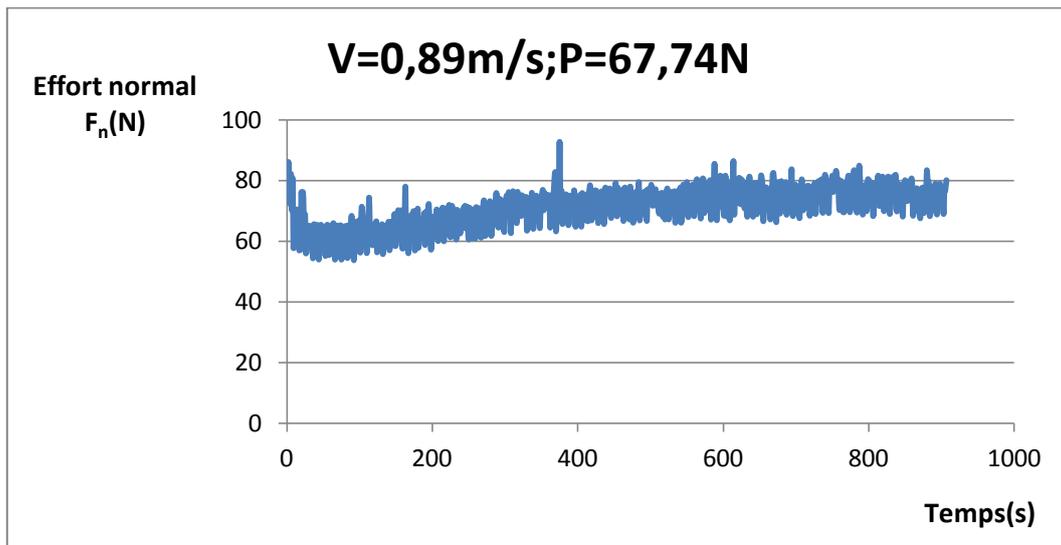


**Figure III.19.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s

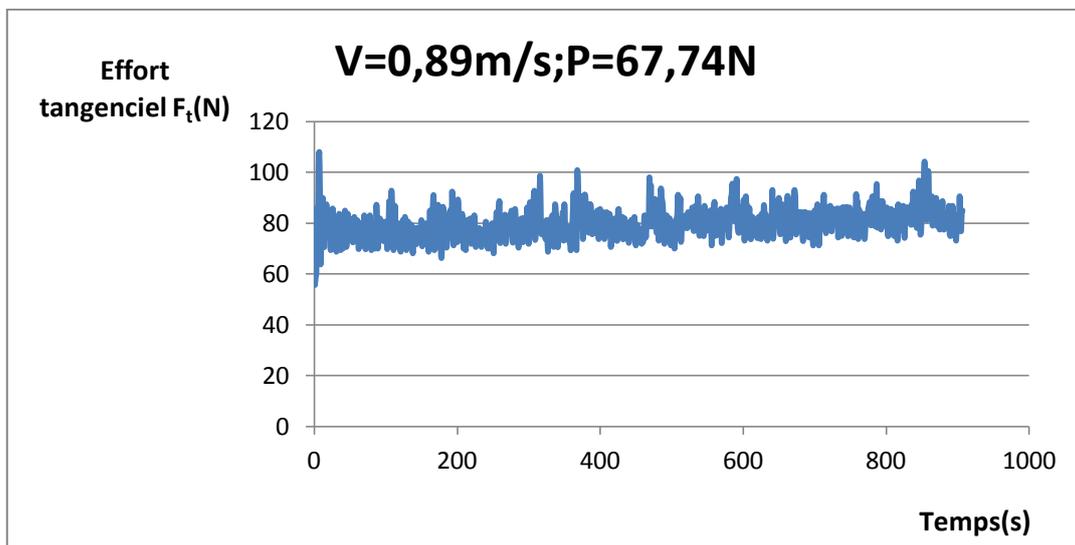


**Figure III.20.** Évolution de l'effort tangential de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s

➤  $P=67,74\text{ N}$  et  $V=0,89\text{ m/s}$  :

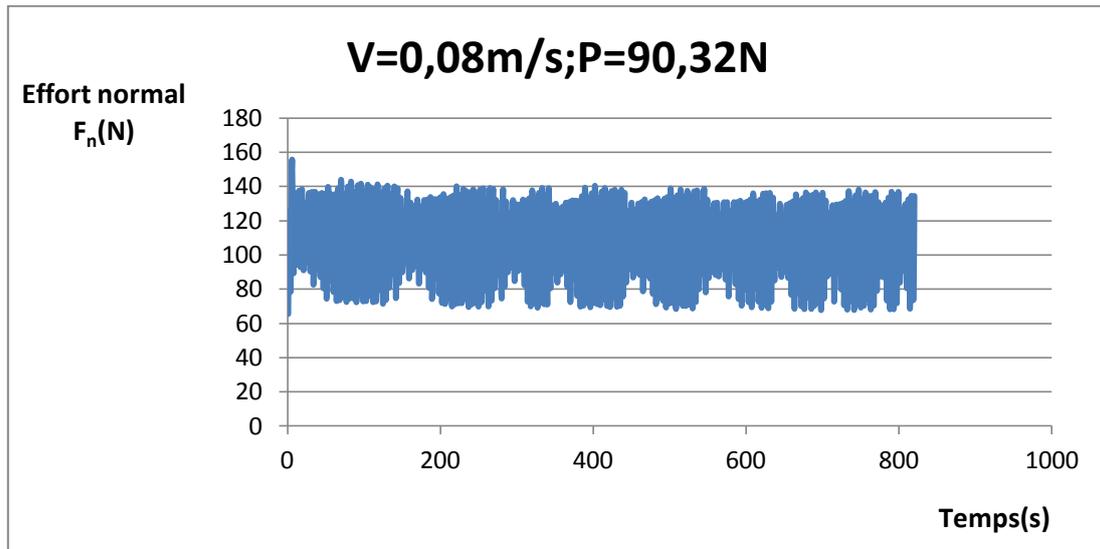


**Figure III.21.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s

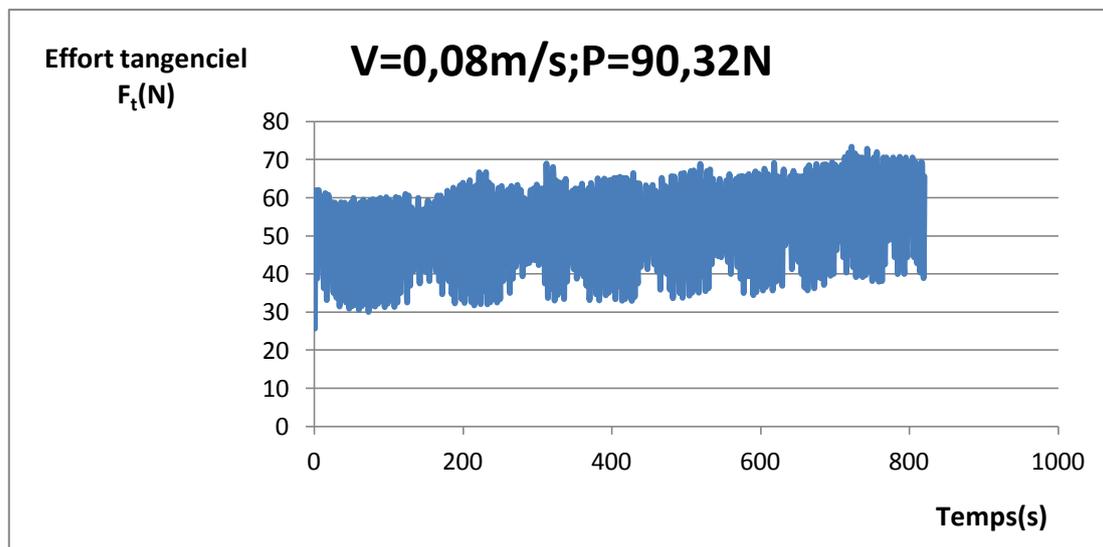


**Figure III.22.** Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s

➤  $P=90,32$  N et  $V=0,08$  m/s :

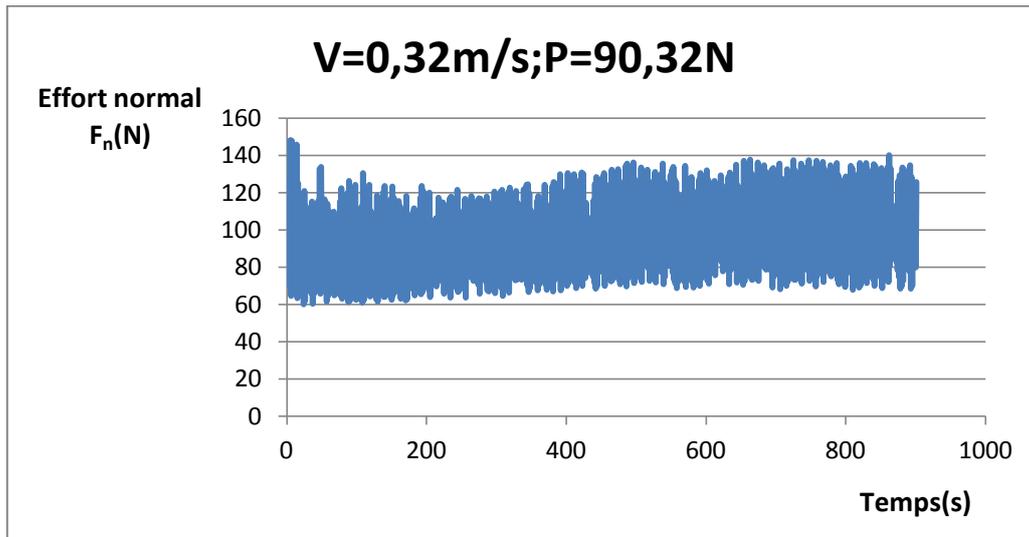


**Figure III.23.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s

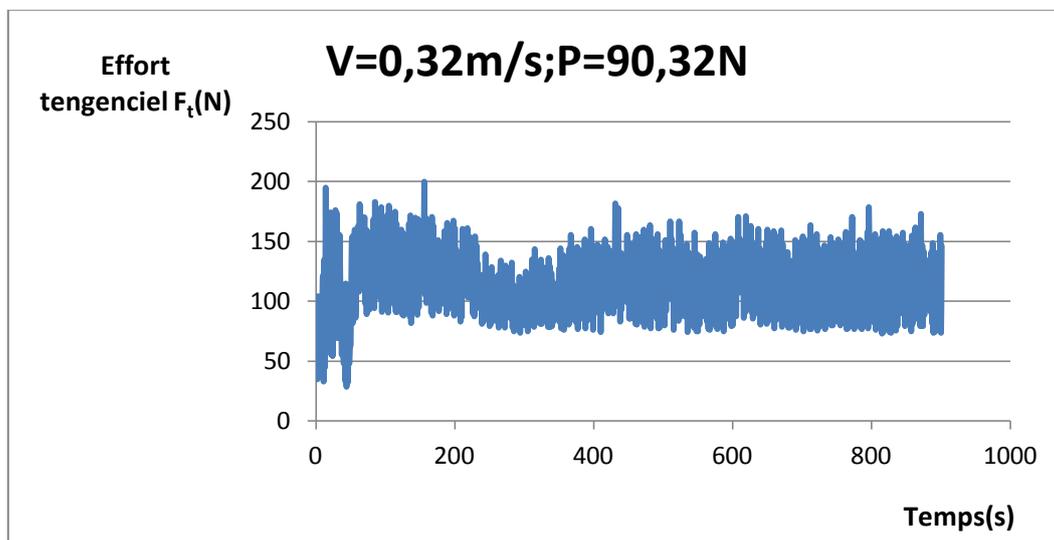


**Figure III.24.** Évolution de l'effort tangential de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s

➤  $P=90,32\text{ N}$  et  $V=0,32\text{ m/s}$  :

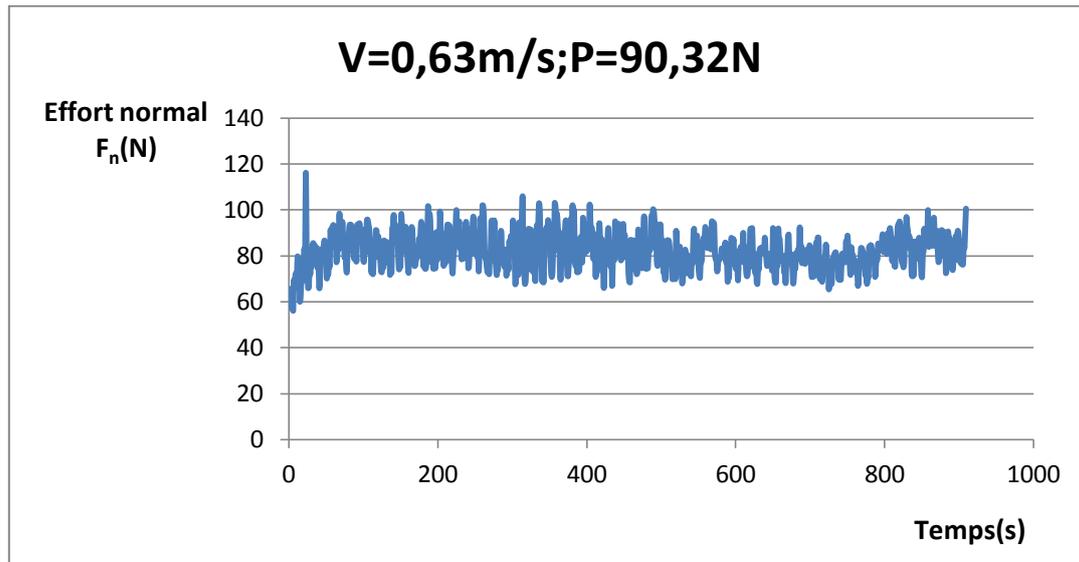


**Figure III.25.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s

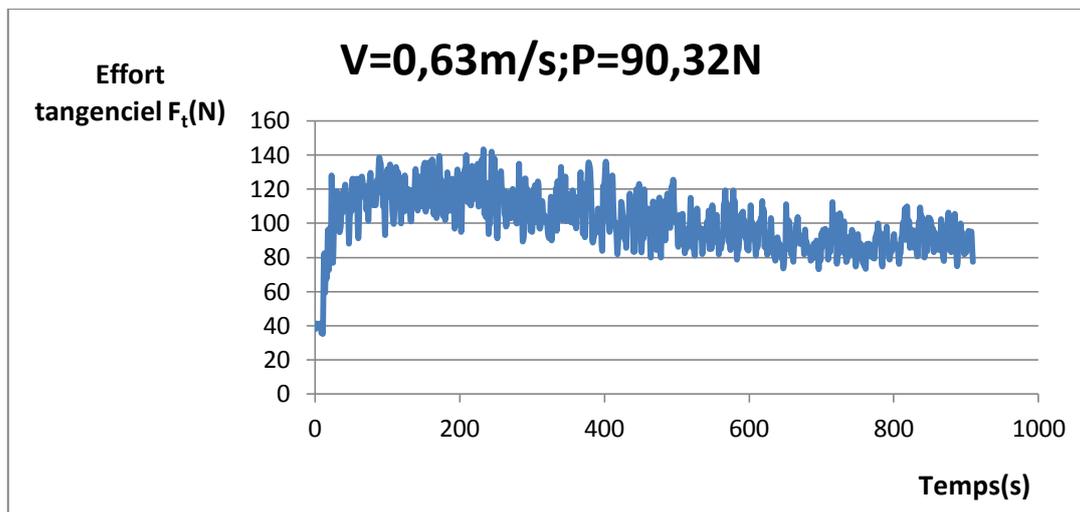


**Figure III.26.** Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s

➤  $P=90,32$  N et  $V=0,63$  m/s :

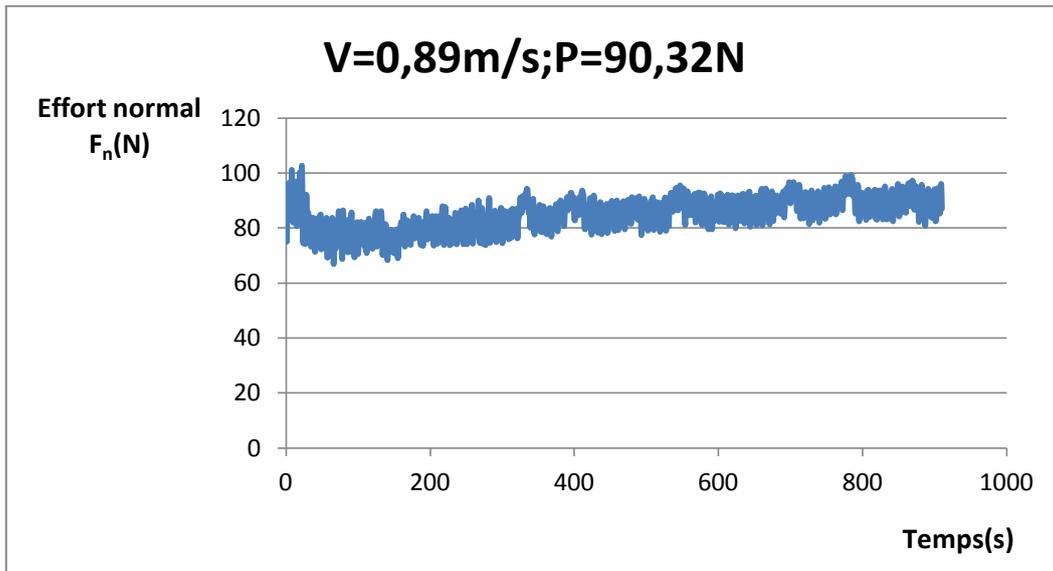


**Figure III.27.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s

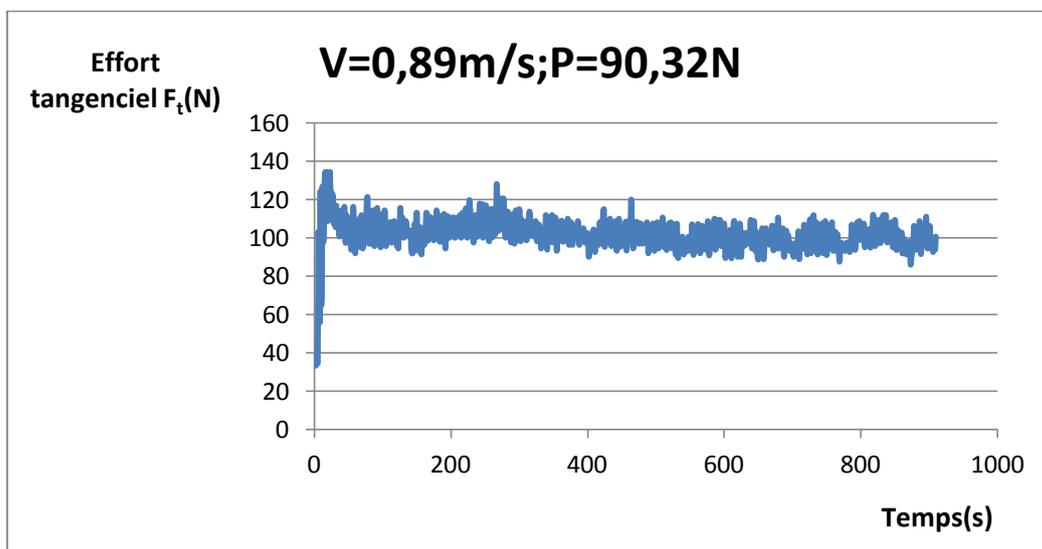


**Figure III.28.** Évolution de l'effort tangential de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s

➤  $P=90,32\text{ N}$  et  $V=0,89\text{ m/s}$  :



**Figure III.29.** Évolution de l'effort normal de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s



**Figure III.30.** Évolution de l'effort tangentiel de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s

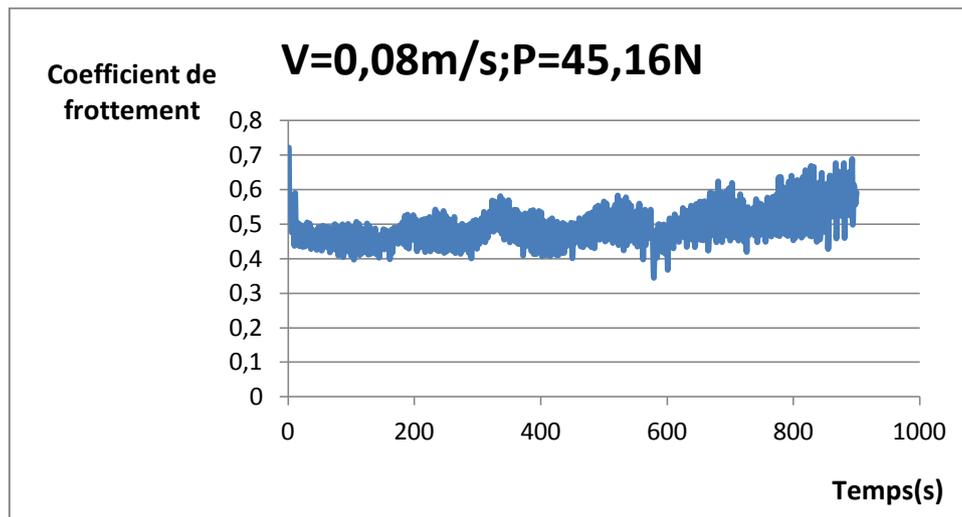
A partir des courbes de l'effort normale et de l'effort tangentiel en fonction du temps en voit que :

➤ Pour les petites vitesses de glissement, la valeur de l'effort normal est plus élevée que celle de l'effort tangentiel ce qu'est logique

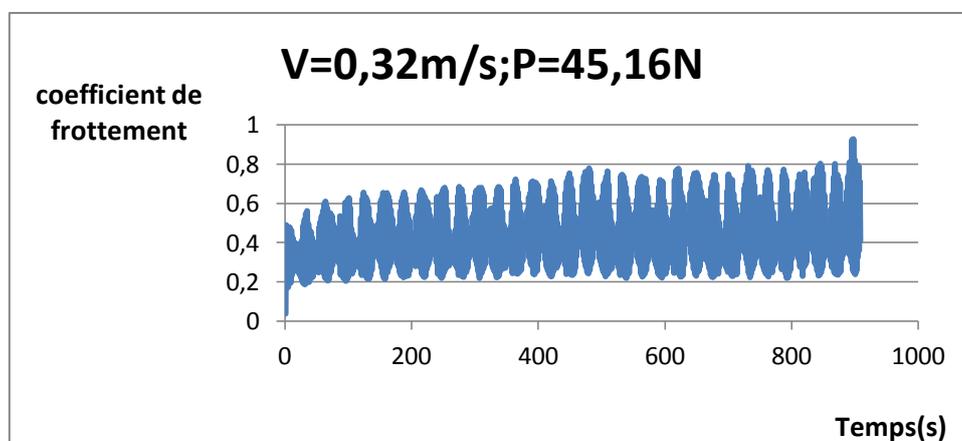
➤ Et pour les grandes vitesses de glissement, la valeur de l'effort tangentiel est plus élevée que celle de l'effort normal, en peu expliquer ce phénomène par la diminution de la dureté de notre matériau et l'augmentation de sa plasticité qu'est dû a l'augmentation de la température pendant les essais.

### III.6.1.Coefficient de frottement en fonction de temps

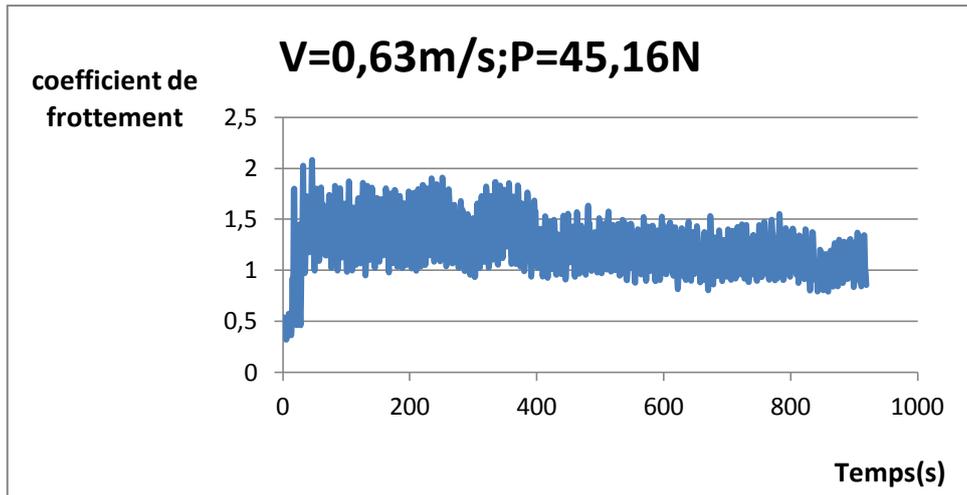
Nous traçons les courbes de l'évolution du coefficient de frottement en fonction de temps en effectuant le rapport  $F_T(t)/F_N(t)$  :



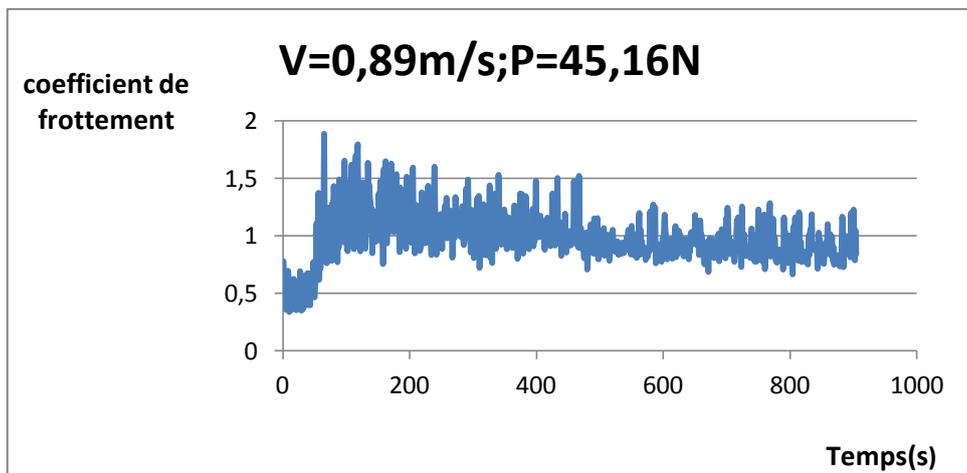
**Figure III.31.** Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s



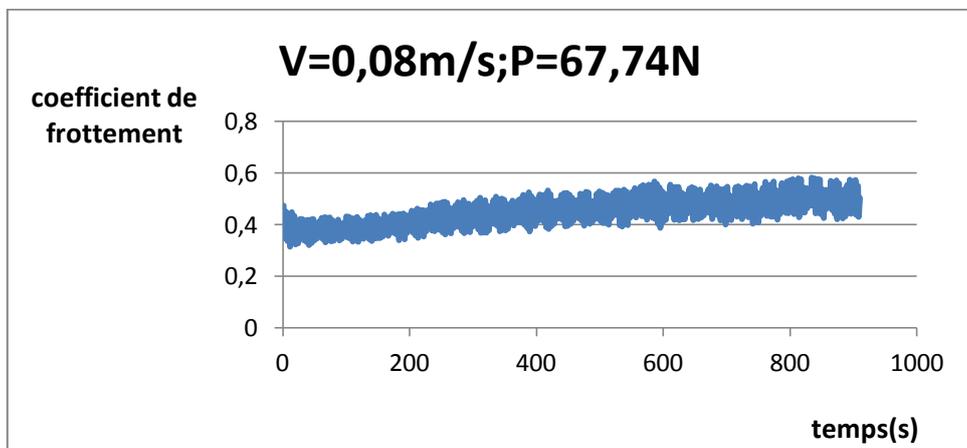
**Figure III.32.** Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s



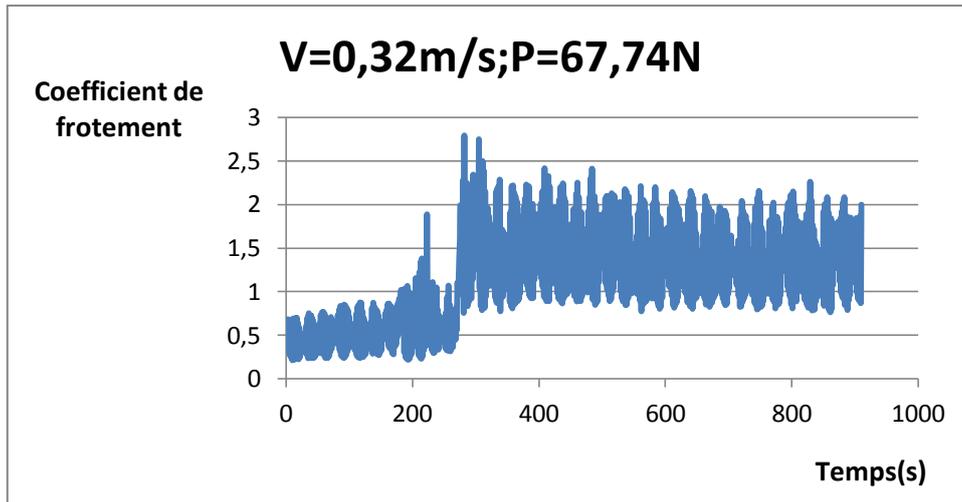
**Figure III.33.** Evolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s



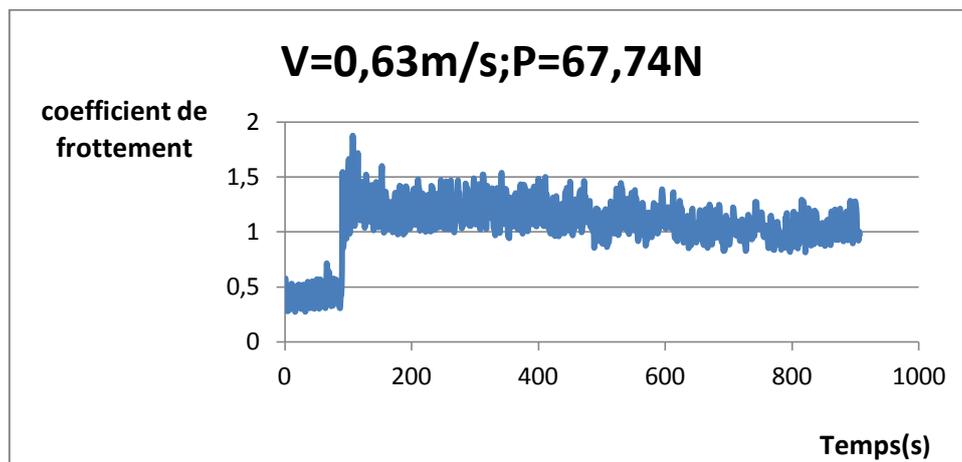
**Figure III.34.** Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 45,16N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s



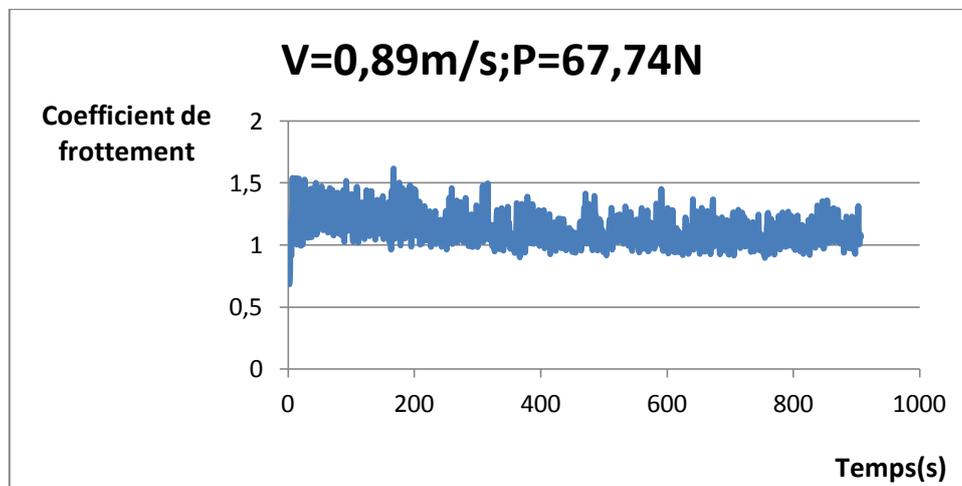
**Figure III.35.** Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s



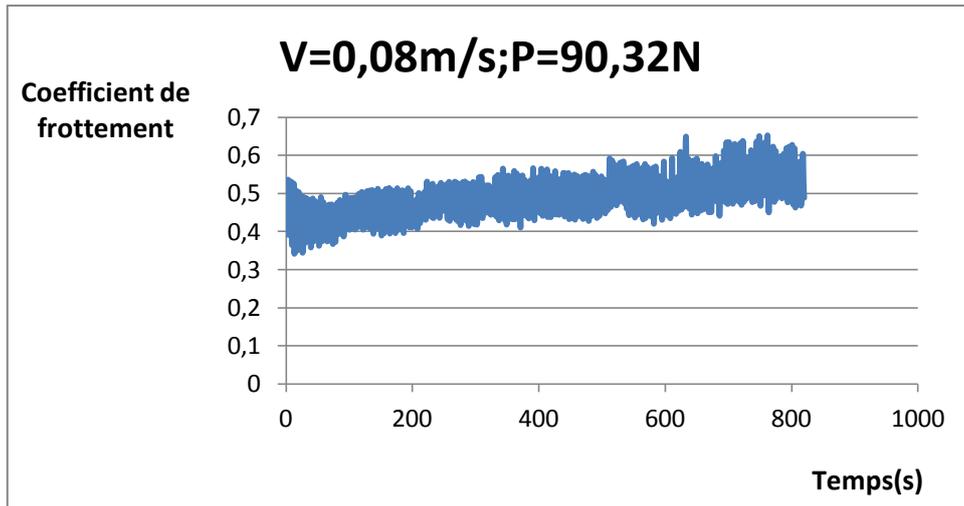
**Figure III.36.** Évolution de coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s



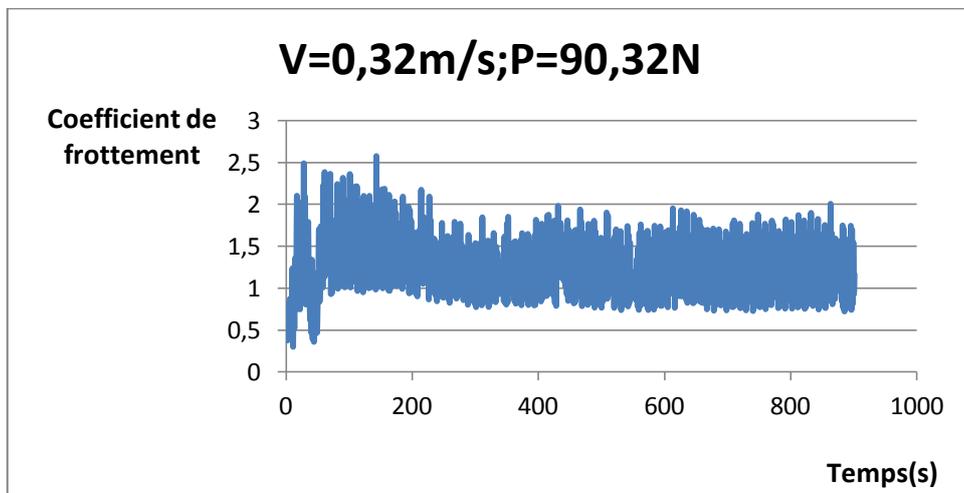
**Figure III.37.** Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s



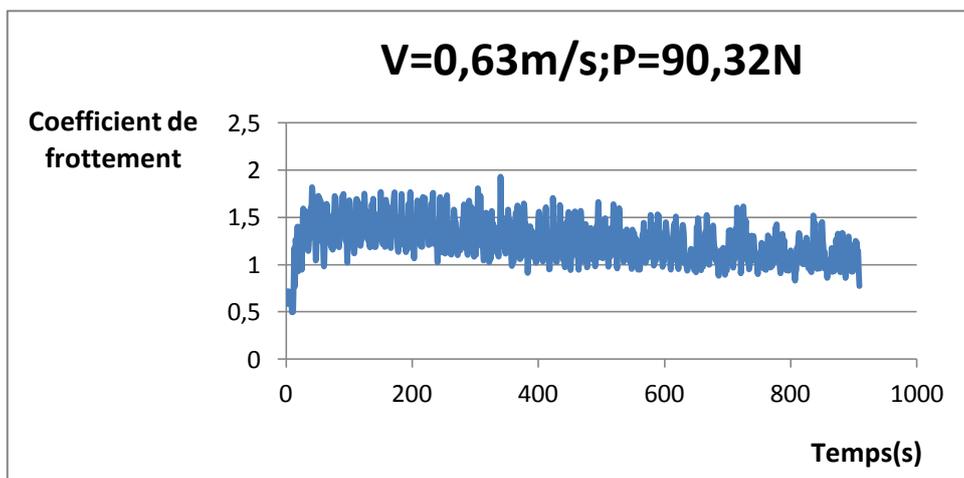
**Figure III.38.** Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 67,74 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s



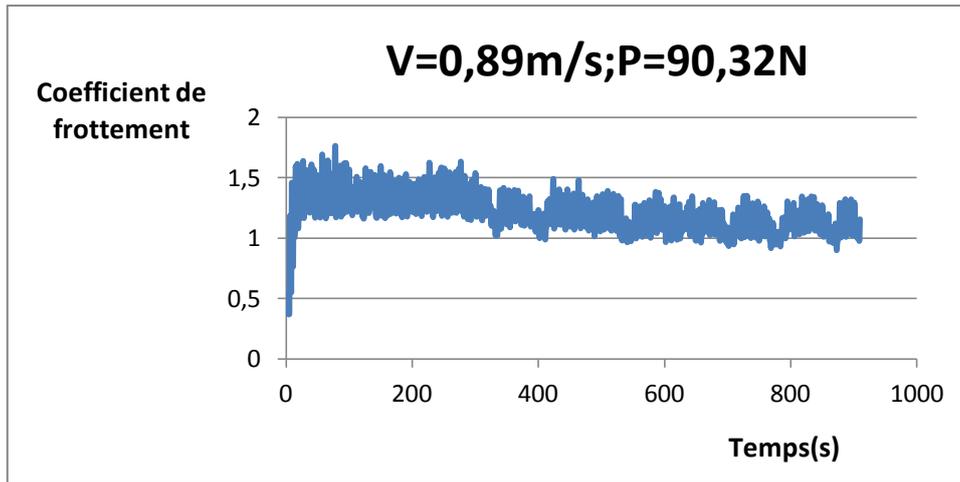
**Figure III.39.** Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,08 m/s



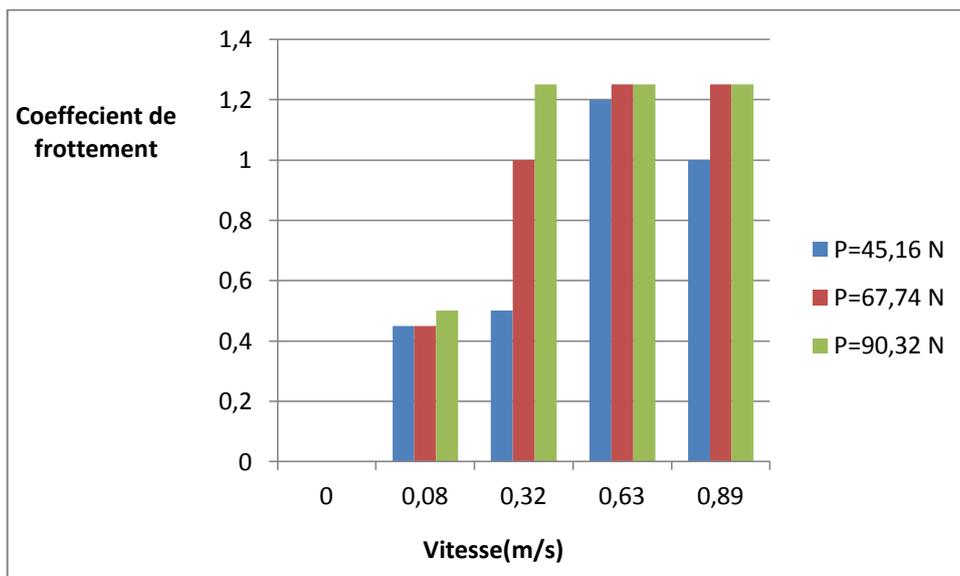
**Figure III.40.** Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,32 m/s



**Figure III.41.** Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,63 m/s



**Figure III.42.** Évolution de Coefficient de frottement en fonction de Temps pour la charge normale de 90,32 N et la vitesse de glissement de 0,89 m/s



**Figure.III.43.** Variation du coefficient de frottement

A partir des graphes, Nous pouvons observer l'évolution du coefficient de frottement pour les différentes vitesses et les différentes charges de l'étude en fonction du temps. Au commencement, nous observons une augmentation du coefficient de frottement lié à la période initiale de rodage après, le coefficient de frottement se stabilise à une certaine valeur caractéristique du coefficient de frottement «  $\mu$  ».

Les courbes présentent aussi de légères fluctuations dues probablement aux vibrations du système, au frottement dans le guidage du porte capteur et aux battements de la surface du disque en contact avec le pion.

III.6.2 .Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement

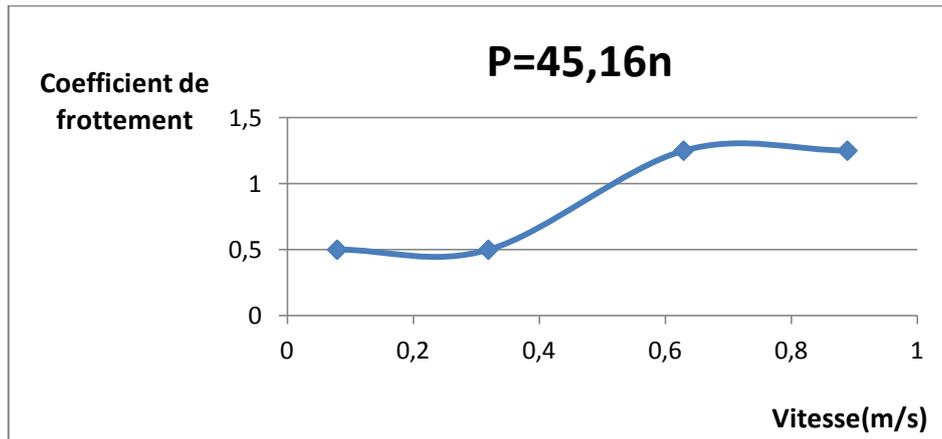


Figure III.44. Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 45,16 N

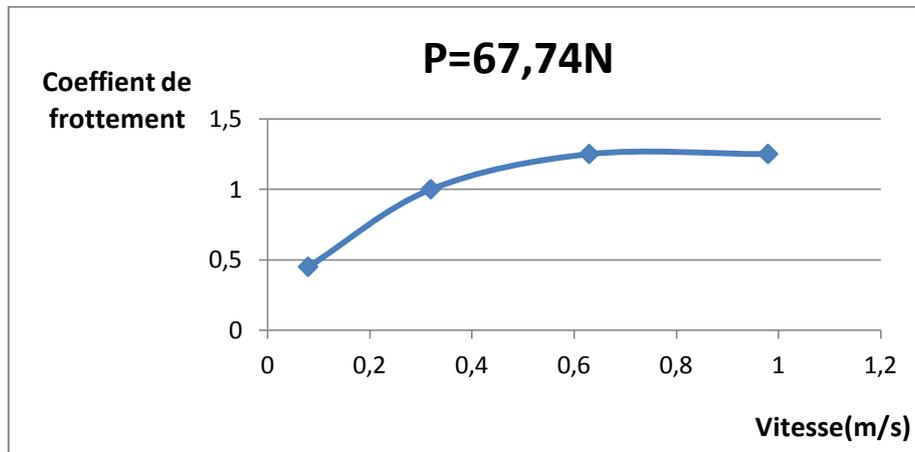


Figure III.45. Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 67,74 N

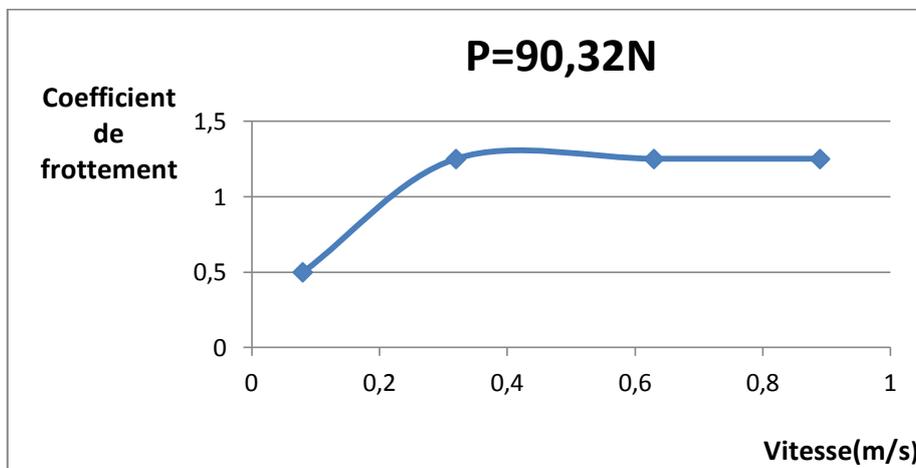


Figure III.46. Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 90,32 N

III.6.3 .Coefficient de frottement en fonction de la charge normale

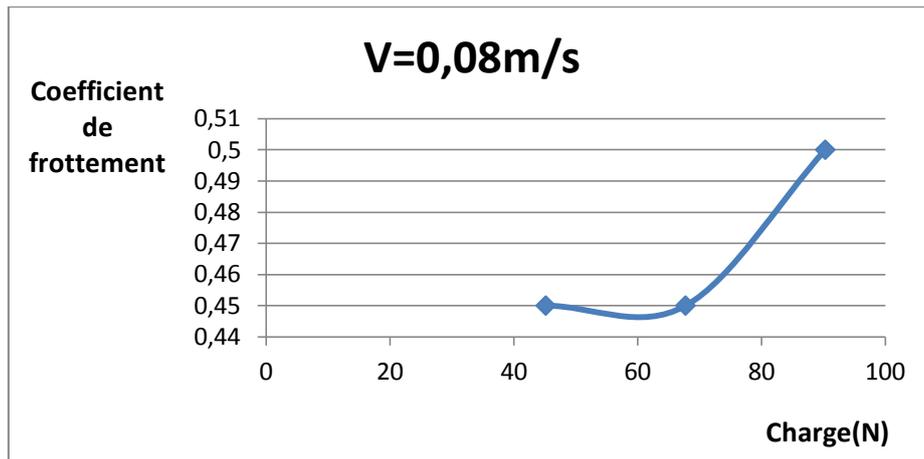


Figure III.47. Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,08m/s

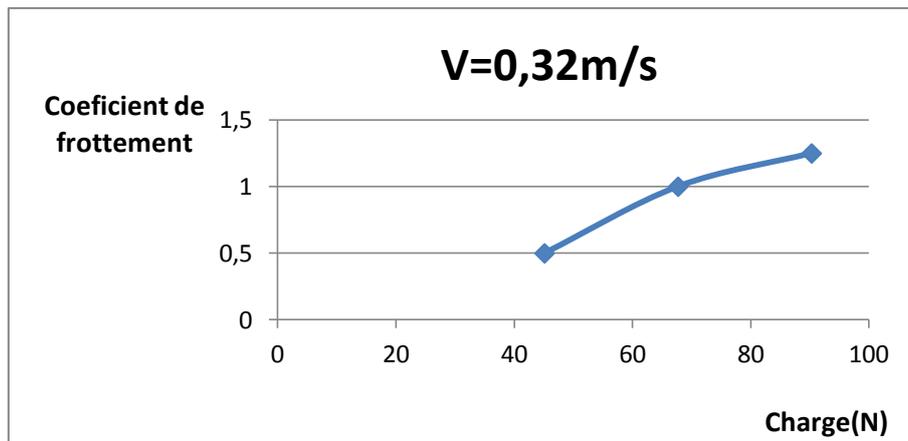


Figure III.48. Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,32m/s

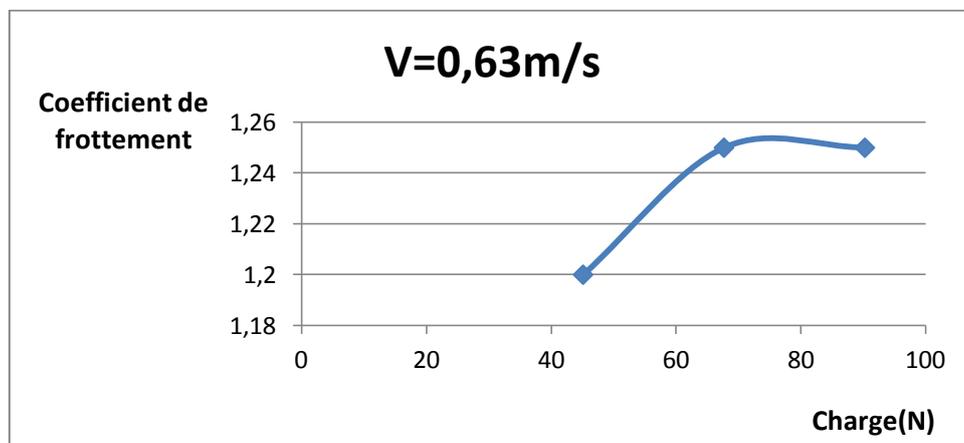
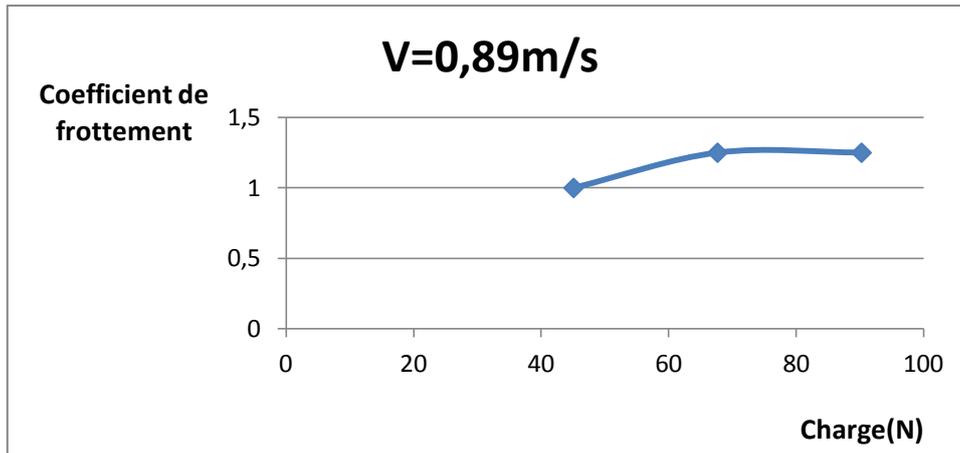


Figure III.49. Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,63m/s



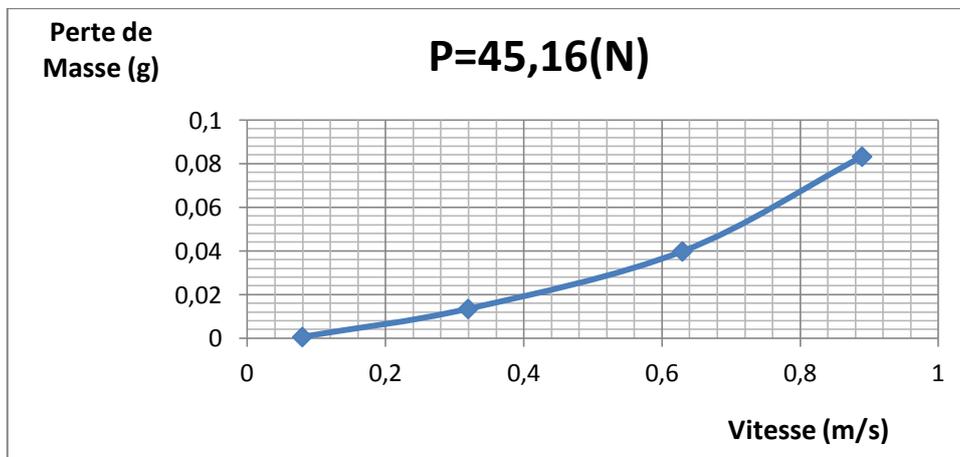
**Figure III.50.** Évolution de Coefficient de frottement en fonction de la charge normale pour la vitesse de glissement 0,63m/s

L'évolution du coefficient de frottement moyen en fonction de la vitesse de glissement et de la charge normal montrent que :

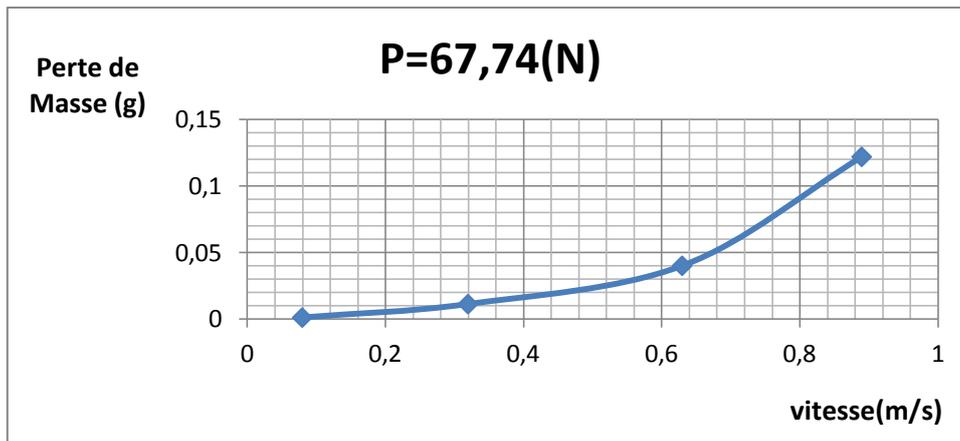
- Le coefficient de frottement augmente avec l'effort normal et la vitesse de glissement dans tout les cas étudiés.
- L'influence de l'effort normal ( $F_N$ ) est plus significative que celui de la vitesse de glissement.

Nous avons constaté clairement que le coefficient de frottement croît avec l'augmentation de la charge normale et la vitesse linéaire de glissement

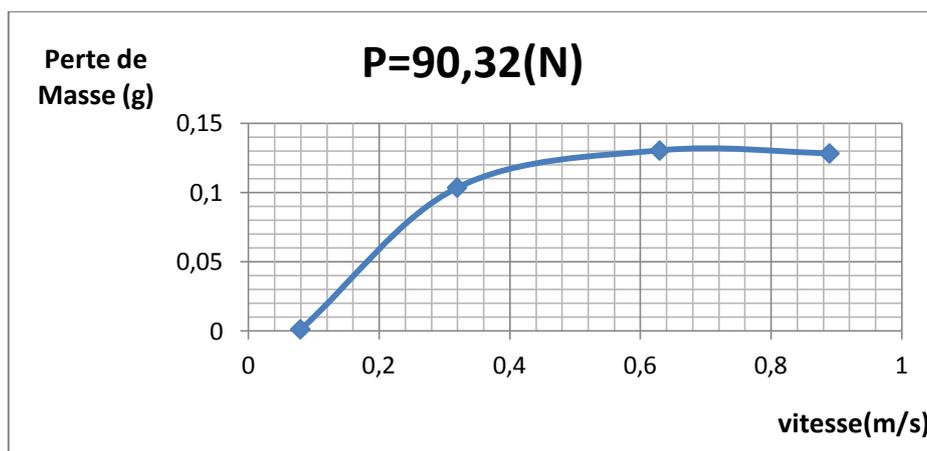
#### III.6.4.Perte de masse en fonction de la vitesse de glissement



**Figure III.51.** Évolution de la perte de masse en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 45,16N

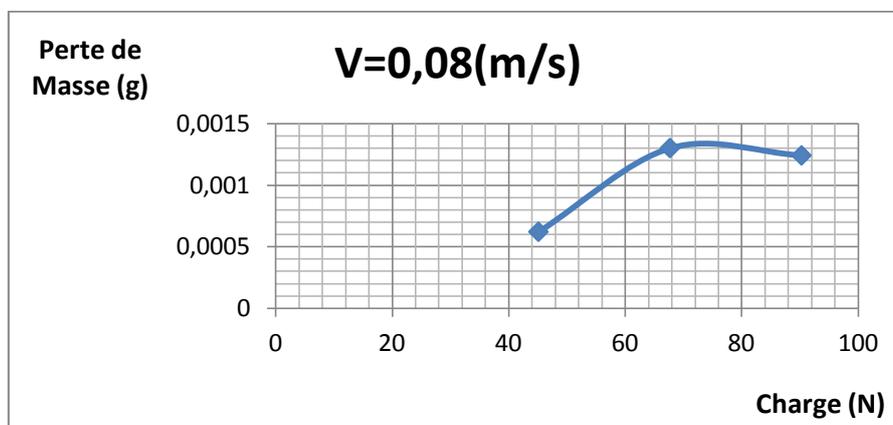


**Figure III.52.** Évolution de la perte de masse en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 67,74N

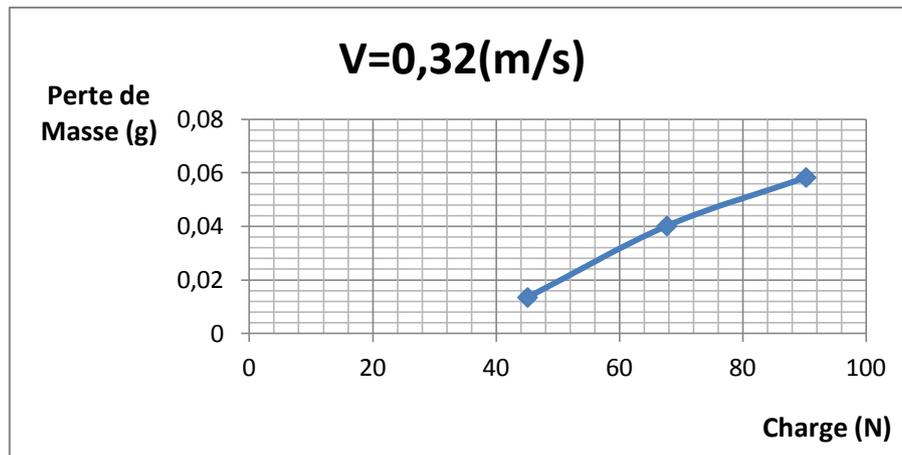


**Figure III.53.** Evolution de la perte de masse en fonction de la vitesse de glissement pour la charge normale de 90,32N

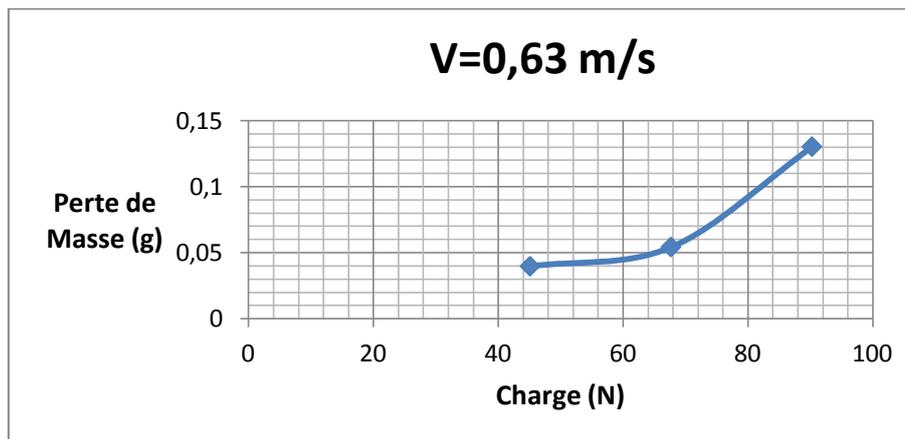
### III.6.5. Perte de masse en fonction de la charge normale



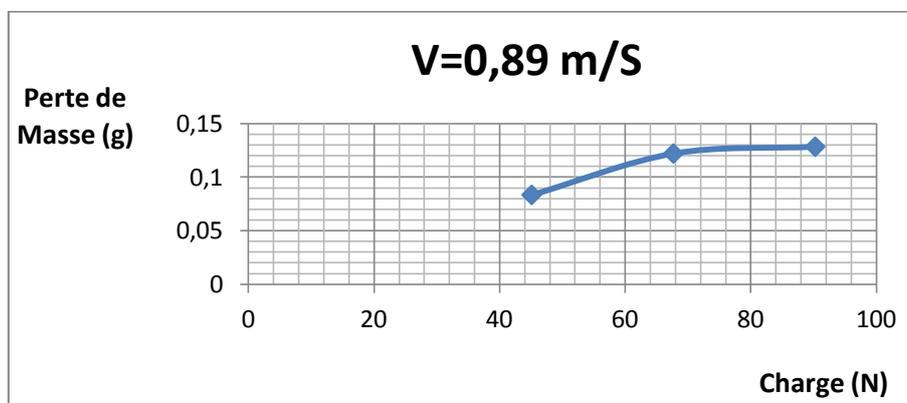
**Figure III.54.** Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,08m/s



**Figure III.55.** Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,32m/s



**Figure III.56.** Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,63m/s



**Figure III.57.** Évolution de la perte de masse en fonction de la charge normale pour une vitesse de glissement de 0,89m/s

A partir des graphes de la perte de masse en fonction de la vitesse de glissement et de la charge normal en constate que :

La perte de masse augmente avec la vitesse de glissement et la charge normale et suit une loi exponentielle, la pente de la courbe a tendance à augmenter pour les vitesses de glissements et les charges importantes signe d'une usure par abrasion plus importante.

### **III.7.Conclusion**

Dans ce chapitre nous avons présentée la partie expérimentale et plus précisément la caractérisation du comportement tribologique (frottement et usure) de l'acier austénitique à effet TRIP (304L) contre des disques en acier Z200, en glissement sec.

Au cours des essais, nous avons observé un détachement de matière à partir du pion. Une partie s'échappe sous forme de débris et l'autre reste collée sur la piste de glissement du disque. Le mécanisme d'usure activé est celui par abrasion.

*CONCLUSION  
GENERALE*

## Conclusion générale

Ce travail est consacré à l'étude expérimentale de phénomène d'usure de l'acier TRIP (304L).

Nous avons choisis pour notre étude, l'évolution de coefficient de frottement et la perte de masse en fonction de la charge et de la vitesse de glissement

On a fait varier les charges normales et les vitesses de glissement nous avons constaté que :

➤ Le coefficient de frottement croît avec l'augmentation de la charge et de la vitesse linéaire de glissement

➤ La valeur de coefficient de frottement est élevée pour les grandes vitesses ce que signifie la diminution de la dureté de notre matériau due à l'augmentation de sa plasticité qui est dû probablement à l'augmentation de la température pendant les essais.

➤ Nous avons constaté des vibrations intenses au cours des essais ce que justifie l'apparition de légères fluctuations.

➤ La perte de masse augmente avec la vitesse de glissement et avec la charge, et suit une loi exponentielle, la pente de la courbe a tendance à augmenter pour les vitesses de glissement et les charges importantes.

En perspective, l'étude peut être complétée par l'étude de l'influence d'autres paramètres tels que : la rugosité, lubrification, la puissance de glissement ( $P \cdot V$ ),...ect .

En ce qui concerne la modélisation, il serait intéressant de proposer une extension pour prendre en compte la plasticité induite par la transformation martensitique observée expérimentalement dans différentes études précédentes. De plus l'incorporation d'un modèle de contact/frottement devra être implémenté pour une comparaison rigoureuse des résultats expérimentaux et numériques.

# *Bibliographie*

## *Références Bibliographiques*

- [1] : I. Lakhtine, métallographie et traitement thermique, 4<sup>ème</sup> édition, mir. Moscou (1984).
- [2] : Guy MURRY, Technique de l'ingénieur, Matériaux, Aciers. Généralités, M300.
- [3] : G.BERANGER, G.HENRY, G.SANZ. « le livre de l'acier ». Technique et documentation, Lavoisier, 1994.
- [4] : André AUTHIER, Optique CRISTALLINE-Diffraction par les cristaux. Université Pierre-et-Marie-Curie, Paris-VI.
- [5] : Mohamed Reda BERRAHMOUNE, transformation martensitique et rupture différée dans l'acier austénitique instable 301In, ENSAM 2006.
- [6] : P.J. Cunat, « Aciers inoxydables : Propriétés, résistance à la corrosion », Techniques de l'ingénieur, M 4541.
- [7] : Pierre-Jean CUNAT, « Aciers inoxydables : Critères de choix et structure», Technique de l'ingénieur ; M4540.
- [8] : Aurélie HUG AMALRIC, Etude par mesure du bruit Barkhausen de la microstructure et de l'état de contrainte d'aciers biphasés : application aux aciers pour tôle automobile, INSAL 2007
- [9] : Mihai RADU, relation entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile, ENSMP Paris 2005.
- [10] : Régis KUBLER, comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP : approches micromécaniques et phénoménologiques « applications à la mise en forme », ENSMA Paris 2004.
- [11] : Mihai RADU, relation entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile, ENSMP Paris 2005.
- [12] : Jérôme SERRI, Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme, LPMM Metz 2006.
- [13] : LABARUSSIAS Thomas, Les aciers AHSS à effet TRIP pour la sécurité automobile, 2007/2008.
- [14] : Belkhiri KAOUACHE, analyse multi-échelles de la transformation martensitique induite par contrainte dans les alliages à mémoire de forme. Corrélation contraintes-microstructure, ENSAM Metz 2006.

- [15] : Bager MOHAMMAD SADEGHI, Analyse et Identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques, ENSAM centre Metz 2010.
- [16] : ZIARI Saber, modélisation de la plasticité de transformation dans les phases de transformation, Constantine 2006.
- [17] : Laetitia PETRONI, Etude du comportement post-coulée de réfractaires électro fondus à Très Haute Teneur en Zircône THTZ, ENSMP paris 2011
- [18] : Hans Jörg Mathieu, Erich Bergmann, René Gras, Traité des matériaux, analyse et technologie des surfaces, couches minces et tribologie.
- [19] : M. DELQUE, Influence de la microstructure sur le comportement tribologique de dépôts composites projetés plasma, Thèse doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2007.
- [20] : A. ELHADI, Influence des paramètres mécaniques lors de L'endommagement par les phénomènes Tribologiques des couples des matériaux xc48/xc55 et A60/xc55, Mémoire magister, Université M<sup>ed</sup> Boudiaf de M'sila, 2006.
- [21] : G. Zambelli, L. Vincent, Matériaux et contacts-une approche tribologique, Suisse, PUR (1998).
- [22] : A. BENFOUGHAL, analyse tribologique et thermique d'un matériau composite carbone-carbone dans un contact électrique, mémoire magister, université MENTOURI Constantine, 2010.
- [23] : HORST CZICHOS, Tribology a systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear.
- [24] : Centre technique des industries mécaniques (CETIM), Traitement et revêtement de surface pour application tribologique.1995.
- [25] : M. WOYDT, technique de l'ingénieur, Application des données tribologiques des matériaux, BM 7 006.