

50376
1991
98.

66355

50376
1991
98

N° d'ordre : 6678

THESE

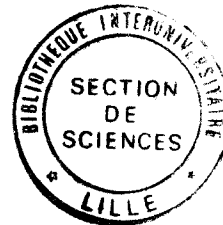
présentée par

Mohammed AL KARAISHI

à

**L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNIQUES DE LILLE
FLANDRES - ARTOIS**

pour obtenir le titre de



DOCTEUR EN MECANIQUE

**ETUDE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT
PAR FROTTEMENT SEC.
CAS DE L'ACIER HADFIELD ET DE L'ACIER 20NCD2 CEMENTE**

Mention très honorable

1991

Soutenue le 18 Janvier devant la commission d'examen :

G. Mesmacque

Président

Z. Azari

Rapporteurs

J. Lesage

D. Badie-Levet

Examineur

REMERCIEMENTS

L'étude présentée dans ce document a été réalisée au laboratoire de Monsieur le Professeur Mesmacque à qui j'exprime ma gratitude.

Je remercie Messieurs Z.Azari et J.Lesage pour avoir accepté d'examiner mes travaux ainsi que Messieurs les Professeurs J.P.Bricout et D.Badie-Levet pour, l'honneur qu'ils me font de participer au jury.

J'exprime également mes remerciements à Monsieur J. Lesage pour son soutien et son aide continue lors de la rédaction de ce mémoire.

Que Messieurs M.Nait Abdelazziz, J.P.Bernard et W.Kaluba trouvent ici mention de ma gratitude pour leur aide dans la réalisation du dispositif d'essai.

L'appui des personnels techniques de l'I.U.T et de l'I.D.N m'a été précieuse durant la période d'expérimentation; qu'ils en soient remerciés.

à ma femme Najiha

à mes enfants Marwa, Saffa, Ali

à ma famille

	<u>page</u>
INTRODUCTION	1
 <u>CHAPITRE (I) : "ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE"</u>	
I - 1 MECANISMES GENERAUX DE L'USURE	3
I - 2 ROLE DU TROISIEME CORPS DANS LE PROCESSUS D'USURE	6
I - 3 COEFFICIENT DE FROTTEMENT	7
 <u>CHAPITRE (II) : "ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE"</u>	
II - 1 USURE DES ACIERS DURCIS EN SURFACE	11
II - 2 ENDOMMAGEMENT DES COUCHES SUPERFICIELLES : APPARITION D'UNE PHASE BLANCHE	17
 <u>CHAPITRE (III) :</u>	
III - 1 - 1 MATERIAUX ET TRAITEMENT	22
III - 1 - 2 DISPOSITIF D'USURE	23
III - 1 - 3 ETUDE MICROGRAPHIQUE	25
III - 1 - 4 MESURE DE RUGOSITE	25
III - 2 RESULTATS EXPERIMENTAUX	26
III - 3 PROFILS DE MICRODURETE	35
III - 4 EXAMEN MICROGRAPHIQUE DES AXES DURCIS PAR CEMENTATION ET SURSULF	39
III - 5 TOPOGRAPHIE DE LA SURFACE DE CONTACT	43
 <u>CHAPITRE (IV) : "ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE"</u>	
IV - 1 INTRODUCTION	46
IV - 2 STABILITE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES, RELATION AVEC L'USURE	47
IV - 3 PARTICULARITES DE L'USURE DES ACIERS AUSTENITIQUES	50

IV - 4 GRIPPAGE DES ACIERS AUSTENITIQUES	54
<u>CHAPITRE (V) :</u>	
V - 1 MATERIAUX - TECHNIQUES EXPERIMENTALES	55
V - 2 RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION	61
V - 3 ETUDE MICROSTRUCTURALE DU PROCESS D'USURE	69
<u>CHAPITRE (VI) : CONCLUSION GENERALE</u>	73
<u>CHAPITRE (VII) : ANNEXE</u>	76
BIBLIOGRAPHIE	82

INTRODUCTION

L'une des principales causes de l'endommagement en service des pièces mécaniques provient du frottement des surfaces des pièces en mouvement.

L'usure des surfaces frottantes qui en résulte se traduit le plus souvent au cours de fonctionnement par une élévation de température, par des modifications géométriques provenant de la plastification de la zone superficielle des pièces, par des transformations physico-chimiques ou encore par un enlèvement de matière.

Par ses aspects tant mécanique que physico-chimique ou thermique, l'usure est un phénomène complexe dont l'étude nécessite des approches diverses. Les difficultés rencontrées proviennent le plus souvent de l'impossibilité d'isoler expérimentalement le paramètre à étudier. Il n'est pas étonnant dès lors que certains résultats publiés dans la bibliographie conduisent à des interprétations parfois contradictoires.

De manière générale, l'usure entraîne la formation de débris qui se traduit par des pertes de cotes, de poids et des modifications de forme. La perte de poids par usure est considérable, il en résulte un coût important comparable à celui enregistré pour la corrosion des pièces métalliques. A titre d'exemple, le Ministère de la Technologie Britannique indique que la perte annuelle par usure et défaut de lubrification des pièces mécaniques se chiffre à quelque 500 millions de Livres [1].

Le problème de l'usure des pièces n'est donc pas à l'évidence un problème marginal et l'on conçoit l'intérêt de comprendre les phénomènes mis en jeu à fin d'en retarder, sinon d'en annuler, les effets.

Parmi les pièces métalliques sujettes à l'usure, les chaînes de convoyage et de manutention, les paliers, les axes de rotation, etc... figurent en bonne place.

Traiter les pièces métalliques thermochimiquement est l'un des moyens utilisés pour retarder l'usure et ainsi

augmenter leur durée de vie. L'étude de l'usure des chaînes durcies superficiellement et de l'usure des paliers en acier austénitique font l'objet de ce mémoire. Dans la première partie (chapitres I et II), nous décrivons les mécanismes généraux de l'endommagement par usure et leurs conséquences pour les aciers durcis superficiellement.

Dans la deuxième partie (chapitre III), nous étudions le cas particulier des chaînes traitées thermo-chimiquement.

Dans la troisième partie (chapitres IV et V), après une étude bibliographique de l'usure des aciers inoxydables, nous abordons le cas d'un palier en acier Hadfield.

PREMIERE PARTIE

CHAPITRE (I)

I-1 MECANISMES GENERAUX DE L'USURE.

On peut distinguer divers types d'usure suivant la nature et la morphologie des pièces en contact et suivant l'environnement. Parmi ces types principaux, on peut distinguer :

L'usure adhesive, qui résulte du contact des aspérités appartenant aux surfaces antagonistes qui sont alors le siège de déformations plastiques conduisant à la déchirure du manteau protecteur constitué d'oxydes, de sulfures, etc....

Ce rapprochement des deux surfaces en contact s'accompagne d'une élévation considérable de la température qui peut atteindre localement le point de fusion d'un des deux métaux en présence [1].

L'usure abrasive, qui regroupe les diverses formes d'endommagement des surfaces métalliques, par l'action de corps étrangers, durs et pulvérulents, ou par l'action des débris eux mêmes, provenant de l'usure, pouvant déformer ou endommager la surface des pièces.

L'usure induite en petits débattements, qui apparaît lorsque deux surfaces sont mises en contact sous l'action d'un effort normal et subissent alors un cisaillement tangentiel cyclique de faible amplitude par rapport à l'aire de contact.

Le processus d'usure peut être décomposé en trois mécanismes différents qui peuvent apparaître simultanément :

MECANISME 1: ADHESION-DEFORMATION PLASTIQUE.

Lorsque les pièces sont mises en contact, il apparaît très rapidement un phénomène d'adhésion. Il y a alors déformation plastique du matériau s'accompagnant ou non de transfert de matière. L'écrouissage intense du matériau conduit alors à l'apparition à la surface de contact d'une microstructure appelée "phase blanche", dure et fragile (figure I-1).



Fig. I-1 : Déformation plastique et "phase blanche" (d'après [2]).

MECANISME 2: FRAGMENTATION.

Les zones les plus écrouies, fragiles, sont très rapidement fragmentées et donnent naissance à des particules métalliques dont la taille est de l'ordre du micron.

MECANISME 3: MIGRATION-DEFORMATION DES PARTICULES.

Les particules formées sont broyées et migrent dans la zone de contact au cours du fonctionnement. Le mouvement des particules dépend de leur taille, de leur forme, et de la microdureté de la couche en contact. Lorsque ces particules sont écrasées, elle se déforment plastiquement, et voient leur taille moyenne diminuer. Une fois créées, celles-ci forment un lit de poudre uniforme. Elle peuvent présenter différents aspects: libres ou compactées, ou encore sous forme de rouleaux ou de copeaux.

La succession de ces évènements est présentée dans le tableau (I-1) [3].

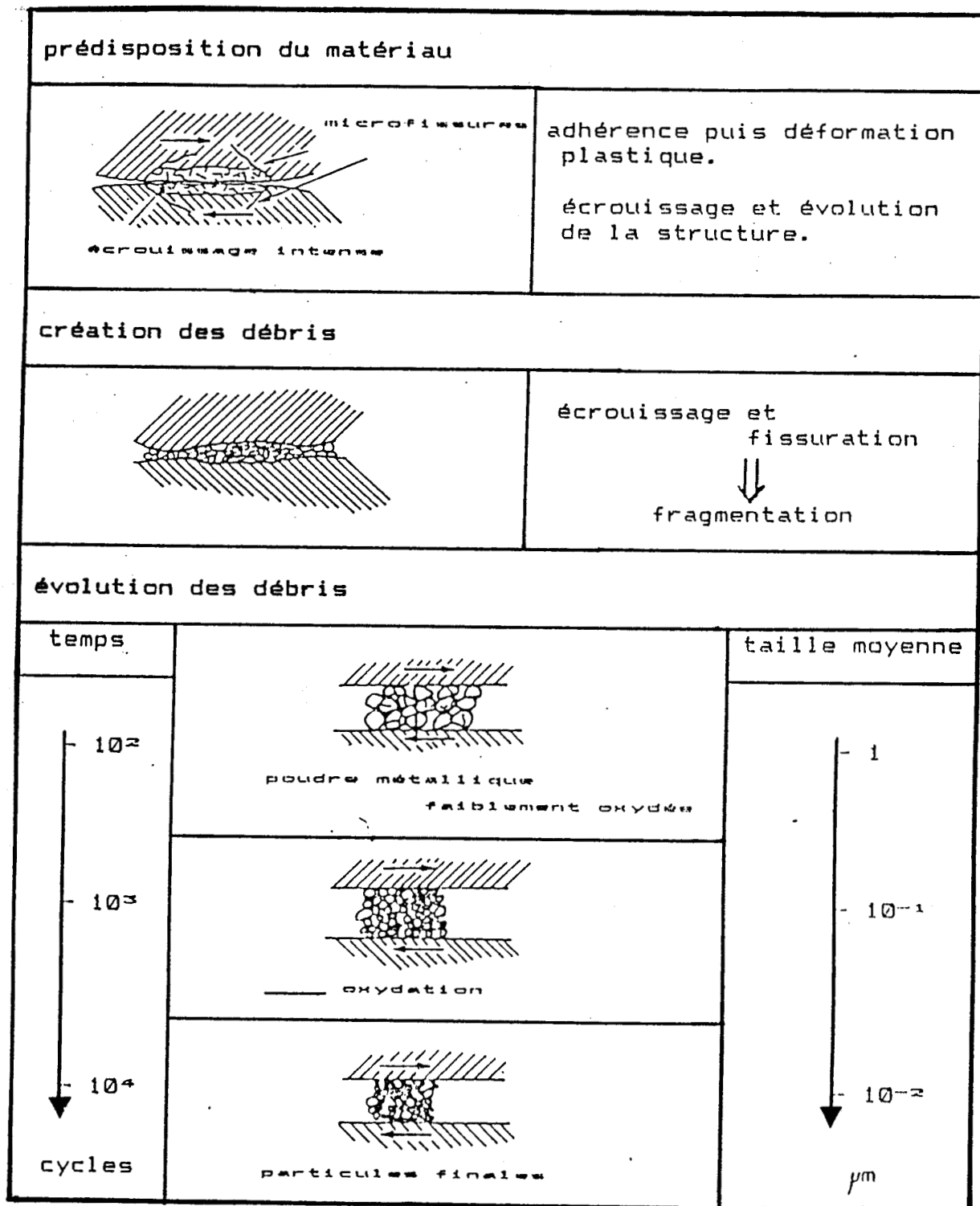


Tableau I-1 : Processus général de dégradation dans un contact métal / métal (d'après [3])

I-2 ROLE DU TROISIEME CORPS DANS LE PROCESSUS D'USURE.

Nous avons mentionné précédemment qu'au cours du processus d'usure, il y a passage du contact à deux corps au contact à trois corps.

En effet les débris provenant de l'usure se trouvent piégés entre les deux surfaces et forment une couche pulvérulente appelée troisième corps. La nature de cette couche est très importante car elle peut jouer un rôle de protection en retardant le processus d'usure, ou accélérer le processus dans certains cas.

Par exemple, la dureté des particules arrachées et celle des corps initiaux sont parmi les paramètres les plus importants. L'adaptation de la vitesse relative du troisième corps par rapport aux vitesses des deux premiers corps peut s'effectuer par glissement le long des parois, par déformation dans son épaisseur ou encore le long des fronts de rupture comme le montre la figure I.2.

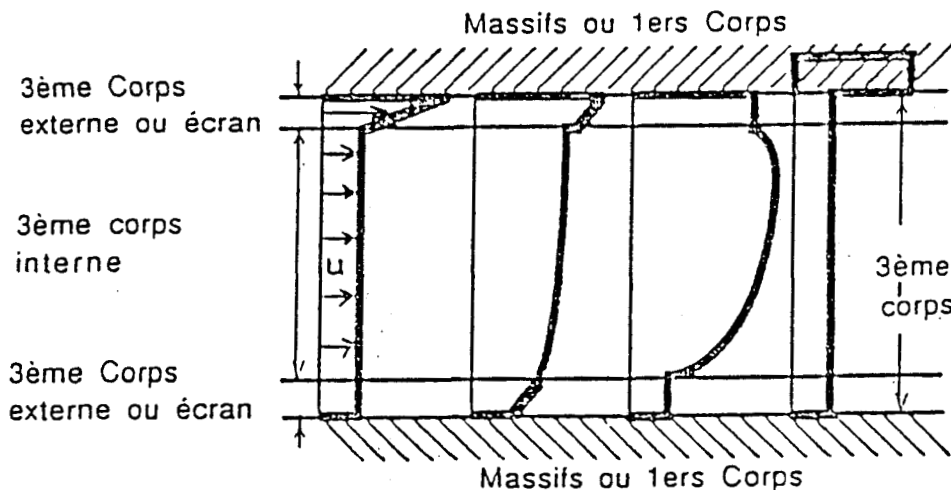


Fig. I.2 : Champs de vitesse possibles en frottement sec (d'après [4]).

La géométrie de la zone de contact est également influencée par la présence de ce troisième corps qui influe sur les degrés de liberté possibles et sur les effets de portance entre les deux premiers corps[5].

I- 3 COEFFICIENT DE FROTTEMENT.

On définit le coefficient de frottement comme le rapport entre la force tangentielle et la charge appliquée (qui peut être le poids du corps uniquement). Les efforts tangentiels opposés au déplacement proviennent de diverses origines: certains sont purement mécaniques (rugosité des surfaces antagonistes, déformabilité et géométrie des pièces), d'autres sont de nature chimique ou thermique (réactivité vis à vis de l'environnement, nature chimique des corps en contact, etc...)

L'énergie associée à ces efforts tangentiels peut se dissiper sous forme d'énergie calorifique, d'énergie de déformation, ou encore par la création de débris.

En introduisant la notion de pression de Hertz le coefficient de frottement peut s'exprimer dans le cas d'un contact statique par :

$$f = Q/P = \alpha/pm + \beta$$

où Q est l'effort tangentiel, P la charge appliquée, p_m la pression de contact maximale Hertzienne, α et β des paramètres dépendant respectivement de la résistance au cisaillement du matériau et de la géométrie du contact. Cette relation est mise en évidence sur la figure I-3 [1] pour un couple XC35 sulfinizé/XC35 recuit poli.

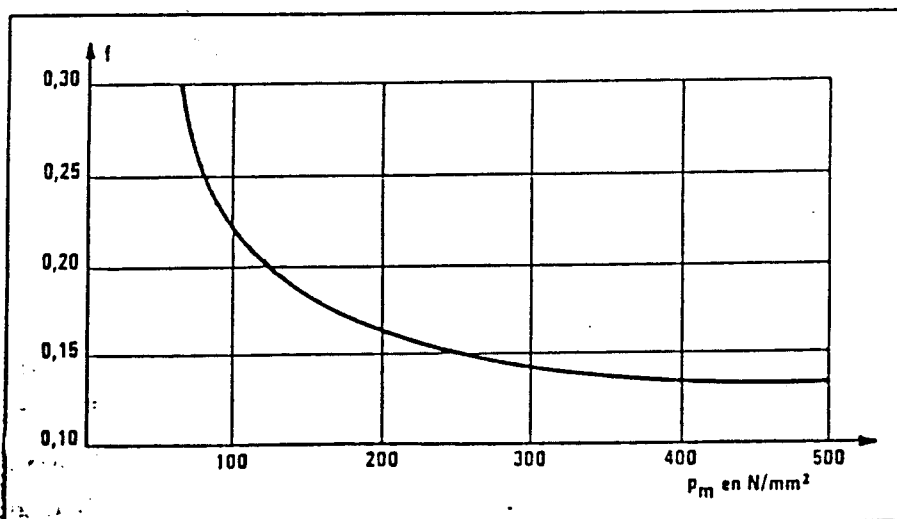


Fig. I-3 : Coefficient de frottement en fonction de la pression hertzienne (d'après [1])

En condition dynamique, le coefficient de frottement est modifié (voir II-1) car la répartition des contraintes n'est pas la même. La mesure du coefficient de frottement peut ainsi renseigner sur l'intensité et la répartition des contraintes au voisinage de la surface de contact. Un exemple est donné (figure I-4) où l'on constate une diminution de la contrainte normale lorsque le coefficient de frottement passe de 0.3 à 0.1 [6].

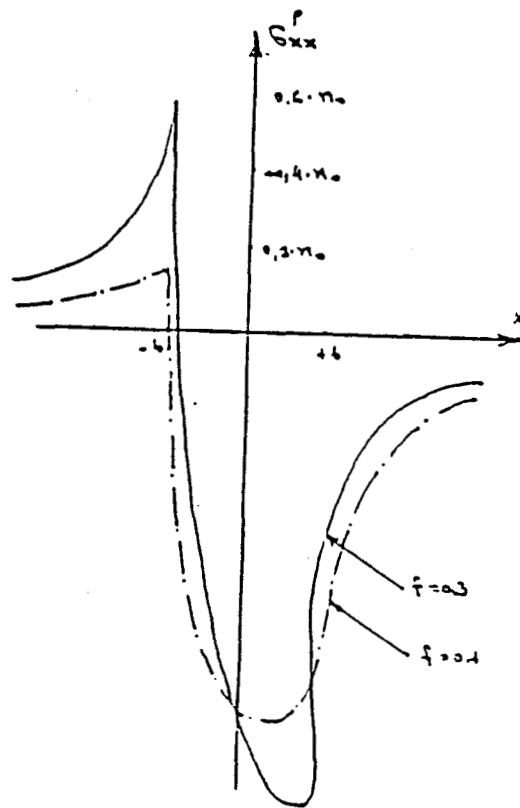


Fig. I-4 : Variation de la contrainte normale en fonction du coefficient du frottement (d'après [6]).

De manière générale le coefficient de frottement dynamique est lié à la capacité d'adhésion des surfaces et aux modifications structurales des matériaux intervenant au cours de la sollicitation.

Les résultats des mesures de coefficient de frottement doivent être interprétés cependant avec la plus grande prudence.

En effet, la distribution des contraintes à la surface de contact est très variable d'un point à un autre. Le coefficient de frottement apprécié par l'effort tangentiel moyen, représente seulement une moyenne des coefficients de frottement en ces points. La figure I-5 montre un exemple de la répartition des contraintes.

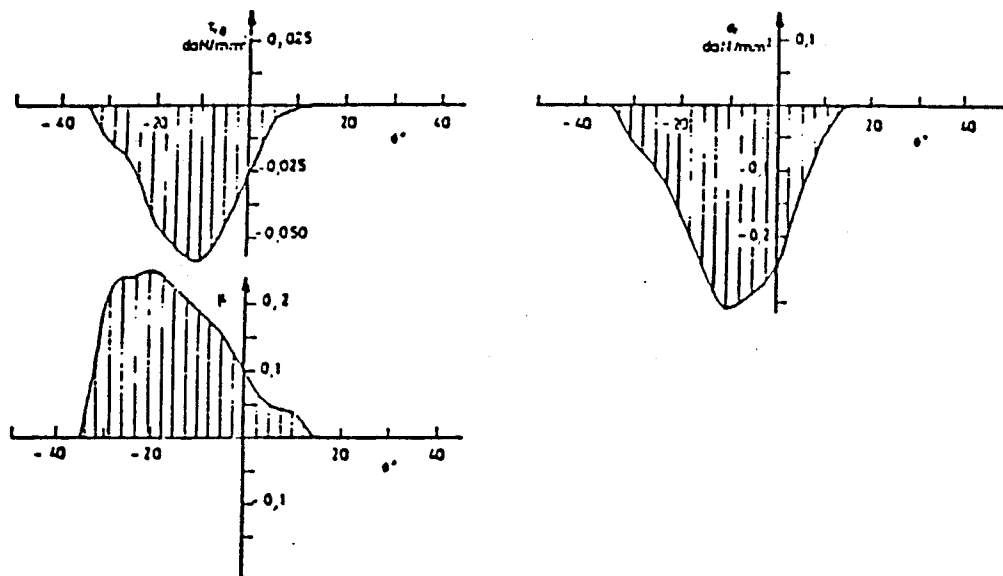


Fig.I-5 : Répartition des contraintes :
(a) contrainte normale;
(b) contrainte tangentielle;
(c) coefficient de frottement (d'après [7]).

Le coefficient de frottement moyen n'est donc pas une caractéristique intrinsèque du matériau[8]. La diversité des valeurs obtenues pour plusieurs aciers inoxydables montre bien la difficulté de préciser les règles générales d'évolution du coefficient de frottement en fonction des paramètres de sollicitation (figure I-6)

L'étude du coefficient de frottement d'un couple sollicité en frottement n'est pas pour autant dénué d'intérêt.

En effet, les fluctuations de ce coefficient au cours d'un essai permettent de renseigner sur les éventuelles modifications du régime d'usure et permettent aussi de préciser les phénomènes mis en jeu.

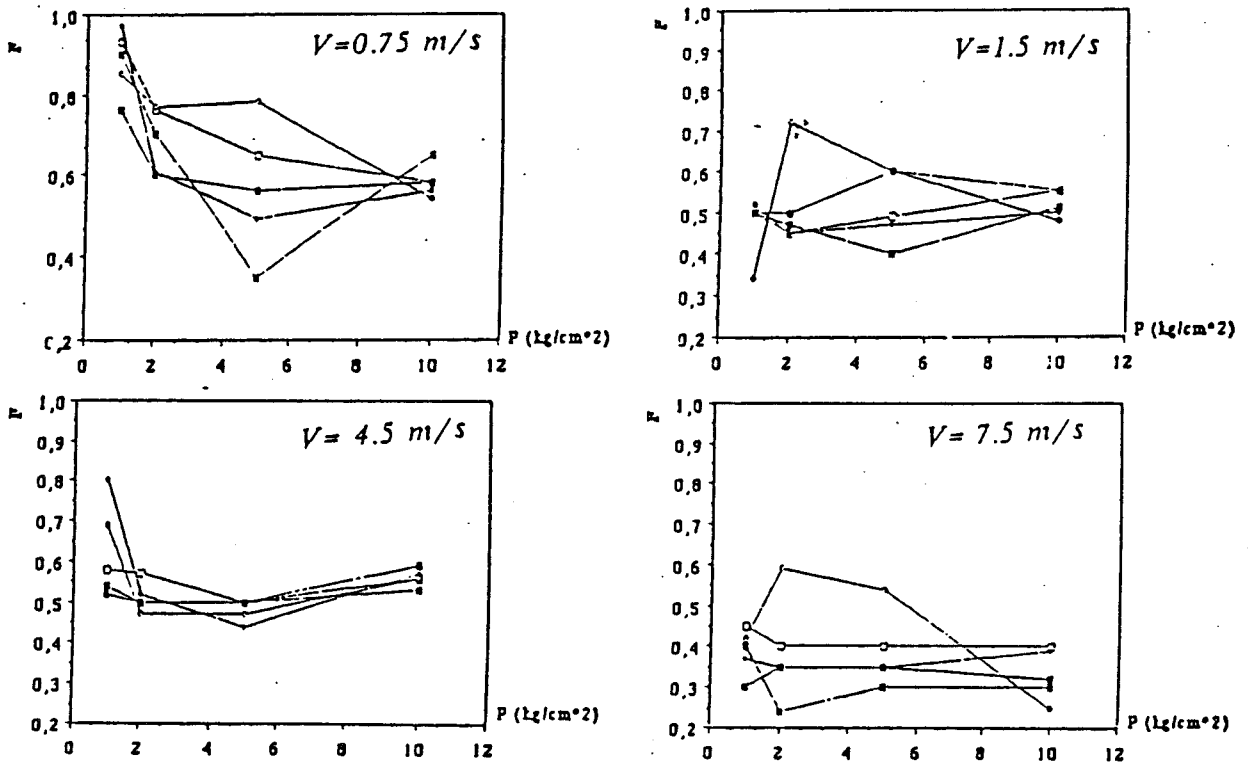


Fig. I-6 :Variation du coefficient de frottement en fonction de la pression pour divers aciers Inoxydables :

a: Mn13, b: 40Ni25, c: 40Cr10Mn10, d: 35Cr10Ni9,
e: 1Cr13Ni (d'après [9])

CHAPITRE (II)

II-1 USURE DES ACIERS DURCIS EN SURFACE.

Nous avons décrit les mécanismes d'endommagement des pièces en contact dans le chapitre précédent. De cette description, il ressort que l'on ne peut pas empêcher complètement l'usure. Cependant, on peut rechercher les moyens de retarder l'apparition du processus d'endommagement et donc d'augmenter la durée de fonctionnement des pièces en contact. Dans la pratique, l'expérience montre qu'il existe des moyens d'intervention au niveau des paramètres microstructuraux des couches. L'un de ces moyens consiste à durcir superficiellement les matériaux par des traitements tels que cementation, nitruration, sursulf, etc...

Ces traitements contribuent à l'amélioration de la performance des couches pour les raisons suivantes:

a: Les contraintes résiduelles de compression engendrées au voisinage de la surface par ces traitements, s'opposent aux contraintes de tension provoquées par le frottement. L'apparition de ces contraintes de tension est prévue par la théorie de Hertz qui permet le calcul de leur intensité et de leur distribution sous la surface de contact. Le calcul repose sur les hypothèses suivantes [10]:

On considère deux corps semi-infinis présentant des surfaces cylindriques de rayons de courbure R_1 et R_2 . Les deux matériaux constitutifs sont considérés élastiques homogènes et isotropes (modules d'Young E_1 et E_2 et coefficient de poisson ν_1 et ν_2). Dans la figure (II-1), l'axe des cylindres étant parallèle à l'axe y , le contact se fait dans le plan (x,y) et l'aire de contact est rectangulaire de longueur infinie et de largeur $2b$.

La répartition des contraintes varie de façon complexe en fonction d'une quantité P_0 appelée pression de Hertz :

$$P_0 = b/\Delta$$

$$b = \sqrt{\frac{2W \cdot \Delta}{\pi}} ; \Delta = \frac{1}{\left(\frac{1}{2R_1} + \frac{1}{2R_2}\right)} \cdot \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}\right)$$

où W est la charge par unité de longueur de cylindre .
 Les contraintes principales, au centre du contact sont des contraintes de compression qui s'écrivent:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= -p_0 \\ \sigma_{yy} &= -2\nu p_0 \\ \sigma_{zz} &= -p_0 \end{aligned}$$

Le cisaillement est maximum sur le plan bissecteur et vaut $T=0.31p$ pour une profondeur $z = 0.78b$ dans le cas d'un contact linéaire, et $z = 0.47b$ pour un contact ponctuel. Ce point de cisaillement maximum est appelé point de Hertz [10]. Les déformations plastiques y sont les plus intenses et c'est en ce point que s'amorcera la fissure de fatigue en l'absence d'autres phénomènes perturbateurs. Ces contraintes sont modifiées en présence de frottement (cas des essais d'usure) .

L'effort tangentiel se traduit pour 2 des 3 contraintes principales par une contrainte de tension à l'arrière de la zone de contact. C'est cette contrainte qui peut être compensée par les contraintes résiduelles provoquées par les traitements de surface.

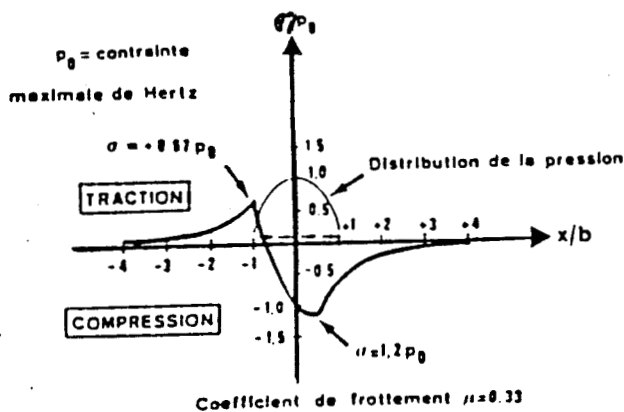


Fig. II-1 : Schéma de la répartition de la contrainte principale 1 en fonction de la distance normalisée dans le cas d'une pression de contact avec frottement (d'après [10]).

b: Le durcissement superficiel contribue à l'amélioration de la résistance à la fatigue de contact des aciers. Y.S.WU [11] a étudié le durcissement superficiel, obtenu par nitruration, d'un acier 35CrMo pour des durées de traitement différentes (10, 15, 20 et 25h). En se basant sur le fait que le durcissement de la surface engendre une contrainte de cisaillement proportionnelle à la dureté, il définit une résistance à la fatigue de contact équivalente au rapport entre la contrainte de cisaillement et la dureté de la couche τ_s/H_v où τ_s est la contrainte de cisaillement parallèle à la surface. Des courbes montrant les variations de cette résistance en fonction de la profondeur sont déduites, (figure II-2) pour ces couches nitrurées. On constate que le durcissement superficiel augmente la résistance à l'usure.

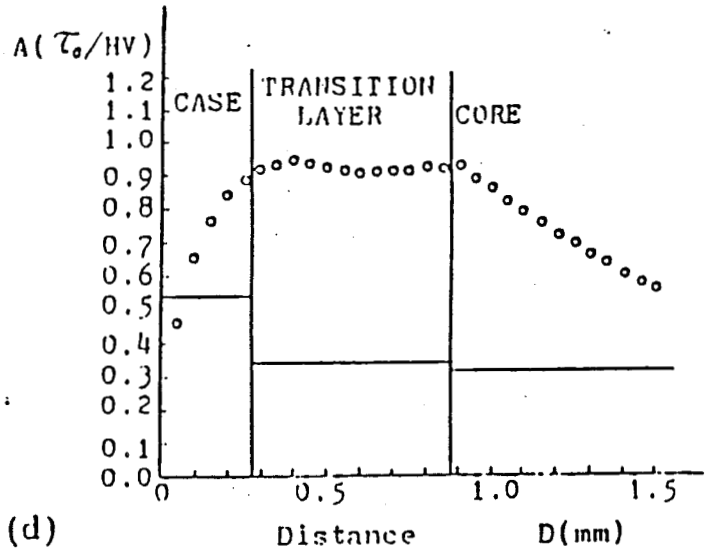
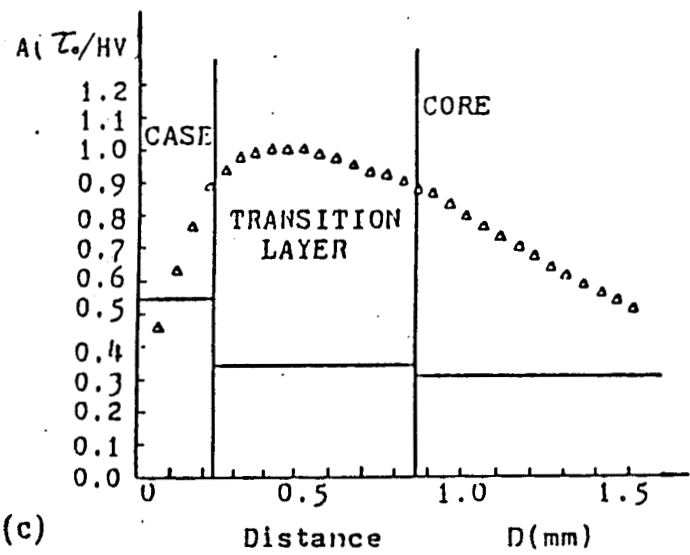
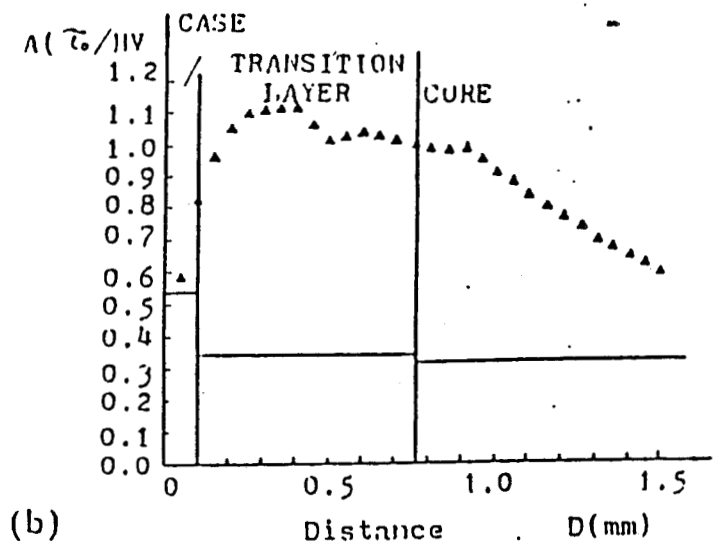
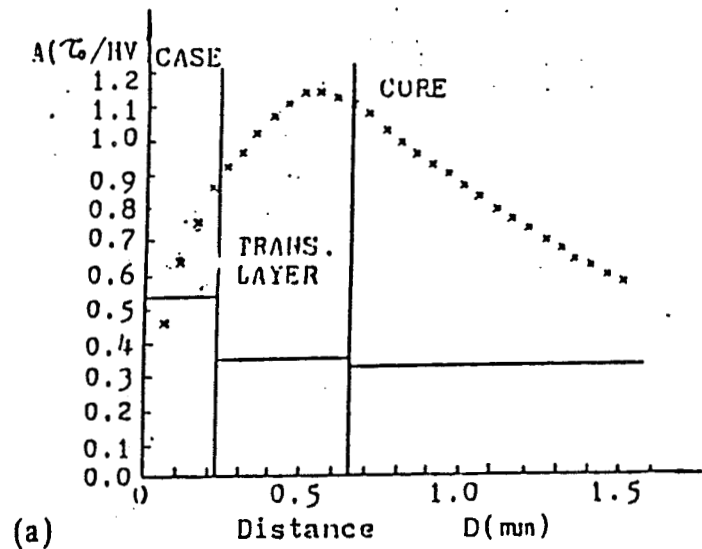


Fig. II-2: Résistance à la fatigue de contact (τ_0/H_v) pour diverses durées de nituration (a:10h, b: 15h, c: 20h et d: 25) acier 35CrMo (d'après [11]).

c: De manière générale, les surfaces durcies présentent une bonne adhérence avec le troisième corps ce qui garantit une portance stable. Une étude réalisée par [5] sur l'influence de traitement de phosphatation effectuée sur un galet en acier montre que ce traitement conduit à une diminution de taux d'usure et à un frottement régulier tandis qu'un taux d'usure élevé et des fluctuations de frottement sont observées lors de l'usure de galets non traités.

L'amélioration de la performance des couches durcies superficiellement a été mise en évidence par PENG [12]. En utilisant divers procédés de formation de nitrures à la surface d'un acier 5CrMnMo, il enregistre un accroissement de la dureté de la couche qui passe de 540 à 1350 Hv. Corrélativement, il constate une augmentation sensible de la résistance à l'usure abrasive, (figure II-3).

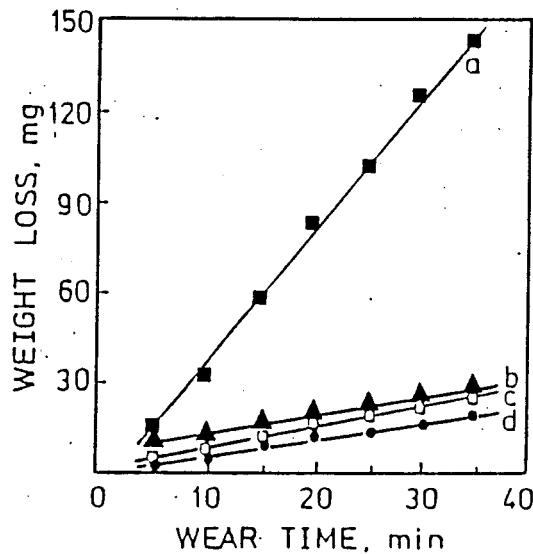


Fig II-3 : Relation entre le temps et la perte de poids pour un acier 5CrMnMo.

- a: Traitement thermique conventionnel,
- b: introcarburation gazeuse,
- c: revêtement plasma,
- d: nitruration ionique (d'après [12]).

De manière analogue, S.KRISHNAMYRTHY [15] met en évidence l'accroissement de la résistance à l'usure après un traitement Sursulf pour un acier à 0.14%C (figure.II-4).

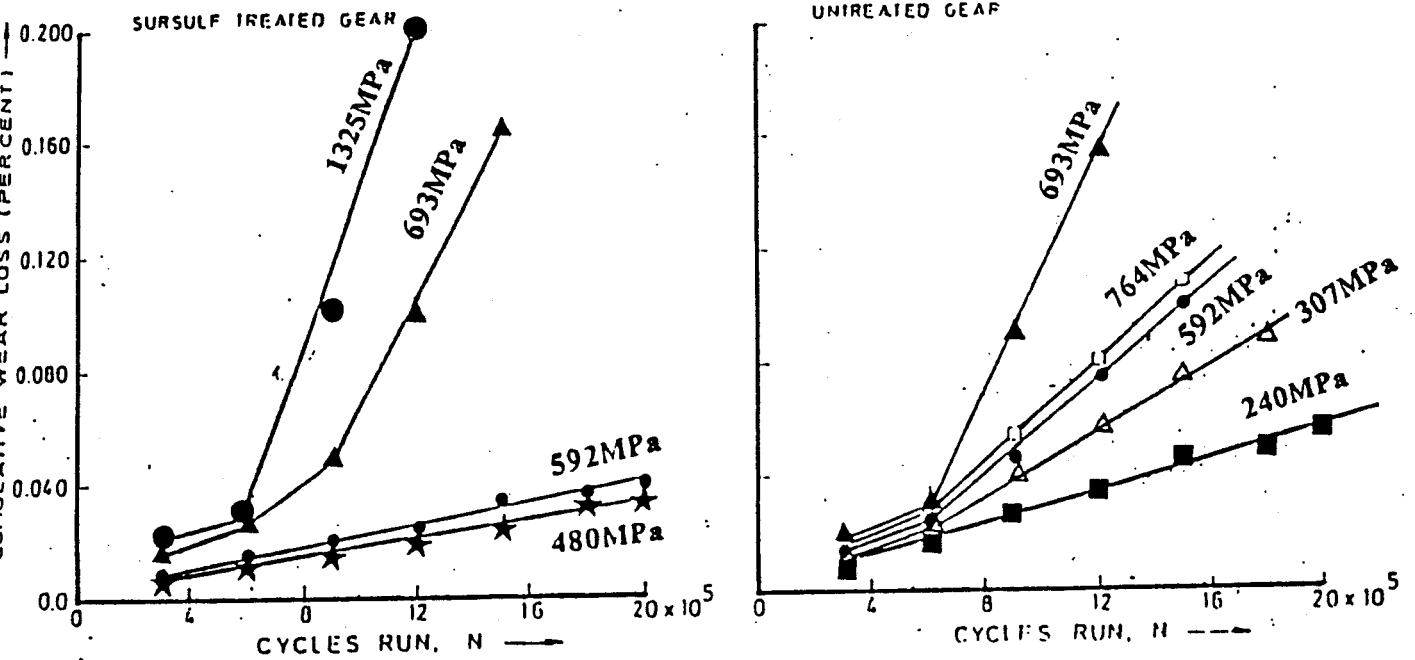


Fig. II-4 :Perte de poids en fonction de nombre cycles pour un acier 0.14%C
a) traité Sursulf et
b) non traité (d'après [15]).

**II-2 ENDOMMAGEMENT DES COUCHES SUPERFICIELLES:
APPARITION D'UNE PHASE BLANCHE.**

La dégradation des couches de contact aboutit à l'apparition d'une phase qui résiste à l'attaque chimique, c'est la raison pour laquelle elle est appelée phase blanche. La dureté de cette phase blanche dépasse 1000HV, et lors de la fissuration on observe la formation d'écaillés dans le cas du roulement et de débris d'usure dans le cas du frottement.

De nombreux travaux ont mis en évidence la présence de bandes blanches orientées à 20°-30° par rapport à la piste dans le sens du roulement (dans le cas du contact de roulement) ou présentant une forme de papillon (figure II-4) [3].



Fig. II-5 : Allure en " papillon " de la zone déformée (d'après [3]).

SUH, cité par [3] a mis en évidence l'existence d'une zone superficielle extrêmement déformée plastiquement qu'il attribue aux efforts tangentiels subis par les surfaces. Cette zone est caractérisée par une accumulation de dislocations en sous-couche. Les figures (II-6,a,b) donnent deux exemples de couches de contact pour les aciers durcis superficiellement.

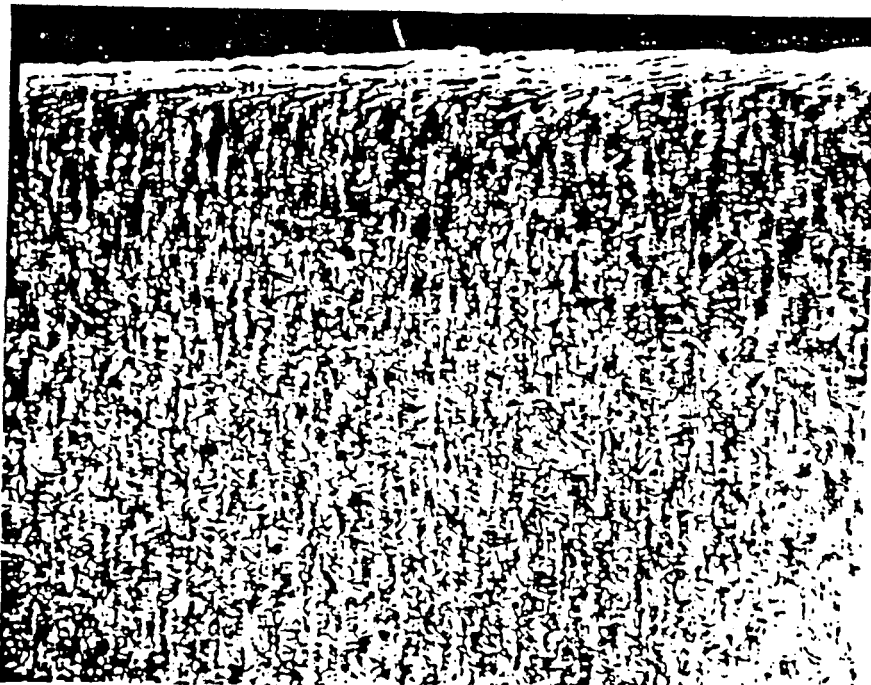


Fig. II-6,a : Couche blanche dans un acier 32CD4 trempé par induction (d'après [13]).



Fig. II-6,b : Couche blanche et zone plastiquement déformée. La flèche indique une déchirure dans la couche blanche (acier D6AC "Ultra high strength steel" (d'après [14].)

L'analyse précise de la phase blanche est délicate à cause de la déformation qui est très localisée, P.CHMAPAUD et al[16] ont montré que la matrice martensitique se déforme par création et mouvement de dislocations. Ils supposent que la phase blanche résulte de la décomposition de la structure martensitique par accumulation des dislocations et que la fissuration dans la phase blanche commence lorsque la densité de dislocations atteint une valeur critique pour laquelle il y a coalescence spontanée des dislocations. En réalité, les phénomènes observés dépendent fortement des conditions d'essais: température, résistance au revenu, contrainte de contact, cycle de chargement, vitesse de rotation, aire de contact,.....

Ainsi, suivant les conditions de sollicitations on peut observer plusieurs types de modifications structurales. Par exemple JONES, cité par [17], observe, après attaque, des plages sombres décrites comme de la troostite "mécanique" de dureté plus faible que la martensite initiale. KURADA cité par [17] observe, par microscopie électronique, une modification structurale conduisant à une structure analogue à celle de la bainite inférieure plutôt qu'à une structure de troostite revenue, au regard de la précipitation des carbures.

Lorsque la dureté augmente on peut penser à un écrouissage de la martensite [17]; par contre il est souvent constaté, après une étape de durcissement, une diminution de la dureté attribuée à la modification de la martensite suivant un processus de précipitation de carbures lenticulaires [18]. Ces observations sont confirmées par DIAMENT [19] en fatigue de contact où une transformation de la martensite α' en cours de cyclage en une martensite α'' associée à une précipitation de carbures est démontrée. Cette martensite très peu chargée en carbone peut être prise aisément pour une ferrite déformée [20].

Pour un acier 80DCV40, [21] a mis en évidence des microfissures orientées à 45° par rapport au sens du roulement dans la martensite (figure II-7). Ces microfissures peuvent être considérées comme des sites probables d'amorçage de fissures localisées qui conduiront à la dégradation rapide de la couche. T.S.EYRE et D.MAYNARD [22] relie le durcissement de la couche blanche à l'enrichissement de la couche en carbone et en silicium dans le cas d'une fonte grise.

Nous avons vu que les observations tirées de la bibliographie sont très diverses, en particulier pour la formation et le durcissement de la couche blanche qui sont attribués soit aux dislocations soit aux phénomènes de diffusion ou encore aux phénomènes de précipitations.

Pour notre étude sur les maillons de chaînes cimentés nous allons examiner la formation de cette couche blanche et sa répercussion sur la résistance à l'usure.



Fig. II-7 : Microfissures dans la couche de contact se propageant à 45° par rapport au sens de roulement (d'après [22]).

DEUXIEME PARTIE

CHAPITRE (III)

III - 1 MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES.

III-1-1 MATERIAUX ET TRAITEMENTS.

L'acier choisi pour cette étude est un acier de cémentation de norme AFNOR 20NCD2 dont la composition chimique pondérale est donnée dans le tableau (III-1).

C	Mn	Si	P max.	S max.	Ni	Cr	Mo	Al min.
0,17 0,23	0,65 0,95	0,10 0,35	0,030	0,025	0,40 0,70	0,40 0,65	0,15 0,25	0,020

Le traitement de cémentation gazeuse a été réalisé à une température de 920°C pendant 5h. Une trempe à l'huile à 60°C permet d'obtenir une couche martensitique d'épaisseur environ 1.5 mm reposant sur un coeur bainitique capable de résister aux efforts de flexion importants. Le traitement Sursulf a consisté à maintenir les éprouvettes d'essais dans un bain de sels fondus à 575°C pendant 3 heures. Une couche de combinaison d'épaisseur de 15 μ m et une couche de diffusion de 0.5mm sont obtenues par cette méthode.

La figure (III-1) présente le schéma des éprouvettes utilisées:

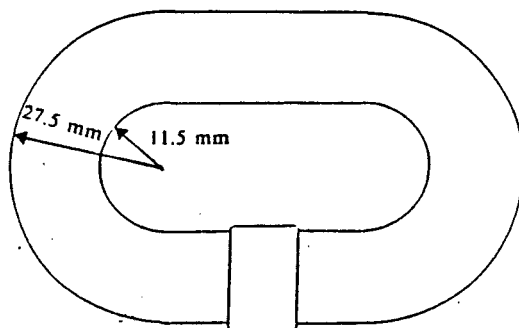


Fig. III-1 : Schéma d'un maillon de chaîne.

III-1-2 DISPOSITIF D'USURE.

Afin de simuler les conditions d'usure sur chaînes, un dispositif d'usure faisant intervenir un couple axe-maillon a été réalisé. Adapté sur une machine INSTRON 1603 permettant une mise en charge statique ou dynamique, le dispositif rend possible des modifications de pression de contact et de vitesse. Le schéma du banc d'essai réalisé est présenté figure III-2.

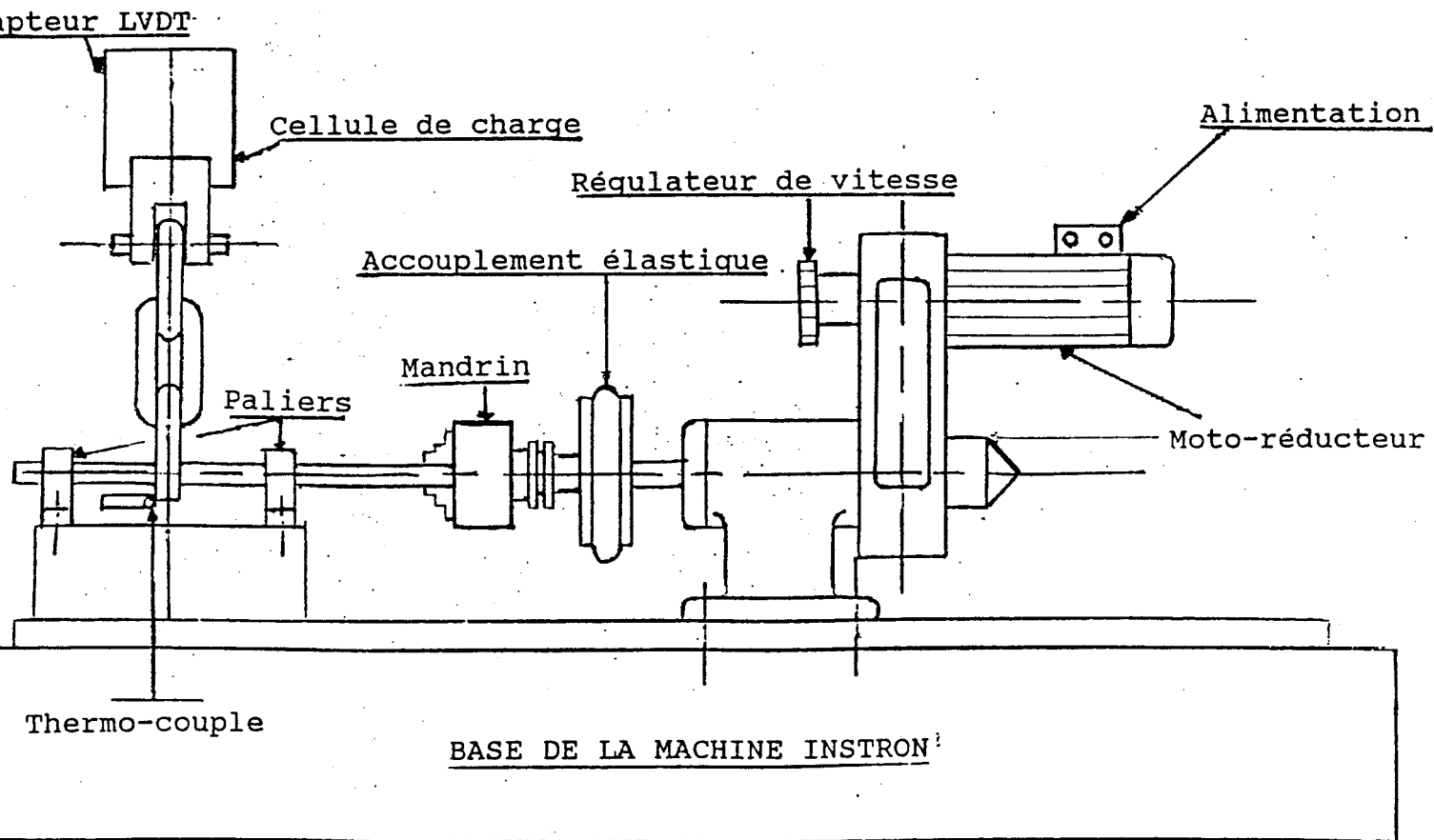


Fig. III-2: Dispositif d'usure.

Compte tenu des vitesses et des charges imposées, une durée de 19 h est fixée pour chacun des essais.

La pesée de la poudre recueillée après chaque heure de fonctionnement est effectuée à l'aide d'une balance précise au 1/100 mg.

L'élévation de la température consécutive au frottement axe-maillon est enregistrée au cours de l'essai à l'aide d'un thermocouple implanté au voisinage de la zone de contact (3mm).

La photographie de la figure (III-3) montre le système expérimental au cours d'un essai.

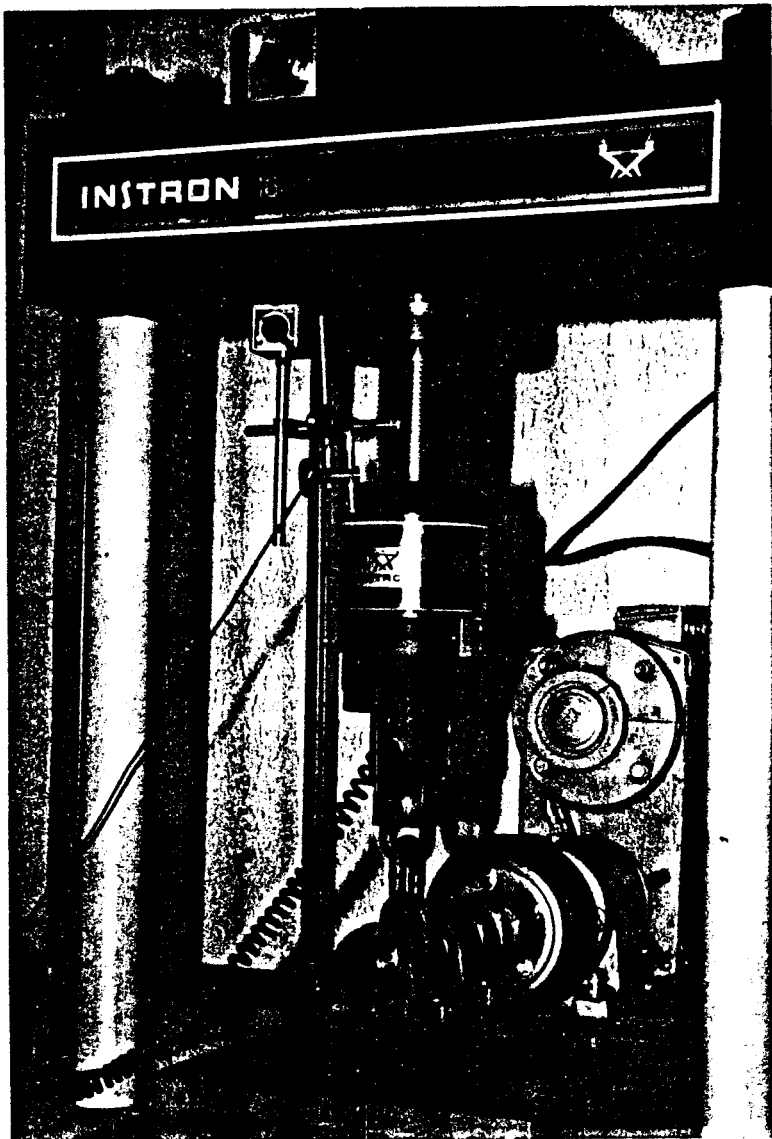


Fig III-3 : Machine d'usure au cours d'un essai.

III-1-3 ETUDE MICROGRAPHIQUE.

Elle est réalisée par observation métallographique au grossissement 200 ou 300 après attaque au réactif Nital à 2% sur les axes cémentés. L'établissement des profils de microdureté après usure est réalisé à l'aide d'un microduromètre Leitz sous une charge de 100 g. Ces profils sont ensuite comparés à un profil de référence établi avant essai dans les mêmes conditions expérimentales.

III-1-4 MESURES DE RUGOSITE.

Les profils de rugosité dans la zone d'usure sont établis après chaque essai à l'aide d'un rugosimètre à palpeur électromagnétique; des enregistrements ainsi effectués, on tire R_t correspondant à la différence entre le plus haut pic observé et le creux le plus important. L'échelle de mesure est indiquée sur chacun des enregistrements.

III-2 RESULTATS EXPERIMENTAUX.

Le tableau III-2 rassemble les résultats obtenus pour les essais d'usure des chaînes cimentées et traitées Sursulf.

Dans ce tableau apparaissent, en fonction de la charge et de la vitesse, la résistance à l'usure en (s/mg) déduite des courbes de perte de poids en fonction du temps, la profondeur de pénétration sur l'axe et la température maximum atteinte au cours de l'essai au voisinage de la zone de frottement.

La figure III-4 représente les pertes de poids mesurées au cours des essais d'usure sur chaînes cimentées. Ces pertes du poids correspondent à l'érosion simultanée du maillon et de l'axe. Ceci n'est pas sans conséquence sur l'interprétation des phénomènes observés, comme nous le montrerons par la suite.

P (KN)	V (mm/s)	R (s/mg)	d (mm)	T (°C)	Type de traitement
3	17	375	0,0753	68	Cémentation
3	21	333	0,0772	72	Cémentation
3	25	300	0,0863	78	Cémentation
5	17	223	0,0964	74	Cémentation
5	21	214	0,0961	82	Cémentation
5	25	128---196	0,189	84	Cémentation
5	21	70	2,2575	76	Sursulf

Tableau III-2 Résultats expérimentaux

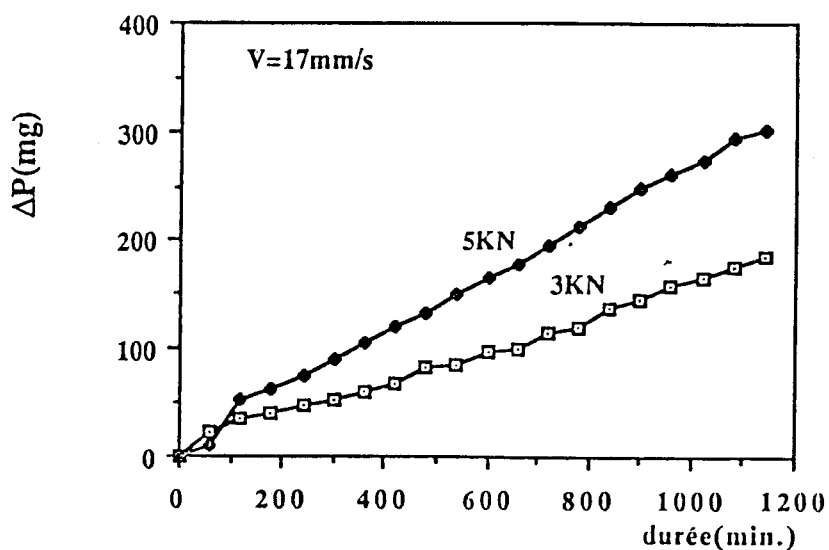
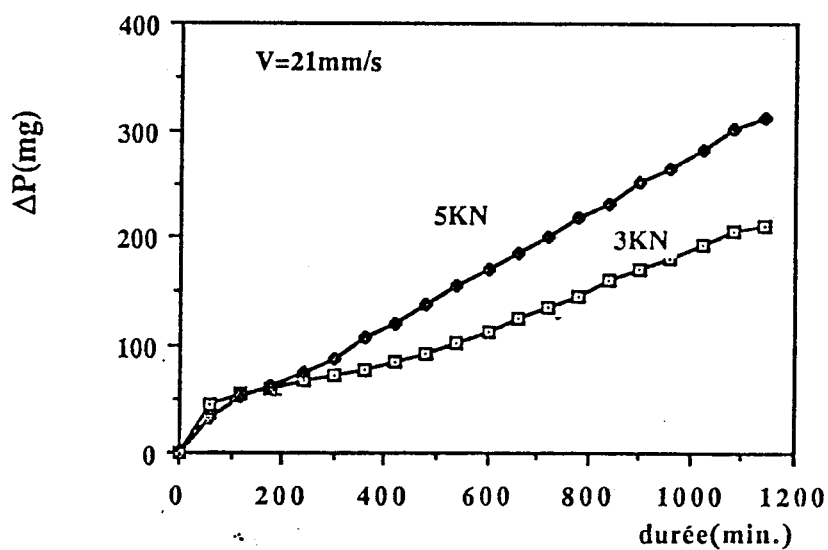
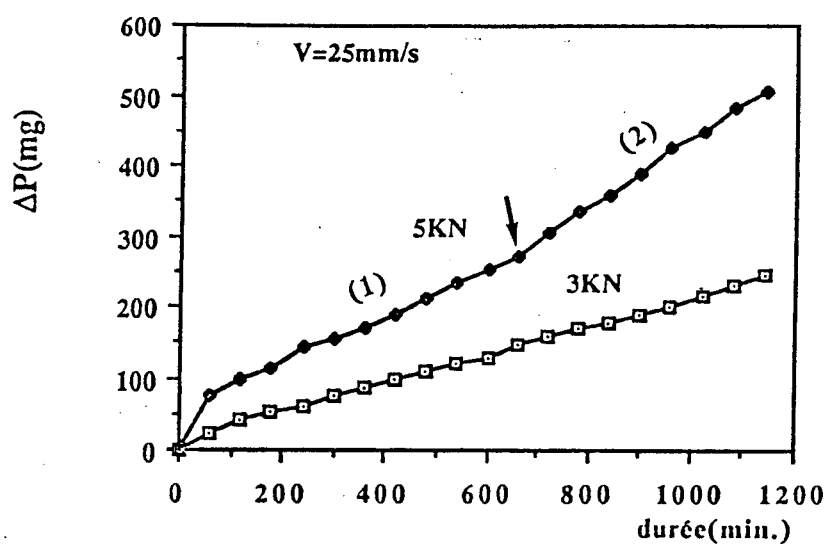


Fig III-4 : Perte de poids en fonction de la durée d'essai pour les chaînes cimentées

Les courbes obtenues présentent globalement la même allure, caractérisée par (4) stades successifs, en accord avec les observations de FENG [23], schématisés sur la figure (II-5).

STADE (A): Il s'agit dans ce stade d'un contact à deux corps qui se caractérise par une perte de poids rapide correspondant à l'élimination de la couche superficielle d'oxyde provenant du traitement de cémentation puis à une stabilisation lorsque cette couche est éliminée.

STADE (B): Lorsque la couche superficielle est éliminée, le contact métal-métal proprement dit intervient et l'on assiste au cours de ce stade au passage d'un contact à deux corps à un contact à trois corps. Les débris d'usure venant combler les creux provenant de l'usinage. Ce stade est caractérisé par une accélération de la perte de poids.

STADE (C): Le contact à trois corps est maintenant établi, au cours de l'essai, l'usure est progressive et se traduit par une augmentation qui se stabilise au début du stade (D).

STADE (D): Ce stade est caractérisé par une perte de poids linéaire en fonction du temps.

Sans chercher à interpréter pour l'instant les résultats obtenus, on peut noter l'absence des stades A et B pour le traitement Sursulf.

Le troisième stade représente la majeure partie de la perte de poids enregistrée quel que soit l'essai et présente donc le plus d'intérêt. Pour ce stade, la progression sensiblement linéaire de la perte de poids au cours de temps permet de définir un taux d'usure, représentant la pente de la droite, ou de définir une résistance à l'usure, inverse du taux d'usure permettant de comparer les comportements observés en fonction de la

charge appliquée et de la vitesse linéaire au niveau du contact.

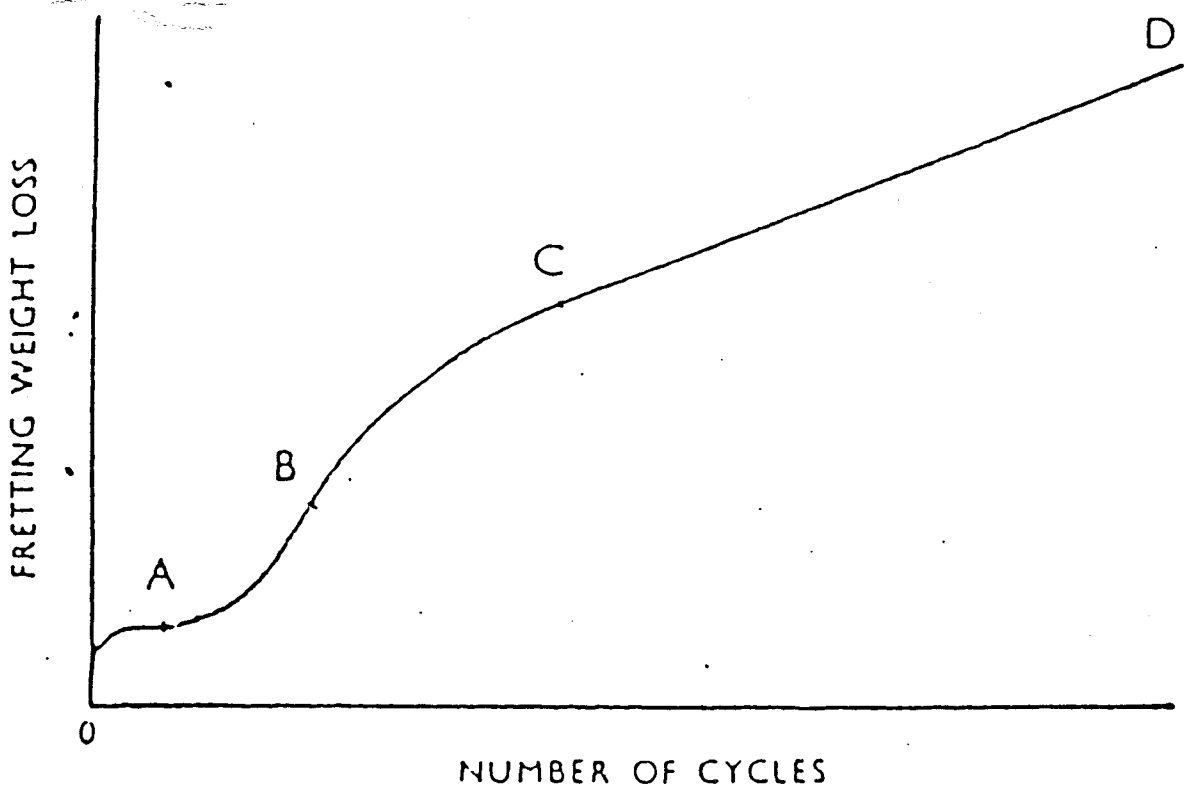


Fig. III-5 : Evolution de l'usure en fonction du temps (d'après [23]).

La résistance à l'usure définie ci-dessus est bien entendu supérieure, pour les essais réalisés sous une charge de 3KN, à la résistance constatée pour les essais sous 5KN (figure III-6).

Dans les deux cas, plus la vitesse est grande et plus la résistance est faible, c'est à dire que l'usure est plus rapide.

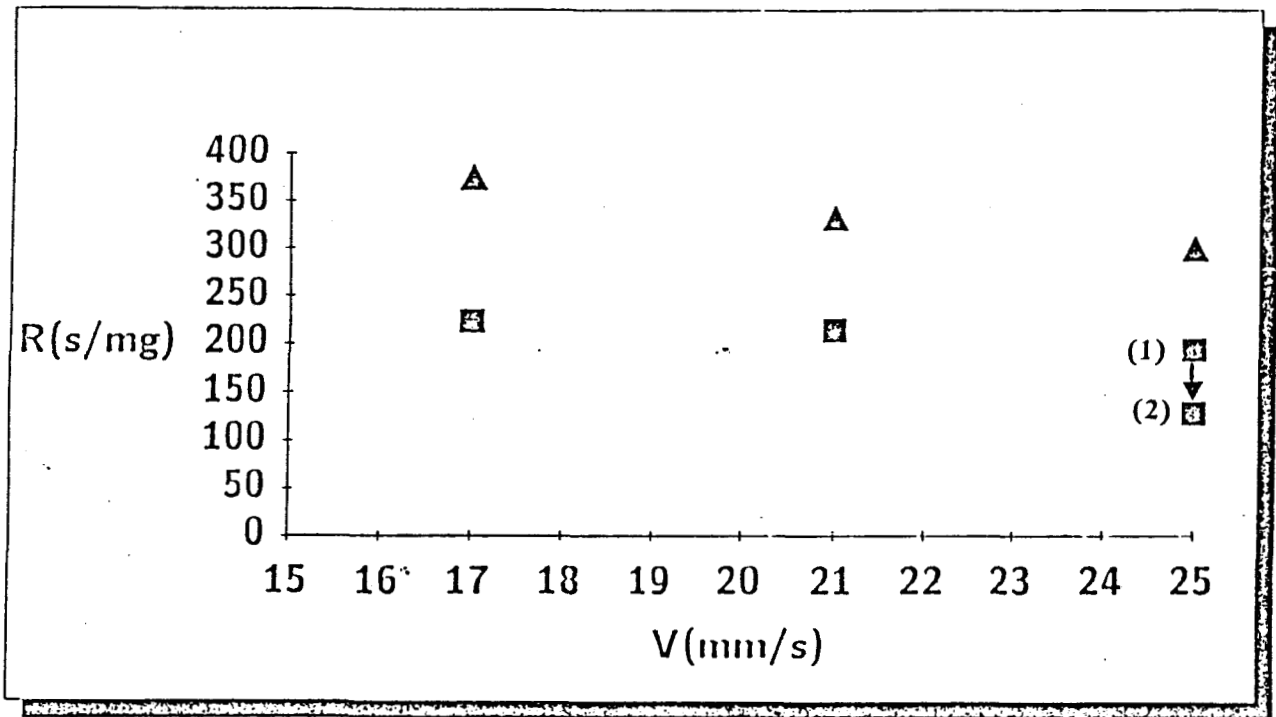


Fig. III-6 : Résistance à l'usure en fonction des paramètres d'essai (Δ : 3KN; \square : 5KN).
(traitement de cémentation)

Plus la pénétration à l'intérieur de la couche cimentée est grande, plus la diminution de la résistance à l'usure est importante comme on peut le constater sur la fig. (III-7) pour laquelle tous les essais sont représentés.

Plus l'usure progresse dans la couche et plus la microstructure rencontrée est de dureté plus faible, ceci provient d'un effet de "revenu mécanique" de la martensite initiale dont nous discuterons par la suite. Il n'est pas étonnant alors que la pénétration s'accélère rapidement lorsque la résistance à l'usure diminue.

Pour une même durée d'essai, plus la vitesse linéaire est grande et plus la pénétration est importante (figure III-8).

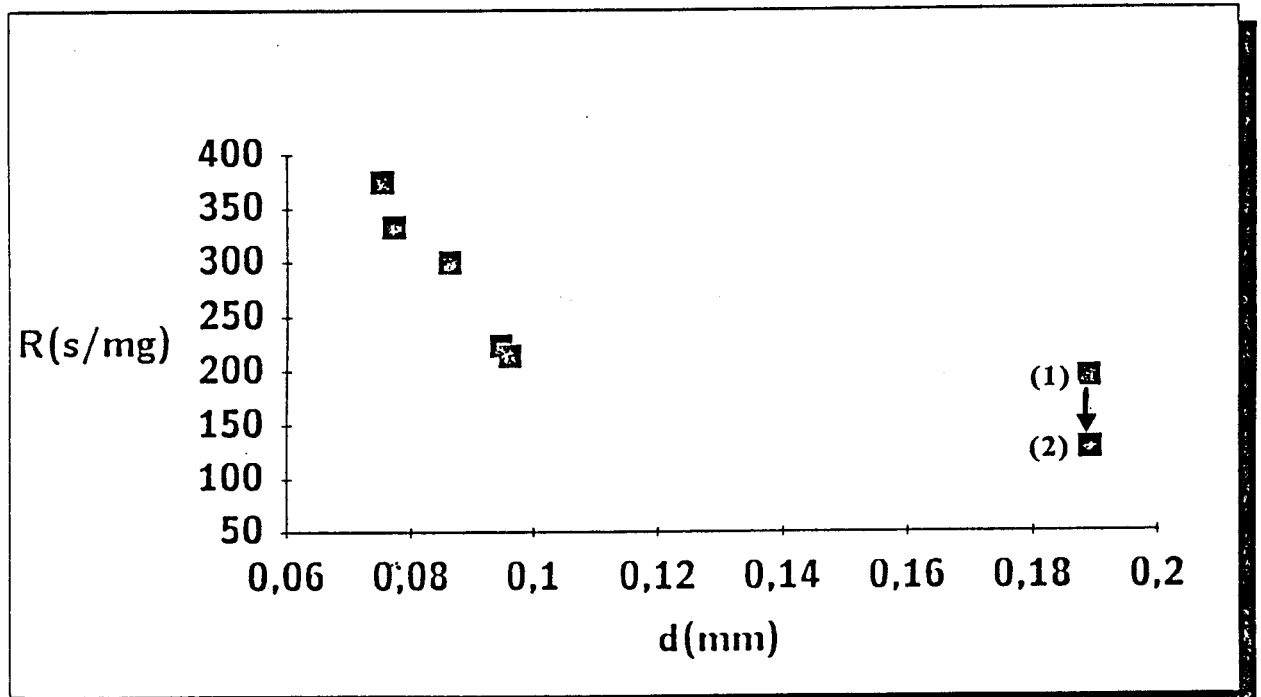


Fig. III-7 : Pénétration dans la couche cimentée en fonction de la résistance.

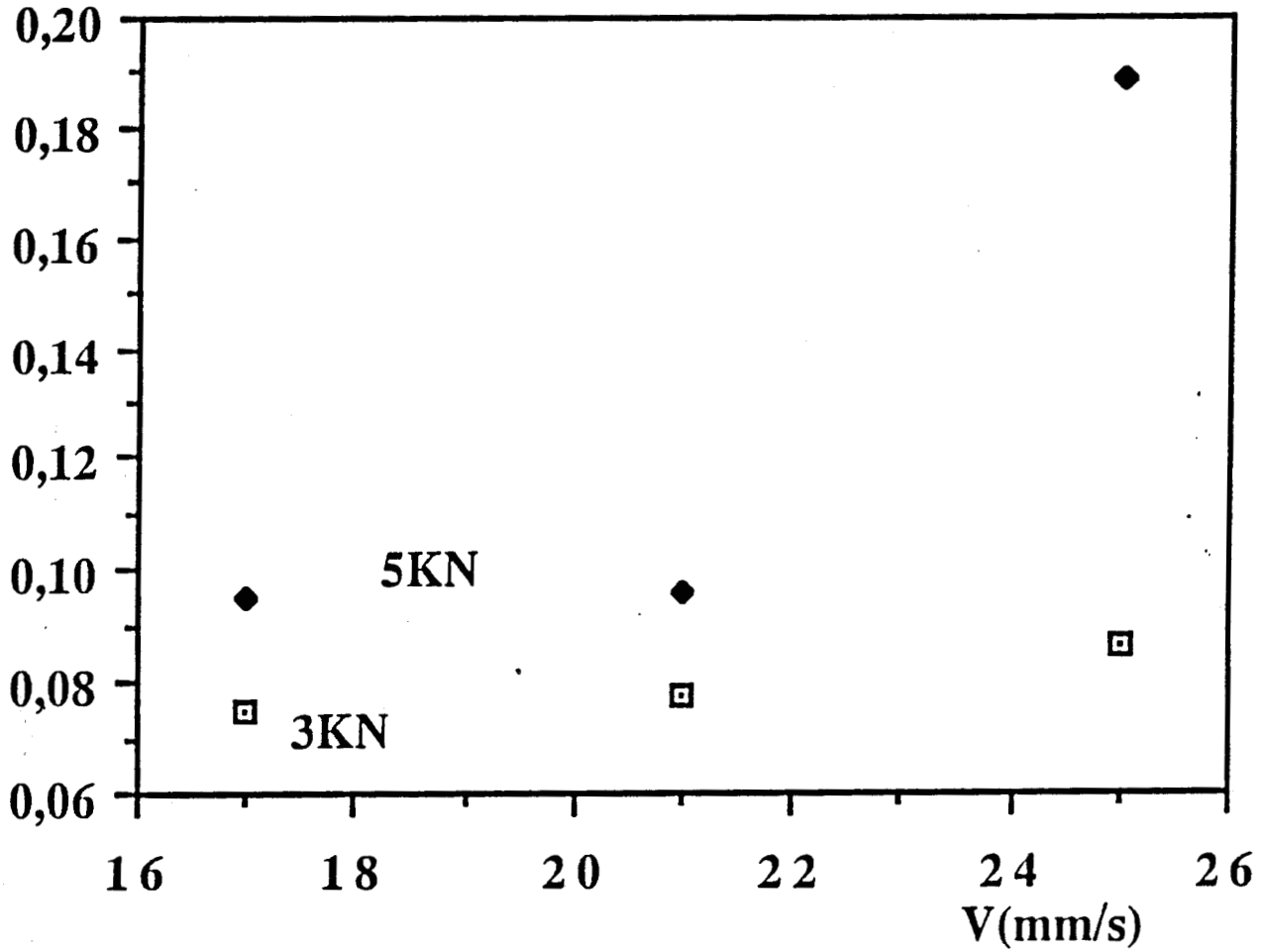


Fig. III-8 : Pénétration dans la couche cimentée en fonction des paramètres d'essai.

D'autre part, le changement de pente constaté au cours de l'essai d'usure sous une charge de 5KN et pour une vitesse linéaire de 25 mm/s (figure III-4) peut être relié à un changement dans le mécanisme d'usure comme nous le verrons dans l'étude microscopique.

Pour les essais sur chaîne cémentée nous avons enregistré une augmentation linéaire, en fonction de la vitesse, de la température au voisinage de la zone de contact. De même, plus la charge appliquée est importante et plus l'élévation de la température est grande (figure III-9).

Pour ces essais, la relation température-vitesse-charge ne met pas en évidence de brusque changement de comportement thermique au contraire du comportement de l'acier Hadfield que nous étudions dans la suite.

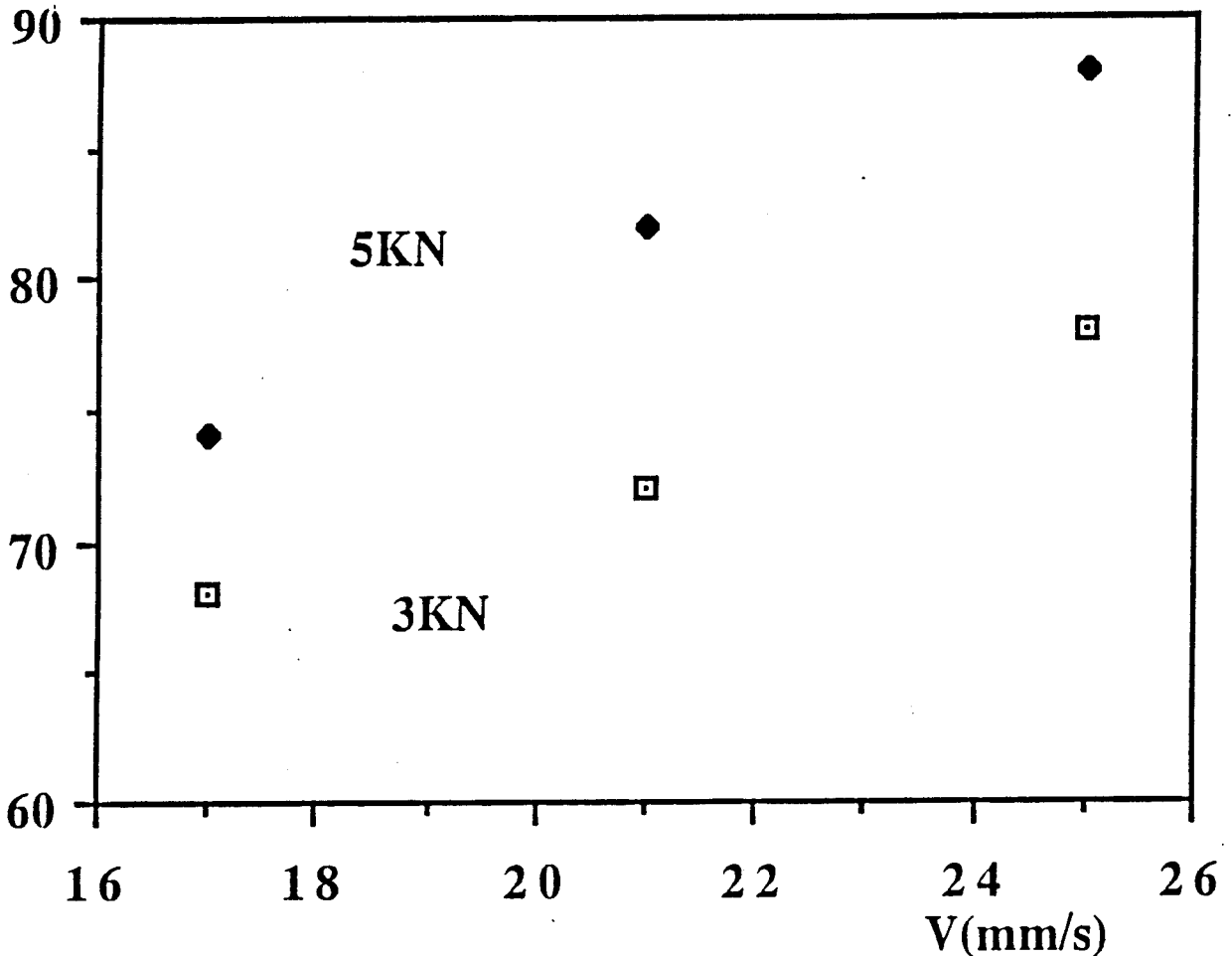


Fig. III-9 : Relation entre la température maximum et la vitesse linéaire pour les chaînes cémentées.

En ce qui concerne l'essai correspondant au traitement Sursulf on constate l'absence de stade A, B et C et une progression que l'on peut qualifier de catastrophique de l'usure. La différence dans les taux d'usure entre couche et coeur n'étant pas discernables (figure III-10).

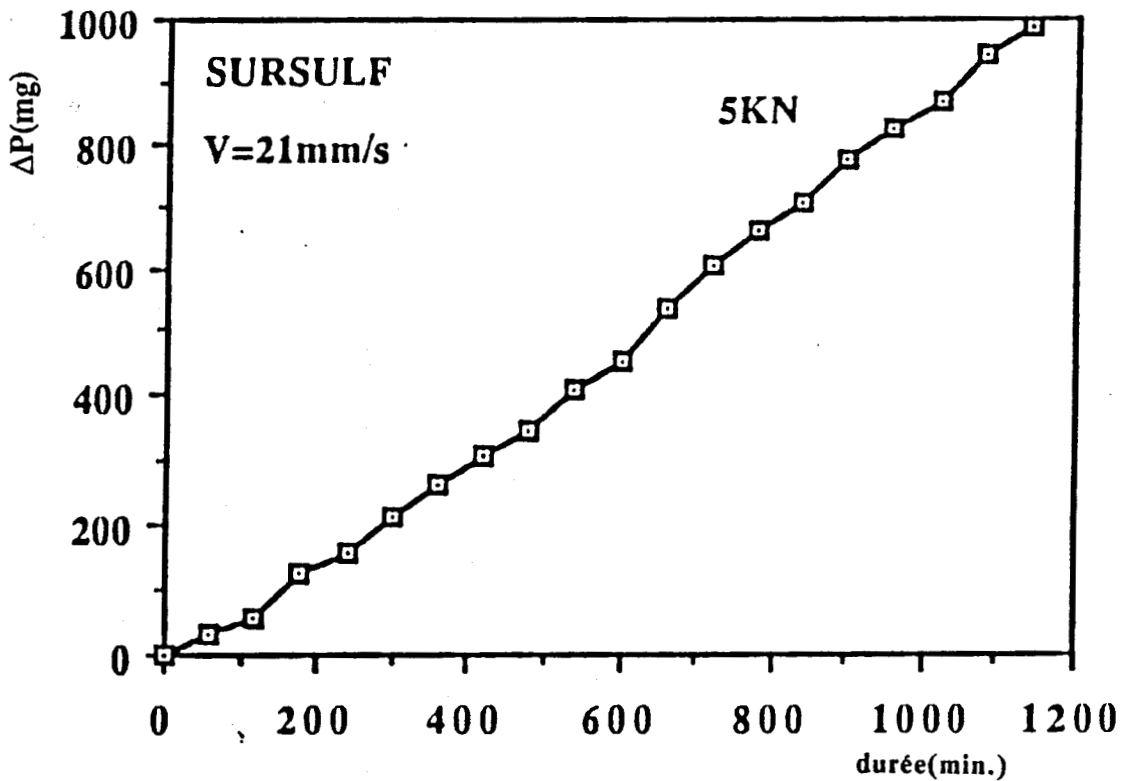


Fig: III-10 : Perte de poids en fonction du temps pour une chaîne traitée Sursulf sollicitée à 5kN, 21mm/s.

III-3 PROFILS DE MICRODURETE.

Les profils de microdureté au niveau du contact ont été mesurés à travers la section des axes traités avant et après essai d'usure, figure (III-11,a,b) pour les couches cémentées et figure (III-12) pour la couche traitée Sursulf.

Pour les couches cémentées on peut constater une pénétration de l'usure proportionnelle à la charge et à la vitesse, figure (III-7). Pour les essais réalisés ici l'usure est inférieure à la profondeur cimentée.

Dans tous les cas, on constate un abaissement général de la dureté. Ce résultat est en accord avec les observations de NANJUNDA [24] pour des aciers traités superficiellement par le procédé Tuffriding et avec les observations de DIAMENT [19] suivant lesquelles la transformation de martensite α' en martensite α'' conduit à une diminution de la dureté (voir II-3) .

Pour les aciers cimentés, si on examine l'amplitude de la diminution de dureté en fonction de la vitesse d'essai, on constate, dans les deux cas de chargement, une amplitude plus forte pour la vitesse intermédiaire de 21 mm/s. Ceci semble montrer que deux phénomènes sont en concurrence: diminution de la dureté de la martensite α' par revenu mécanique et écrouissage de la martensite α'' formée au cours de l'essai.

Suivant la vitesse d'essai, l'un ou l'autre de ces phénomènes devient prépondérant. Cet effet sera mis en évidence dans l'étude micrographique qui suit.

Dans le cas de la chaîne traitée Sursulf, la diminution de dureté est générale, ceci est logique puisque toute la couche durcie initialement a été enlevée au cours de l'essai.

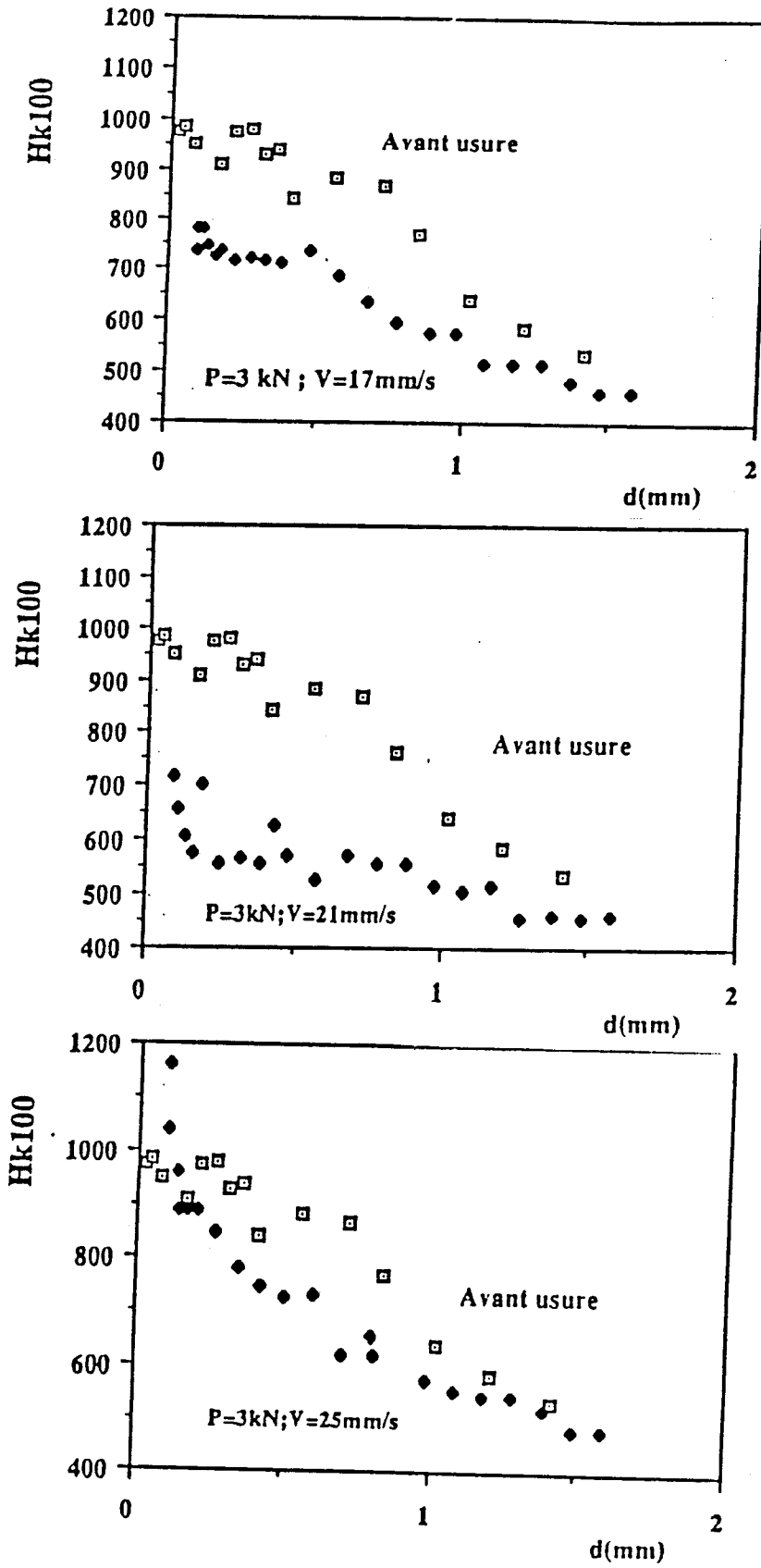


Fig. III-11-a : Profils de microduretés pour les axes cimentés en fonction des paramètres d'essai

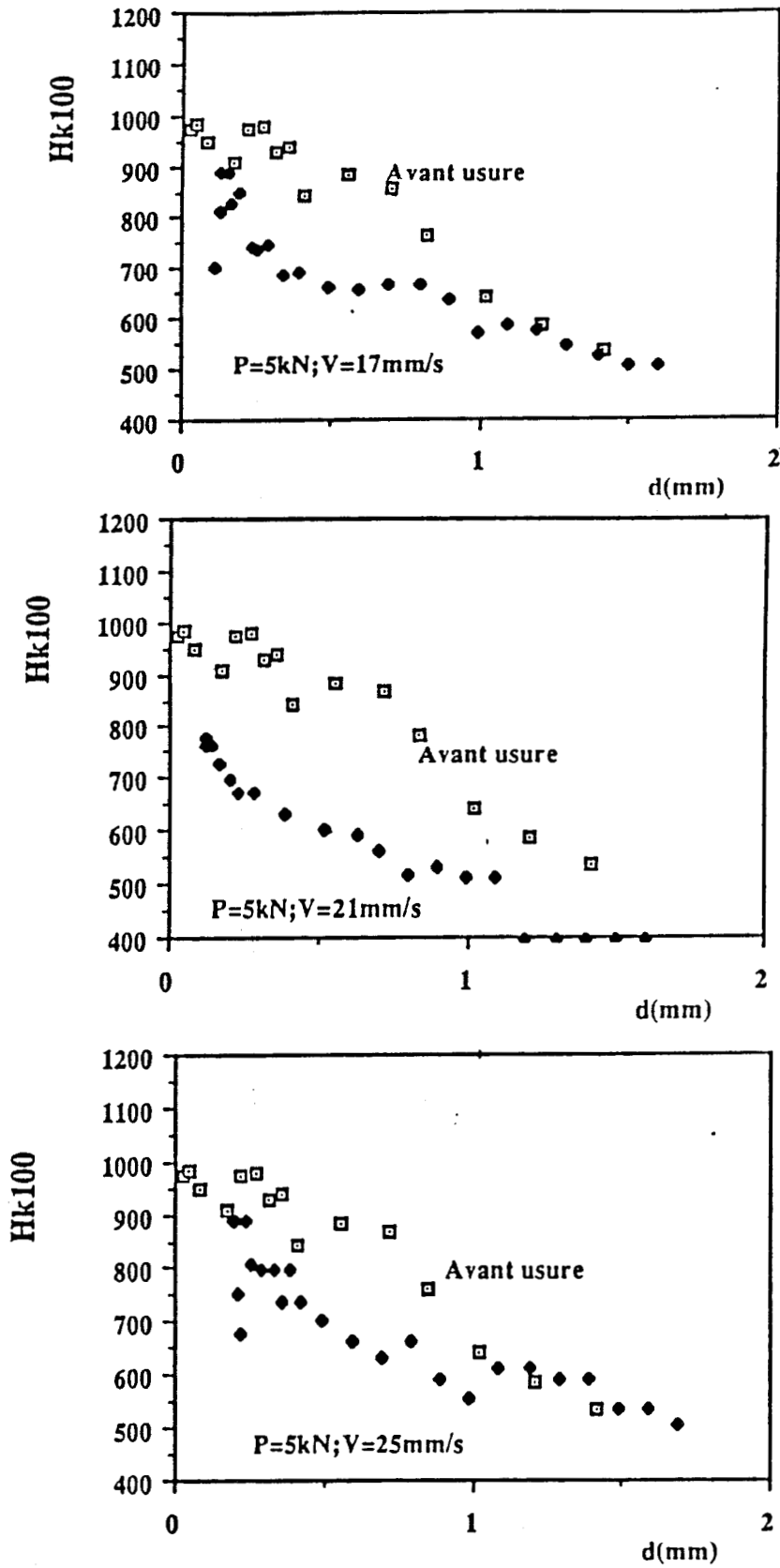


Fig. III-11-b: Profils de microduretés pour les axes cimentés en fonction des paramètres d'essai.

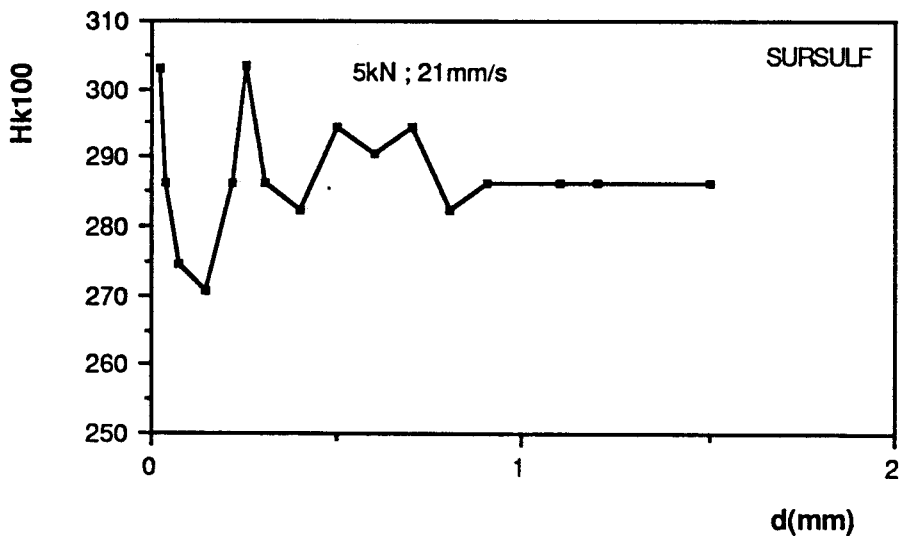
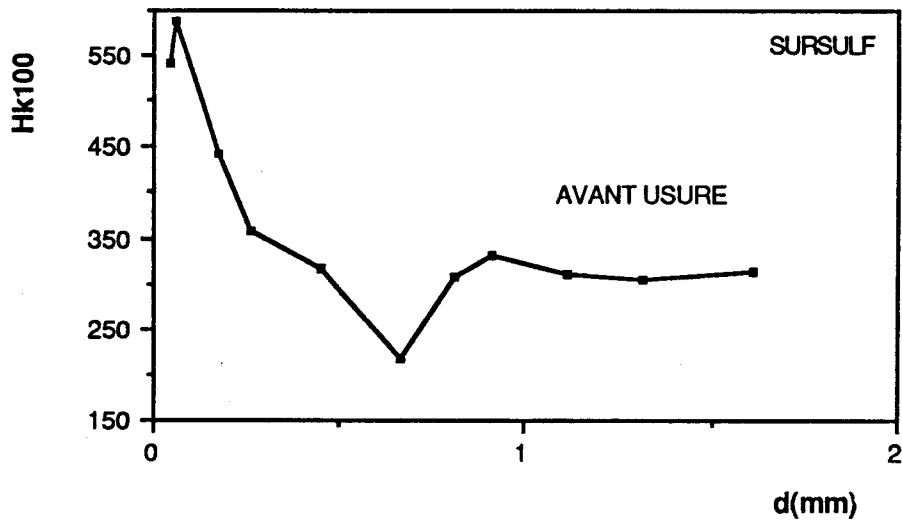


Fig. III-12: Profils de microdureté pour les axes traités Sursulf avant et après l'usure [5kN; 21mm/s].

III-4 EXAMEN MICROGRAPHIQUE DES AXES DURCIS PAR CEMENTATION ET SURSULF.

Les coupes micrographiques au niveau de la zone de contact sont présentées sur les figures (III-13, a,b,c,d,e,f) correspondant aux différents cas de sollicitations.

On peut constater sur les figures (III-13,a,b,c) la présence d'une couche blanche d'épaisseur 15 μm qui précède une zone d'aspect foncé correspondant à une déformation plastique intense. Dans chaque cas l'orientation des aiguilles de martensite est bien visible.

Les figures (III-13,d,e) mettent en évidence la présence de la couche blanche d'épaisseur plus importante (30 μm) pour les axes sollicitées à une charge de 5 KN .

On constate la présence de fissures et d'écaillés et une fragmentation de la couche.

Sur la figure (III-13,f), la couche blanche est absente. Ce phénomène est à relier à l'augmentation du taux d'usure mise en évidence pour l'essai sous 5 KN et 25 mm/s (voir III-2).

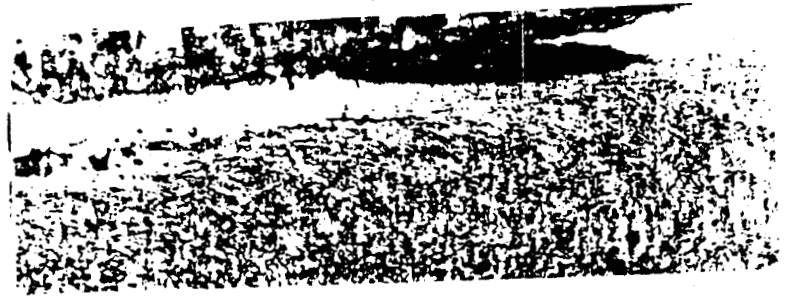
Cette variation du taux d'usure, caractérisée par un changement de pente dans la relation perte de poids - durée d'essai, correspond à un changement dans le mode d'endommagement de la couche. En effet, pour les vitesses de 17 et 21 mm/s sous 5 KN, l'usure se traduit par un enlèvement d'écaillés de la couche blanche tandis que pour la vitesse de 25 mm/s la couche blanche est éliminée dès sa formation.

Le figure (III-14) présente la coupe micrographique de la zone de contact pour un axe traité par Sursulf. Ici encore, on constate la présence d'une couche blanchâtre d'épaisseur 20 μm qui ne montre pas la même allure que la phase blanche observée pour les axes cémentés.

Ceci provient de fait que le coeur de l'axe traité Sursulf présente une microstructure de ferrite perlite brute de laminage, alors que pour les axes cémentés, la couche est constituée d'une martensite riche en carbone.



a X300



d X300



b X300



e X300



c X300



f X200

Fig. III-13 : Coupes micrographiques de la zone de contact d'axes
cémentés ayant subi différents types de sollicitations
[a: 3KN, 17mm/s b: 3KN, 21mm/s c: 3KN, 25mm/s d: 5KN,
17mm/s e: 5KN, 21mm/s f: 5KN, 25mm/s]

X300

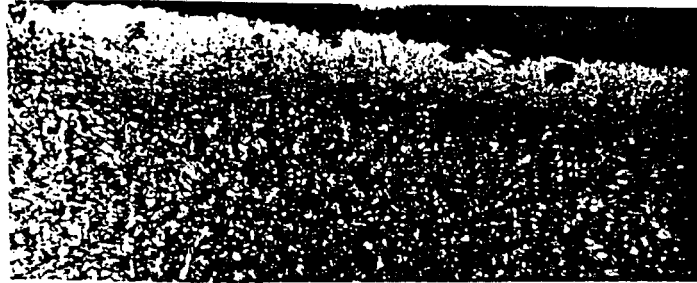


Fig. III-14: Coupe micrographique de la zone de contact pour un axe traité Sursulf sollicité à 5KN; 21mm/s.

III-5 TOPOGRAPHIE DE LA SURFACE DE CONTACT.

Les mesures de rugosité sont effectuées sur les axes après essai d'usure. Les enregistrements sont rassemblés sur la figure (III-15).

Pour examiner la relation entre la résistance à l'usure R (s/mg) et R_t , la valeur de la rugosité précisée dans la paragraphe III-1-4, nous avons tracé la relation entre R et $1/R_t$ de manière à faire apparaître une représentation linéaire comparable à la relation d'Abbot [25] qui relie la rugosité initiale à la résistance à l'usure figure (III-16):

$$R=K/R_t \quad \text{où} \quad K=2a/B$$

avec a : largeur de la zone de frottement et b : un facteur représentant la quantité de vides entre les aspérités.

Bien que nous utilisions la rugosité après essai, il est remarquable que cette relation se trouve vérifiée. Elle montre que la résistance à l'usure varie inversement avec la rugosité.

Cette constatation est en accord avec nos observations métallographiques. Celles-ci montrent que le processus de formation et de dégradation de la couche blanche se caractérise par un arrachement de celle-ci d'autant plus grand que la sollicitation est forte. Les vides créés par l'arrachement se traduisent alors par une augmentation de la rugosité.

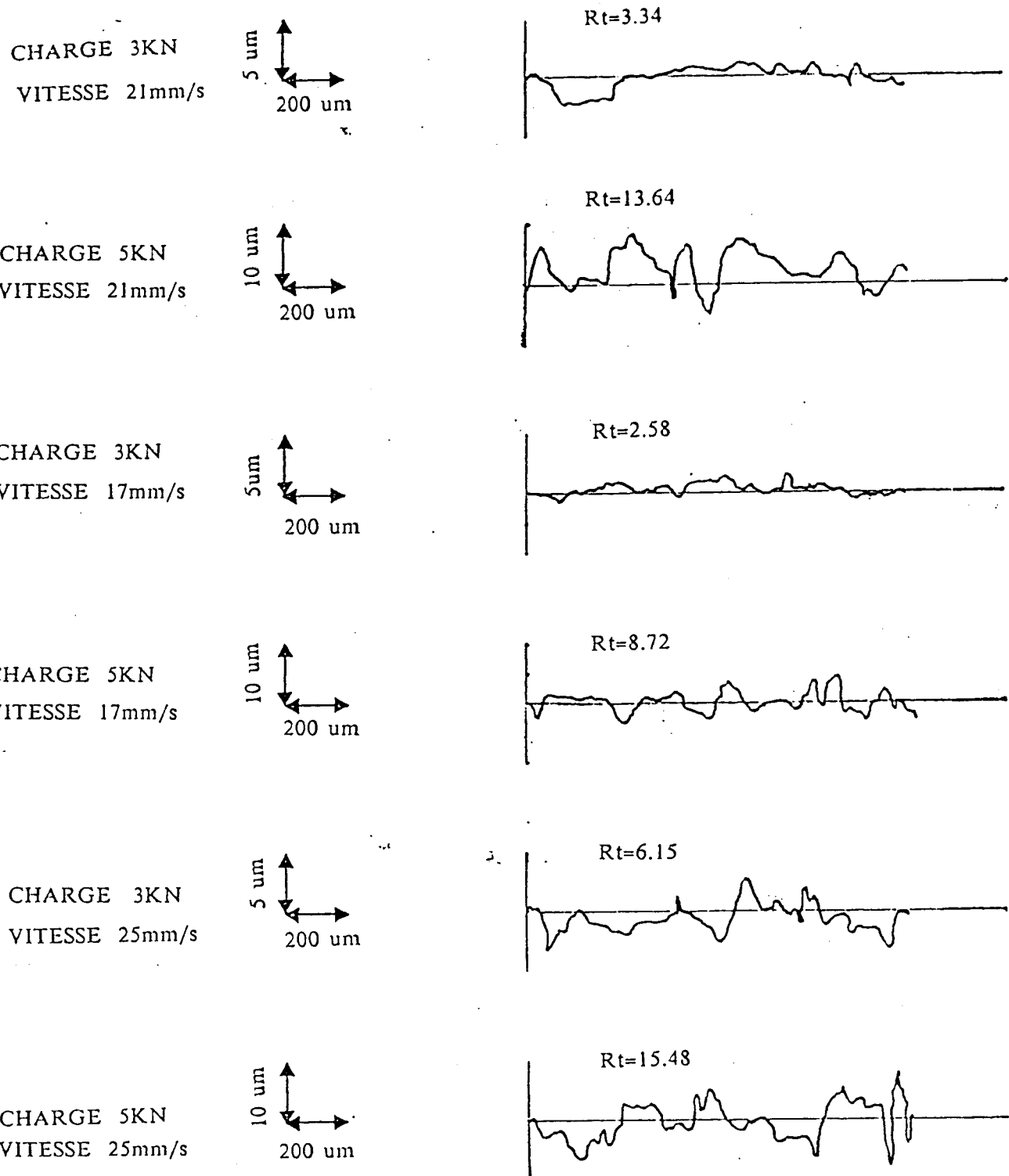
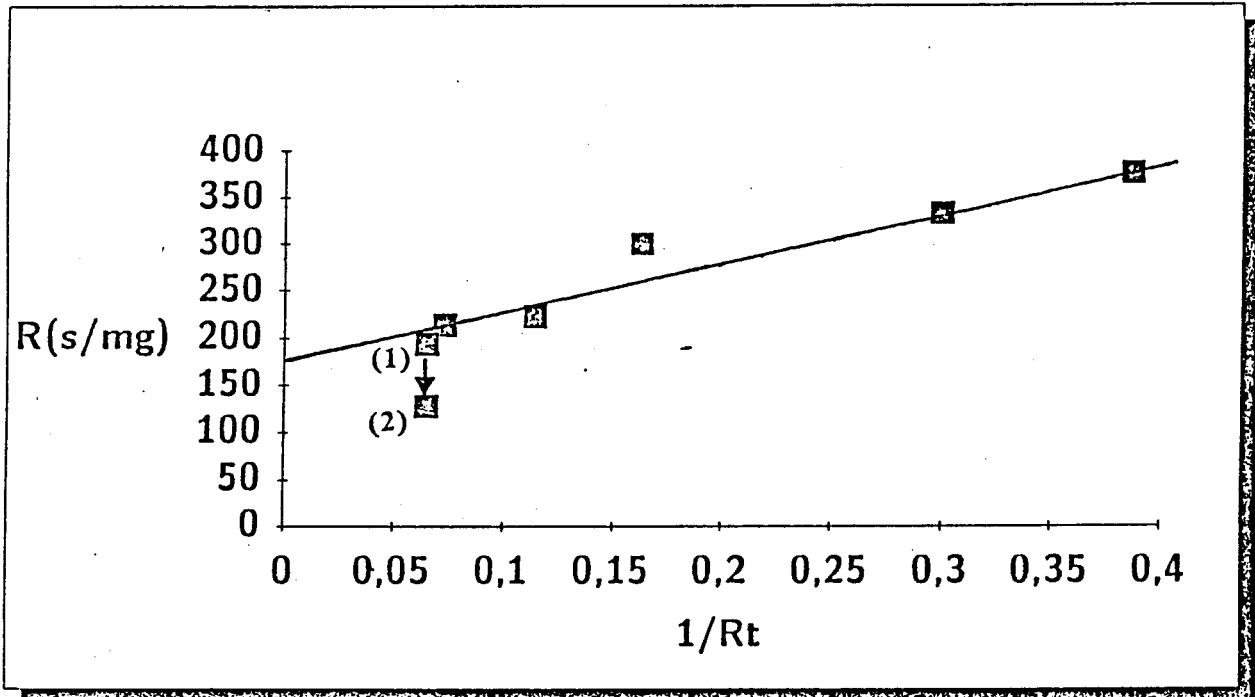


Fig.(III-15) : Mesures de rugosité sur des axes cimentés ayant subi différents types de sollicitations.



**Fig. (III-16) : Résistance à l'usure en fonction de $(1/R_t)$
pour les axes cimentés.**

TROISIEME PARTIE

CHAPITRE (IV)

IV-1 INTRODUCTION

Il est bien connu que les matériaux cubiques à faces centrées présentent une aptitude importante au durcissement par écrouissage à cause du grand nombre de systèmes de glissement qui peuvent être activés [26]. C'est particulièrement le cas des aciers Hadfield car ils contiennent une teneur importante en carbone (1.2 %C).

Il est bien connu aussi que les aciers austénitiques sont typiquement métastables, c'est à dire qu'ils peuvent subir une transformation martensitique lorsqu'ils sont soumis à des basses températures ou à des déformations plastiques à la température usuelle d'utilisation [27]. Le taux de durcissement par écrouissage de ces aciers est augmenté lorsque il y a formation de martensite. Ce phénomène pouvant être prépondérant dans le niveau global de durcissement [28].

Dans le cas de frottement sous charge élevée on observe souvent ce phénomène de durcissement par écrouissage conjointement à une transformation de l'austénite en martensite [26].

La martensite ainsi transformée peut présenter deux formes cristallographiques: (ϵ) cubique centrée et (α') hexagonale compacte dont les proportions sont fonction de la composition chimique de l'acier, de la température d'essai et du taux de déformation plastique [29].

La bibliographie sur l'usure des aciers inoxydables est importante et reflète bien la diversité des comportements observés. Dans ce chapitre nous en présentons les aspects les plus importants.

IV-2 STABILITE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES: RELATION AVEC L'USURE.

L'austénite peut se transformer en martensite ϵ (HC) et α' (CC) sous l'effet de sollicitations mécaniques, thermiques ou thermomécaniques.

Pour les aciers austénitiques, cette transformation s'accompagne d'un accroissement de la dureté et d'une diminution de leur aptitude à la mise en forme [30].

La stabilité de l'austénite dépend des éléments d'alliage qui influent sur la température de début de transformation martensitique M_s , et sur la température M_d qui représente la température à laquelle 50% de martensite apparaît pour une déformation vraie de 30%. L'effet respectif des éléments d'alliages (en % pondéral) sur ces températures est indiqué par les formules empiriques proposées par Pickering cité par [30] :

$$M_s(^{\circ}C) = 502 - 810 (C) - 1230 (N) - 13 (Mn) - 30 (Ni) \\ - 12 (Cr) - 54 (Cu) - 46 (Mo).$$

$$M_d(^{\circ}C) = 479 - 462 (C + N) - 9.2 (Si) - 8.1 (Mn) - 13.7 (Cr) \\ - 20 (Ni) - 18.5 (Mo).$$

On peut aussi considérer la variation d'énergie libre nécessaire au passage de la phase cubique à faces centrées (austénite) à la phase quadratique centrée (martensite) [31], propose un programme de calcul quantitatif permettant ainsi d'apprécier la stabilité de l'austénite.

La relation entre la stabilité de l'austénite et la résistance à l'usure a été étudiée par L.G. Korshnov [9]

sur différents aciers austénitiques stables ou métastables; il constate que plus l'austénite est stable plus l'usure est importante.

D'autre part, le processus d'usure suivant lequel des débris sont créés puis évacués à partir de la surface du métal est le résultat d'une déformation plastique intense d'une couche superficielle mince. Cette déformation s'accompagne d'une augmentation importante de la densité de dislocations et de la formation d'une structure cellulaire que l'on rencontre souvent dans les matériaux fortement déformés. La taille des cellules de dislocations dépend des caractéristiques du matériau mais aussi de la contrainte appliquée et de la température. D.A. RIGNY [32] montre que cette structure cellulaire est favorable à l'apparition de fissures sub-superficielles et par suite à la création de débris.

Pour augmenter la résistance à l'usure des aciers inoxydables on utilise parfois des méthodes de durcissement superficiel par traitement thermique ou par écrouissage. On constate cependant des divergences notables dans la bibliographie sur ce sujet. Par exemple [1] pour les aciers austénitiques, indique qu'un olivage (consistant à introduire à force une bille dans une alésage) améliore l'état de surface et provoque l'apparition de contraintes résiduelles de compression, ces deux effets entraînant une meilleure résistance à l'usure. Par contre, KRUSCHOVE et BABISHEV [34] ne constatent pas d'augmentation de la résistance à l'usure après un écrouissage superficiel. William [33] constate même une augmentation importante de l'usure après un écrouissage superficiel dans le cas d'un acier inoxydable (figure IV-1)

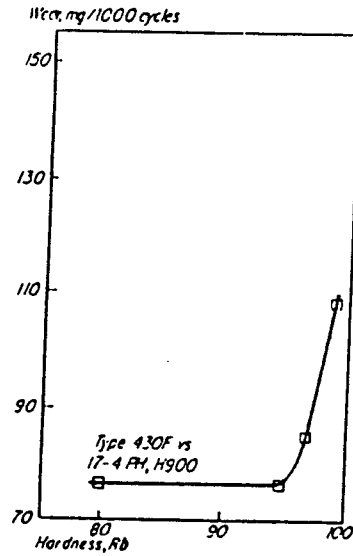


Fig. (IV-1) : Augmentation de l'usure après un écrouissage pour un acier inoxydable (d'après [33])

Nous venons de voir que la stabilité de l'austénite, la capacité du matériau à permettre la création de cellules de dislocations, sa capacité de déformation, sont des paramètres essentiels conditionnant la résistance à l'usure des aciers austénitiques. L'étude que nous allons présenter concerne un acier Hadfield dont la résistance à l'usure est connue comme étant importante. Notre objectif est d'étudier le processus d'usure de cet acier et d'analyser les raisons des modifications microstructurales qui l'accompagnent.

IV-3 PARTICULARITES DE L'USURE DES ACIERS AUSTENITIQUES.

Au cours de l'usure, des processus de nature différentes prennent place. On convient de distinguer:

- l'usure douce (mild wear) caractérisée par une relation linéaire entre la perte de poids et la distance parcourue.

- l'usure sévère (sever wear) pour laquelle la relation perte de poids- distance parcourue n'est pas linéaire et se caractérise par une augmentation rapide du taux d'usure [35].

L'apparition successive de ces événements est à relier aux modifications microstructurales intervenant au cours de l'usure. Précédent le processus d'usure douce, une période appelée " running in ", où la perte de poids croît rapidement, est souvent observée. Les transitions entre la période de running in et l'usure douce puis entre l'usure douce et l'usure sévère sont liées aux paramètres de sollicitations: vitesse et charge appliquée. Nous présentons sur la figure (IV-2) la succession des différents phénomènes. Au cours de la période de running in (zone I figure IV-2), l'usure est importante et se caractérise par une déformation plastique intense. Eyre et Maynard [22] ont montré la formation d'une couche durcie (800 à 1200Hv) pendant cette période, pour un acier à 3%Cr et 0.28%C. On peut remarquer que cette couche présente une certaine analogie avec la couche blanche rencontrée lors de l'étude des aciers durcis superficiellement (voir II-2). Nous reviendrons sur cet aspect dans la discussion de nos résultats expérimentaux. L'examen des zones de contact montre que pendant le running in et pendant l'usure sévère, la zone de contact et les débris métalliques formés sont peu oxydés tandis que pendant l'usure douce, la zone de contact et les débris sont fortement oxydés[35].

La composition de l'acier est évidemment un paramètre important puisqu'il conditionne la résistance à l'oxydation du matériau. Ainsi Eyre et Maynard [22], constatent que la période de running in pour un acier à 3%Cr est le double de celle d'un acier à 1%Cr sollicité dans les mêmes conditions.

Lors de l'usure douce (zone II, figure IV-2), la température de la zone de contact augmente. Cette élévation de la température, liée aux paramètres de sollicitations, peut conduire à un adoucissement de la microstructure se traduisant par une baisse de la résistance et de la capacité du matériau à supporter la couche d'oxyde. Dès ce moment, l'usure sévère apparaît, caractérisant l'usure par fracture du matériau de base non oxydé. Les débris formés sont de taille plus importante que celle des débris rencontrés lors de l'usure douce [35]. La transition inverse peut se produire (point T2 figure IV-2) lorsque, par exemple, des transformations microstructurales conduisant à une augmentation de la dureté apparaissent. Pour les aciers, N.C.Welsh [37] estime que cette transition apparaît pour une dureté de 550 à 780 Hv.

La composition, qui conditionne la microstructure, la capacité de durcissement et la résistance à l'oxydation du matériau est donc le paramètre essentiel. On peut ajouter que la nature de l'oxyde formé est aussi un paramètre à prendre en compte. En effet Earles et Hayler [37] montrent que l'oxyde de fer Fe_2O_3 présente des meilleurs caractéristiques de friction que l'oxyde FeO . Quinn [38] observe aussi que lorsque la vitesse et la charge augmentent les oxydes formés passent de Fe_2O_3 à Fe_3O_4 et le taux d'usure augmente sensiblement.

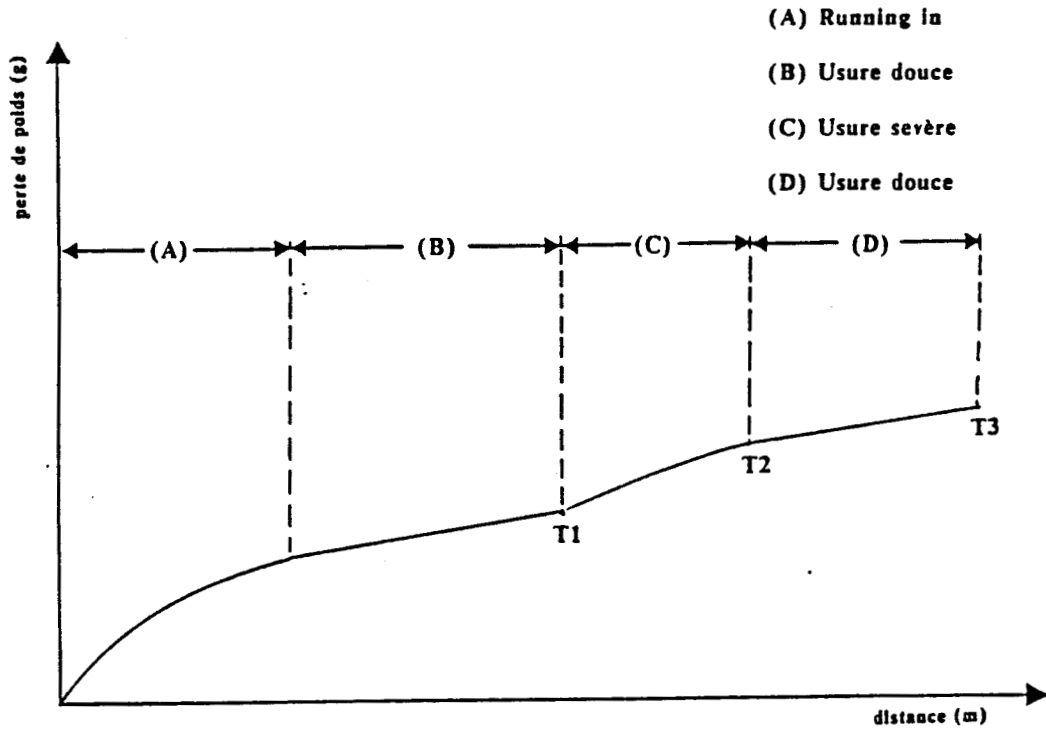


Fig. (IV- 2) : Schématisation de la relation prete de poids - distance linéaire pour les aciers.

Sur la figure (IV-3), un exemple de la relation entre la composition et le processus d'usure pour différents aciers austénitiques, est présenté [35]. On constate que les aciers métastables présentent une période de running in très courte suivie d'usure douce. Par contre pour les aciers stables, l'usure sévère prend place dès le début de l'usure.

En effet, les aciers stables n'ont pas la possibilité d'atteindre la dureté critique, précisée plus haut, nécessaire pour supporter la couche d'oxyde.

Pour l'acier traité dans cette étude, nos résultats expérimentaux sont en accord avec les données de la bibliographie concernant l'acier Hadfield et indiquant que sa forte teneur en carbone ainsi que sa capacité d'écroissage lui assurent une grande résistance à l'usure.

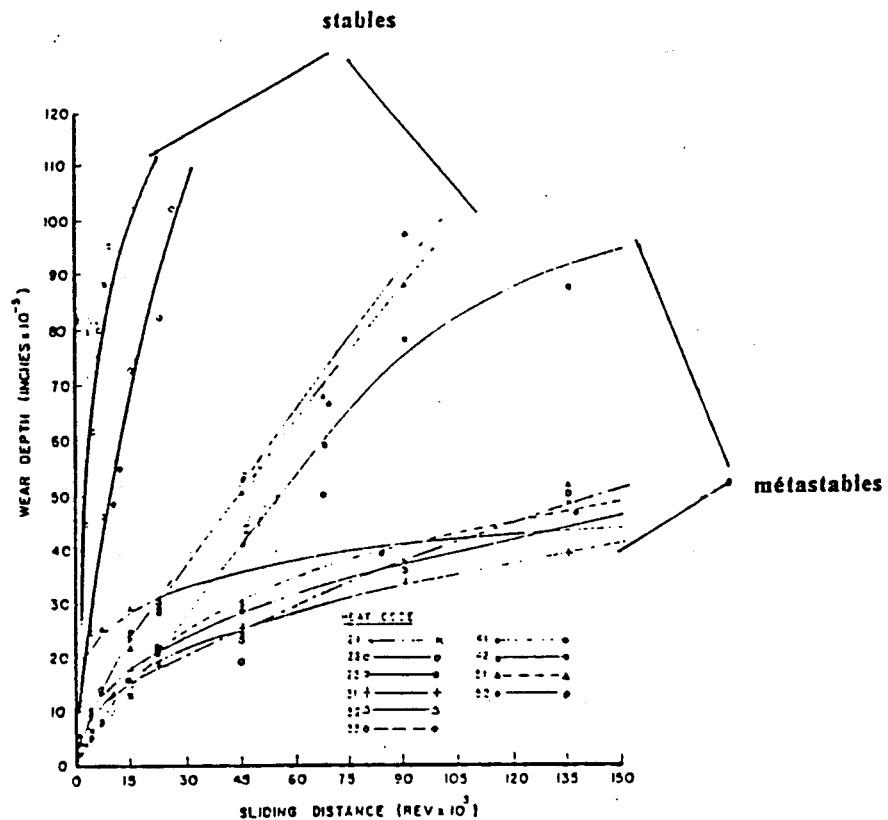


Fig. (IV-3) : Variation du comportement d'usure pour divers aciers austénitiques (stables et métastables d'après [35]).

IV-4 GRIPPAGE DES ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES.

Le grippage peut être défini comme l'arrêt partiel ou total d'un ensemble mécanique soumis au frottement.

Les causes du grippage sont essentiellement d'ordre géométrique et/ou microstructural. Le grippage peut survenir par frittage des pièces en contact, c'est le cas rencontré, par exemple, dans les systèmes axe - palier où une augmentation du jeu de fonctionnement suffit généralement à y apporter remède [1].

Dans le passé, il a été souvent associé à une faible résistance à l'usure, une faible résistance au grippage. Ces deux propriétés liées en partie à la déformabilité du matériau doivent pourtant être étudiées séparément.

En effet, K.L.HSU [26] a montré, par exemple que les aciers inoxydables type 316 présentant une capacité d'écrouissage élevée ont une bonne résistance à l'usure et au grippage. Au contraire, les aciers "Nitronic 60" résistent bien au grippage mais moins bien à l'usure. Le même auteur montre que si la couche durcie formée au cours du frottement n'est pas supportée par une région suffisamment dure et résistante, alors la déformation plastique peut s'étendre à l'intérieur du matériau de base et augmenter ainsi la tendance au grippage.

Dans l'étude expérimentale que nous présentons dans la suite, nous verrons que les résultats obtenus peuvent être comparés à ceux de la bibliographie, moyennant une représentation originale mettant en jeu un "paramètre de sollicitation" rapport de la charge appliquée à la vitesse de déplacement.

CHAPITRE (V)

V-1 MATERIAUX- TECHNIQUES EXPERIMENTALES.

Le dispositif utilisé ici est essentiellement le même que celui utilisé pour l'étude de l'usure des maillons de chaîne. Simplement, les pièces testées ici sont des paliers d'aciers Hadfield dont la composition chimique pondérale est la suivante:

1.15% C, 12% Mn, 0.6% Si

Les modifications apportées au dispositif expérimental sont présentées par la figure (V-1).

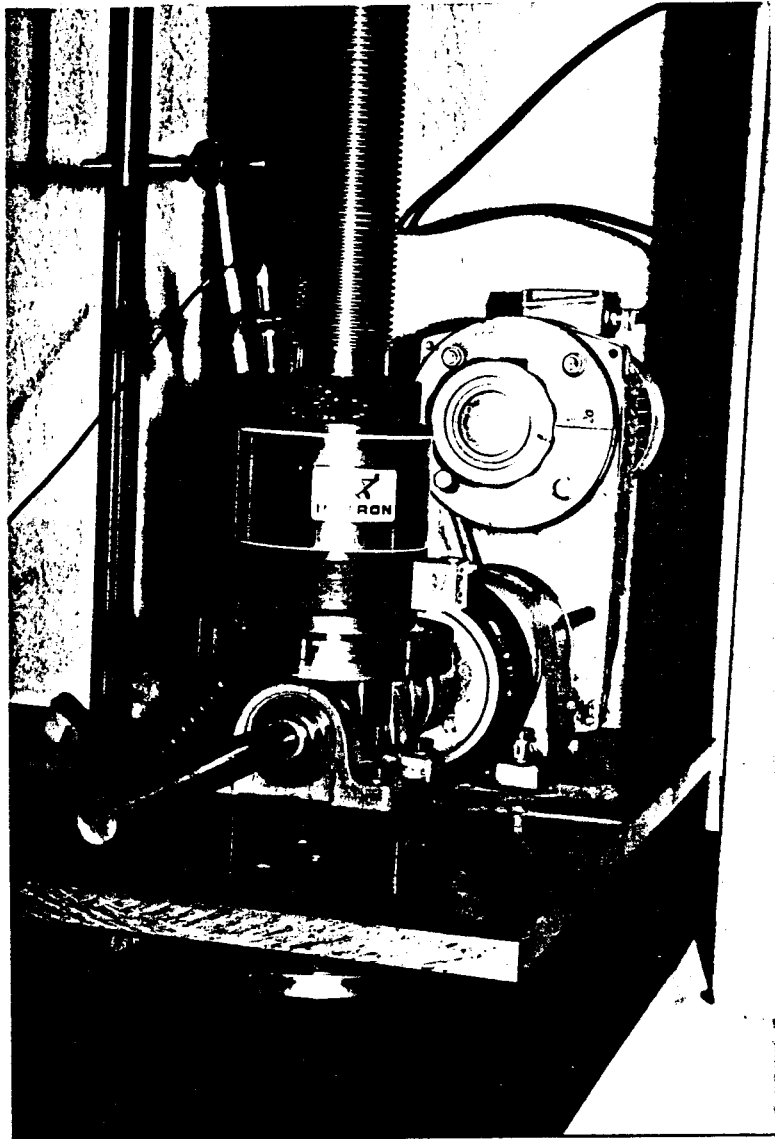


Fig. (V-1) : Photographie du dispositif expérimental.

Pour estimer les variations du coefficient de frottement nous avons placé quatre jauges de déformation sur des bagues cylindriques d'aluminium au niveau des fixations du moteur sur la platine. En plaçant des poids progressivement à l'extrémité d'un levier fixé à l'axe du moteur on crée divers couples que l'on compare à la donnée en volts d'un conditionneur de pont pour les (4) jauges mentionnées ci-dessus.

La courbe d'étalonnage obtenue est présentée par la figure (V-2).

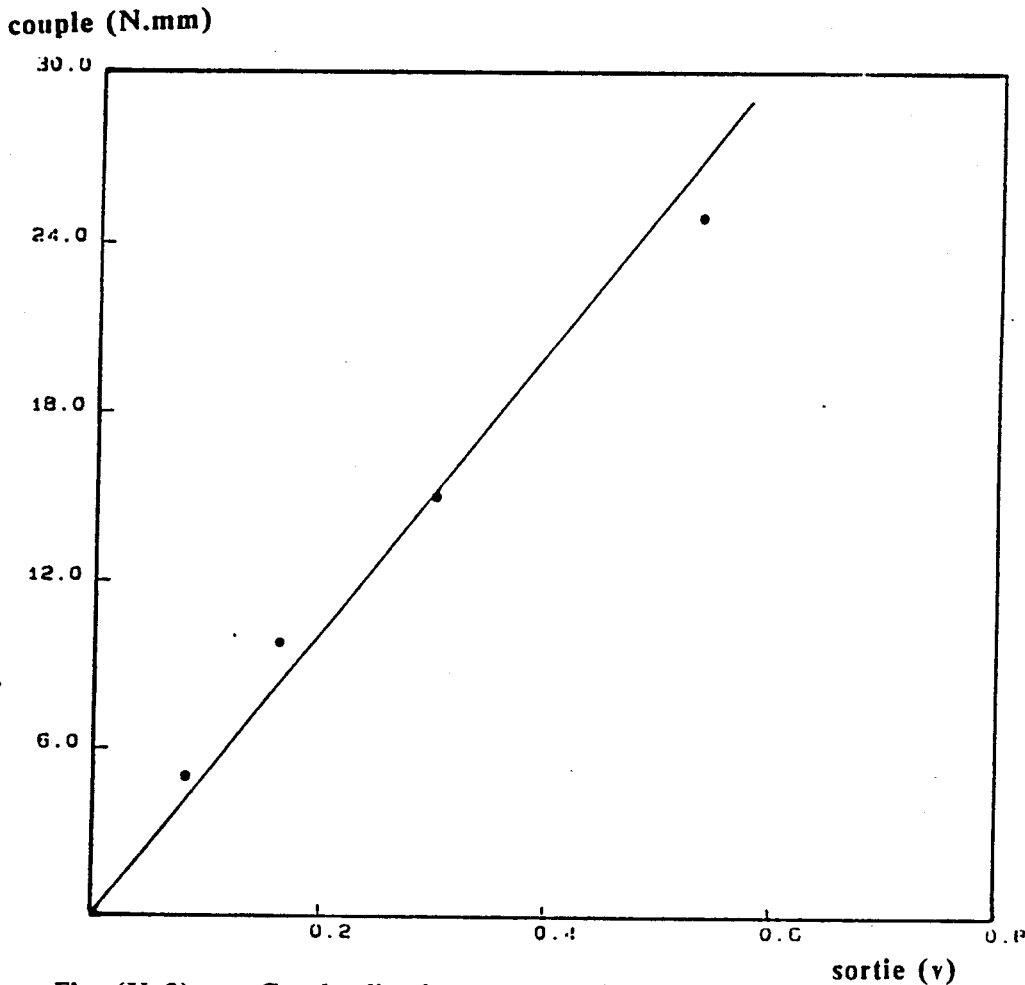


Fig. (V-2): Courbe d'étalonnage pour le couple appliqué.

Les couples testés sont constitués de l'axe rotatif (D=25mm) en acier 35CD4 traité par induction et d'un palier (D=26mm) en acier Hadfield de longueur comprise entre 10 et 17mm. Les figures (II-3) et (II-4) représentent respectivement la courbe de dureté dans une section de la pièce et la photographie d'une section de la pièce avant essai. On peut constater sur cette photographie qu'une modification microstructurale intervient sur une épaisseur d'environ 0.1 à 0.2 mm. Celle-ci est due à l'olivage effectué avant essai d'usure. On peut aussi observer la présence des fissures importantes pouvant atteindre une longueur de 300 μ m.

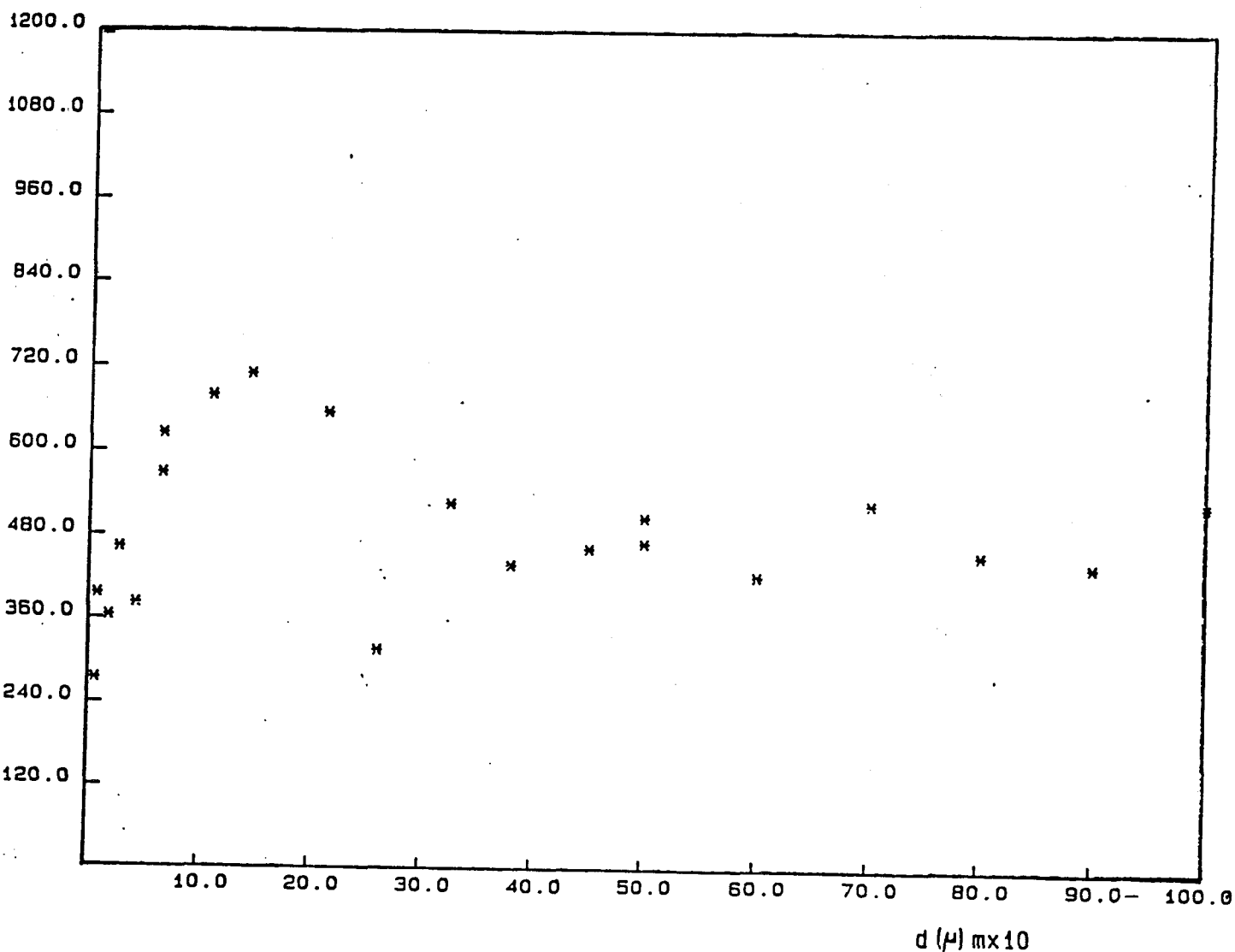


Fig. (V-3) : Profil de microdureté obtenu dans la section du palier en acier Hadfield.

X100



Fig. (V-4) : Coupe micrographique du palier.

Un traitement de chromisation après olivage a aussi été testé, on trouvera les conditions de chromisation dans l'article de GLOWACKI et KALUBA [39]. On peut remarquer que pour ce traitement, il y a pénétration de la chromisation à l'intérieur des fissures et la présence, en surface de la pièce, d'un liseré de carbure M7C3 (figures V-5 et V-6).

X100



Fig.(V-5) : Coupe micrographique du palier chromisé.

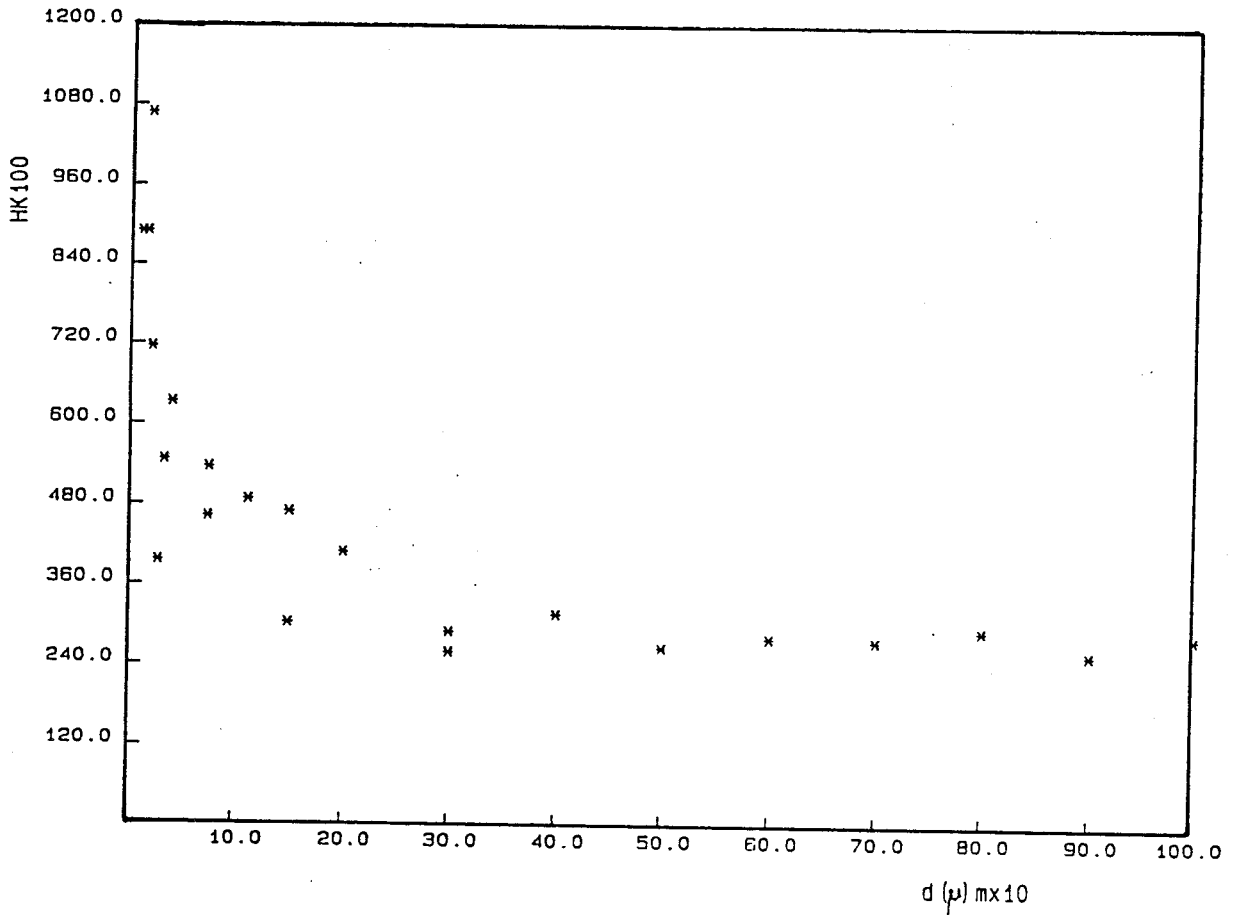


Fig. (V-6) : Profil de microdureté pour un acier Hadfield chromisé.

Les essais d'usure sont ensuite réalisés à des charges et vitesses précisées dans le tableau (V-2-1) .

Nous avons procédé à des observations en microscopie électronique à balayage de la zone de contact et de la zone sous-jacente avant et après usure.

V-2 RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION.

Le tableau V-2-1 rassemble les résultats obtenus pour des essais d'usure réalisés sur des ensembles palier/axe (voir V-1). Dans ce tableau: ΔP est la perte de poids correspondant à la différence entre le poids du palier avant essai et le poids du palier après essai, f le coefficient de frottement mesuré comme il est décrit dans la paragraphe V-2 et D la distance parcourue pendant l'essai, T la température maximum, atteinte au cours d'un essai mesurée au voisinage de la zone de contact.

Gr. No.	P (KN)	V (mm/s)	ΔP (g)	D (m)	durée (min.)	f	Tmax (°C)	P/V(KN/mm/s).10 ⁻⁴	T.Usure(mg/m.10 ⁻⁴)
1	3	33,7	1	1177,2	600	0,4	77,6	89	8,5
	5	33,7	1,75	1177,2	600	0,4	88	148	14,9
	8	33,7	0,3	392,6	195	0,4	96	238	8,15
	12	33,7	0,4	137,4	70	0,5	106	357	29,8
2	3	33,7	1	1177,2	600	0,4	77,6	89	8,5
	3	65,5	1,1	3100	600	0,5	96	46	3,5
	3	97,5	0,9	1170	53	0,5	146	31	7,6
	3	130	11,8	1177,2	150	0,6	336	23	100
3	5	130	5	4680	600	0,5	314	38,5	10,5
	□ 5	130	2	4680	600	0,5	224	38,5	4,2
	5	33,7	0,75	253,4	120	/	/	148	10,5
4	5	33,7	0,68	353,2	180	/	/	148	9
	5	33,7	1,75	1177,2	600	/	/	148	14,9

□ Palier traité par chromisation

Tableau V-2-1: Résultats experimentaux

Les résultats du groupe I correspondent aux essais réalisés à vitesse de glissement constante de 33.7 mm/s sous diverses charges. Les résultats du groupe II sont obtenus pour une charge constante de 3KN et pour diverses vitesses. Dans le groupe III nous comparons le comportement à l'usure d'un palier standard à celui d'un palier traité par chromisation (voir V-1) sollicité sous chargement intermédiaire (5KN) et vitesse élevée (130 mm/s).

Le groupe IV présente les résultats obtenus pour des paliers sollicités dans les mêmes conditions (3KN, 33 mm/s) et des durées d'expérience croissantes (2h, 3h, 10) Tous ces résultats représentant la perte de poids en fonction de la distance parcourue, sont rassemblés sur la figure V-7.

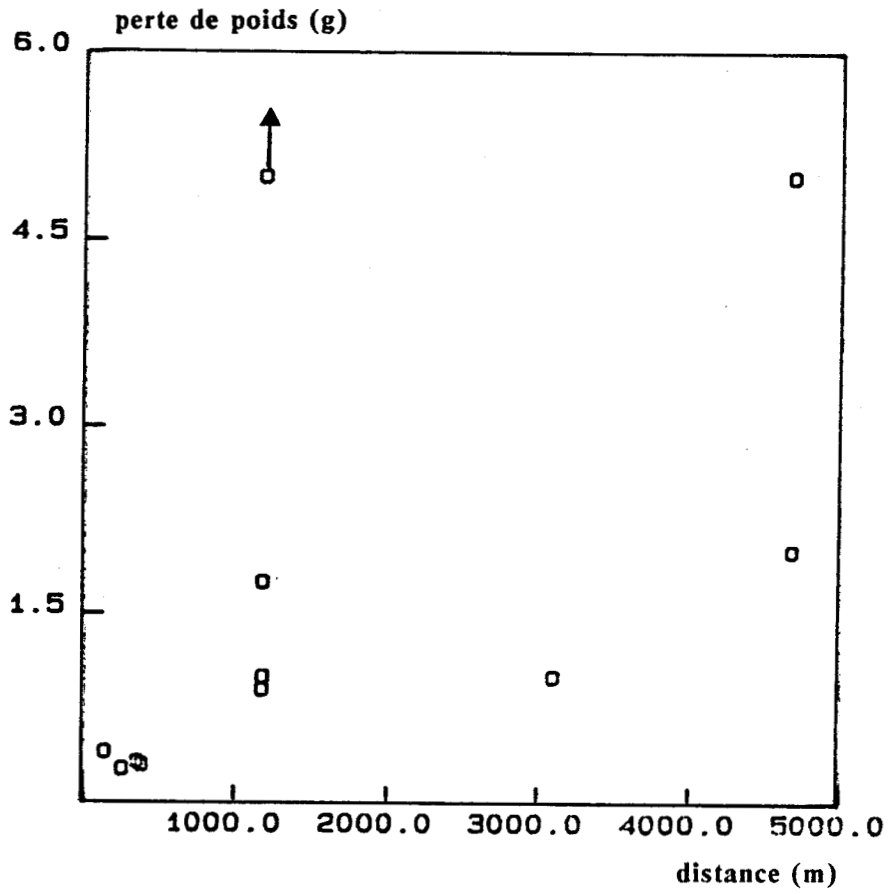


Fig. (V-7) : Perte de poids en fonction de la distance parcourue.

Sur cette figure, un seul point s'écarte de la courbe générale, il correspond à un grippage obtenu pour les conditions suivantes : (charge 3KN, vitesse 130 mm/s).

Sur cette représentation, les comportements individuels ne sont pas mis en évidence.

En cherchant à représenter les résultats des essais sous une forme permettant de faire mieux apparaître les effets combinés charge - vitesse sur les performances, nous avons établi une relation entre le rapport charge/vitesse, que l'on peut appeler paramètre de sollicitation, et la perte de poids rapportée à la distance parcourue (c'est à dire le taux d'usure). Dans ces conditions, on observe deux comportements distincts correspondants à deux droites de pente $\propto V_1$ et $\propto V_2$ (figureV-8).

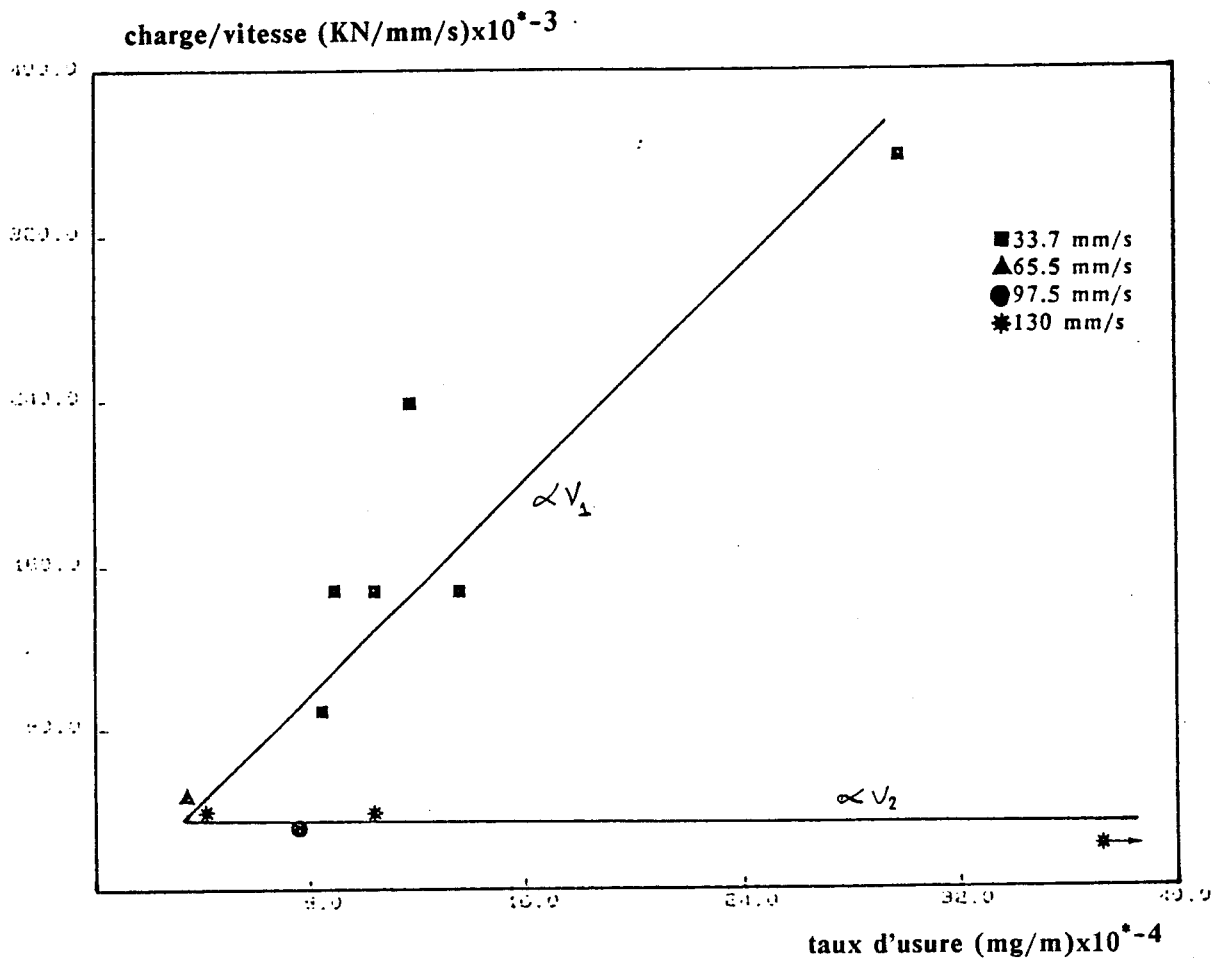


Fig. (V-8) : Relation entre le paramètre de sollicitation et le taux d'usure.

Les points de la droite de pente αv_2 correspondent aux essais réalisés aux vitesses de glissement les plus élevées, les points de la droite de pente αv_1 à ceux réalisés aux vitesses de glissement les plus faibles. Ce résultat est particulièrement intéressant surtout si l'on examine les résultats de L.G.KORSHNOV [9] sur 6 aciers (40Mn13, 40Ni25, 40Cr10Mn10, 35Cr10Ni9, 40Cr25Ni20, 1Cr13) recalculés en fonction de notre paramètre de sollicitation (charge/vitesse). En effet, dans ces conditions, on observe aussi deux droites de pentes différentes suivant les vitesses de glissement (exemple figure V-9).

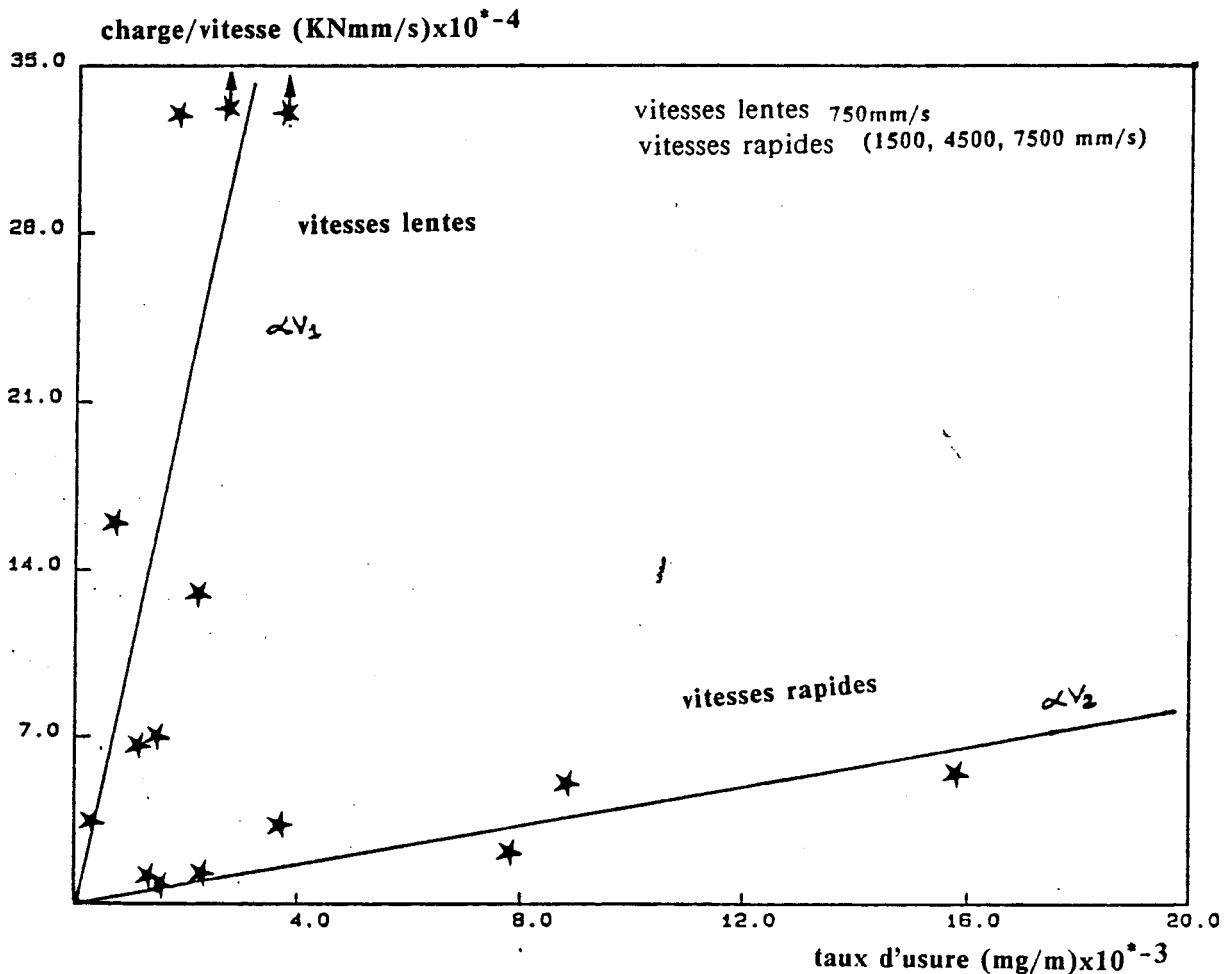


Fig. (V-9) : Résultats de [9] recalculés en fonction du paramètre de sollicitation (charge/vitesse) pour un acier 35Cr10Ni9.

Parmis les 6 aciers testés par [9] seul l'acier 40Ni25 ne donne pas lieu à deux droites distinctes. Cherchant à interpréter ces résultats, nous avons constaté que ces deux comportements se distinguent par la vitesse de glissement. Or, Okabayashi, cité par [40], montre que le mode d'usure dépend fortement de la vitesse de glissement, du degré d'oxydation et du type d'oxyde formé (figure V-10).

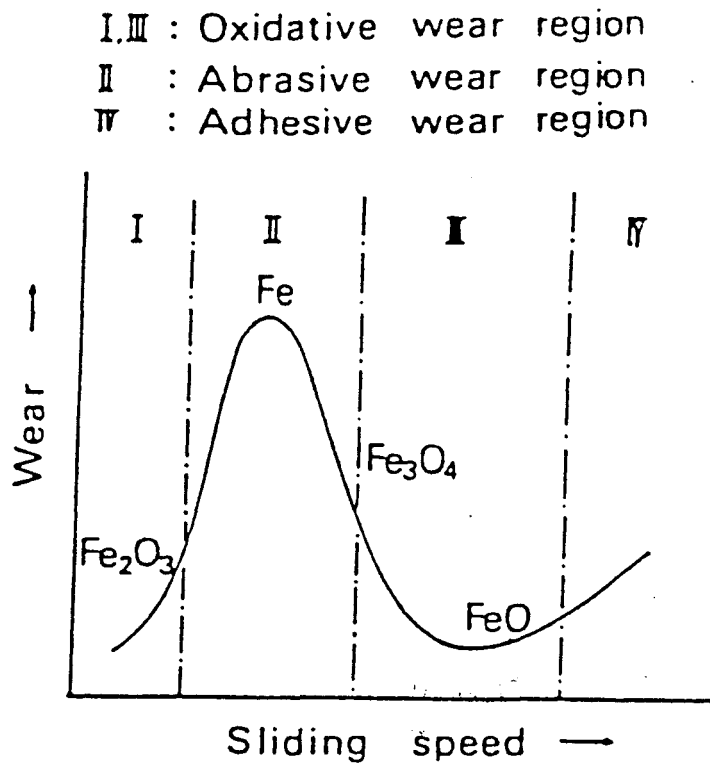


Fig. (V-10) : Variation du taux d'usure en fonction de la vitesse pour les aciers (d'après [40])

A partir de ces remarques, nous proposons le mécanisme suivant pour expliquer les comportements observés (figure V-8) :

Comme les points expérimentaux de la droite de pente αv_2 correspondent aux vitesses d'essai faibles et ceux de la droite de pente αv_1 aux vitesses les plus élevées ainsi que nous l'avions remarquée pour les résultats de

L.G.KORSHNOV [9] (figure V-9), on peut penser que le processus d'usure est différent. Pour les vitesses faibles, l'usure s'effectue à partir de la couche d'oxyde formée jouant un rôle de lubrifiant.

Pour les vitesses élevées, la couche d'oxyde se dégrade dès sa formation, la surface de l'acier n'est plus protégée et l'usure devient sévère.

Plusieurs observations confirment ce résultat. En effet lorsqu'on considère les courbes représentant l'évolution de la température ou du coefficient de frottement en fonction de notre paramètre de sollicitation, les comportements mentionnés précédemment sont retrouvés (figures V-11 et V-12).

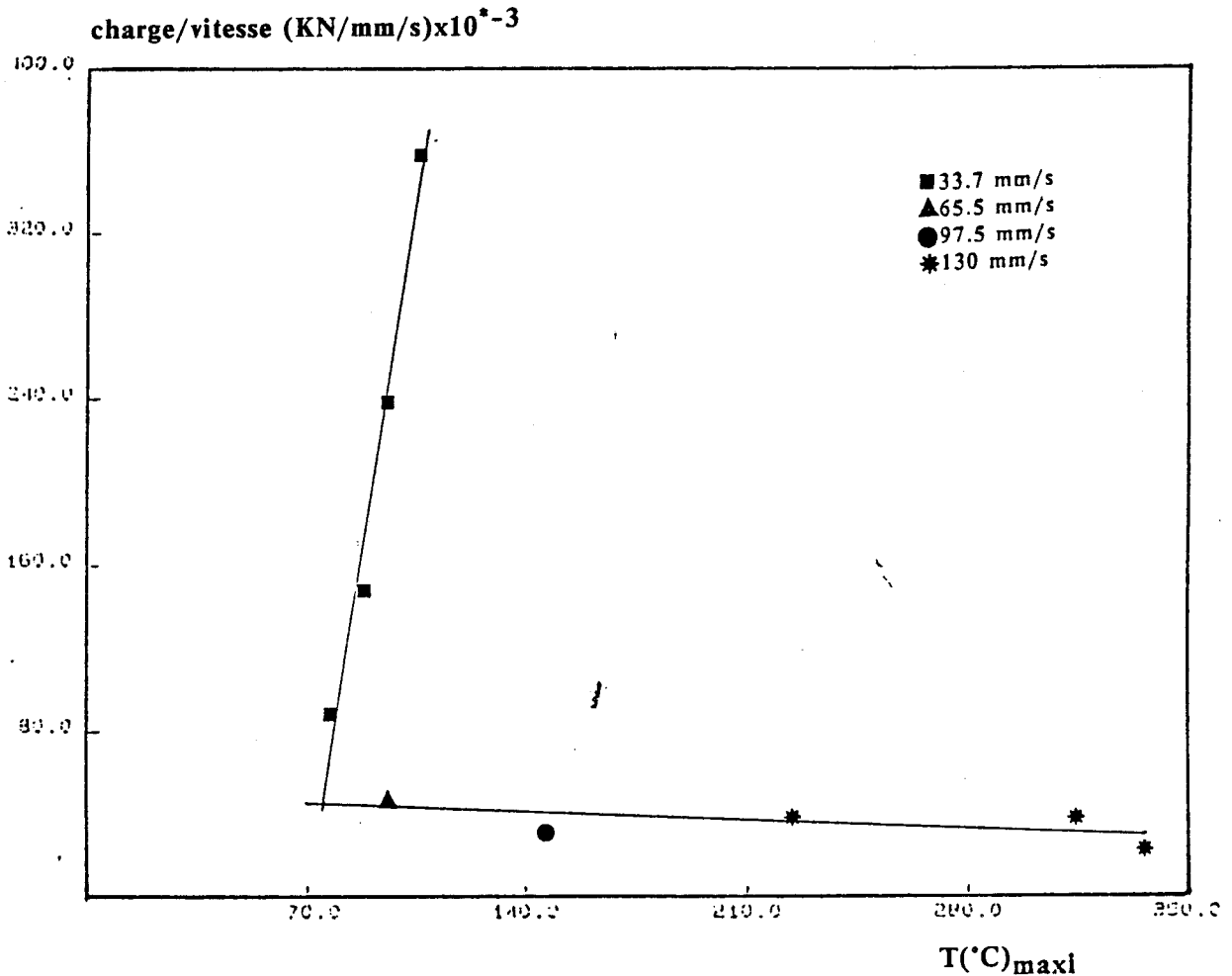


Fig (V-11) : Paramètre de sollicitation en fonction de la température.

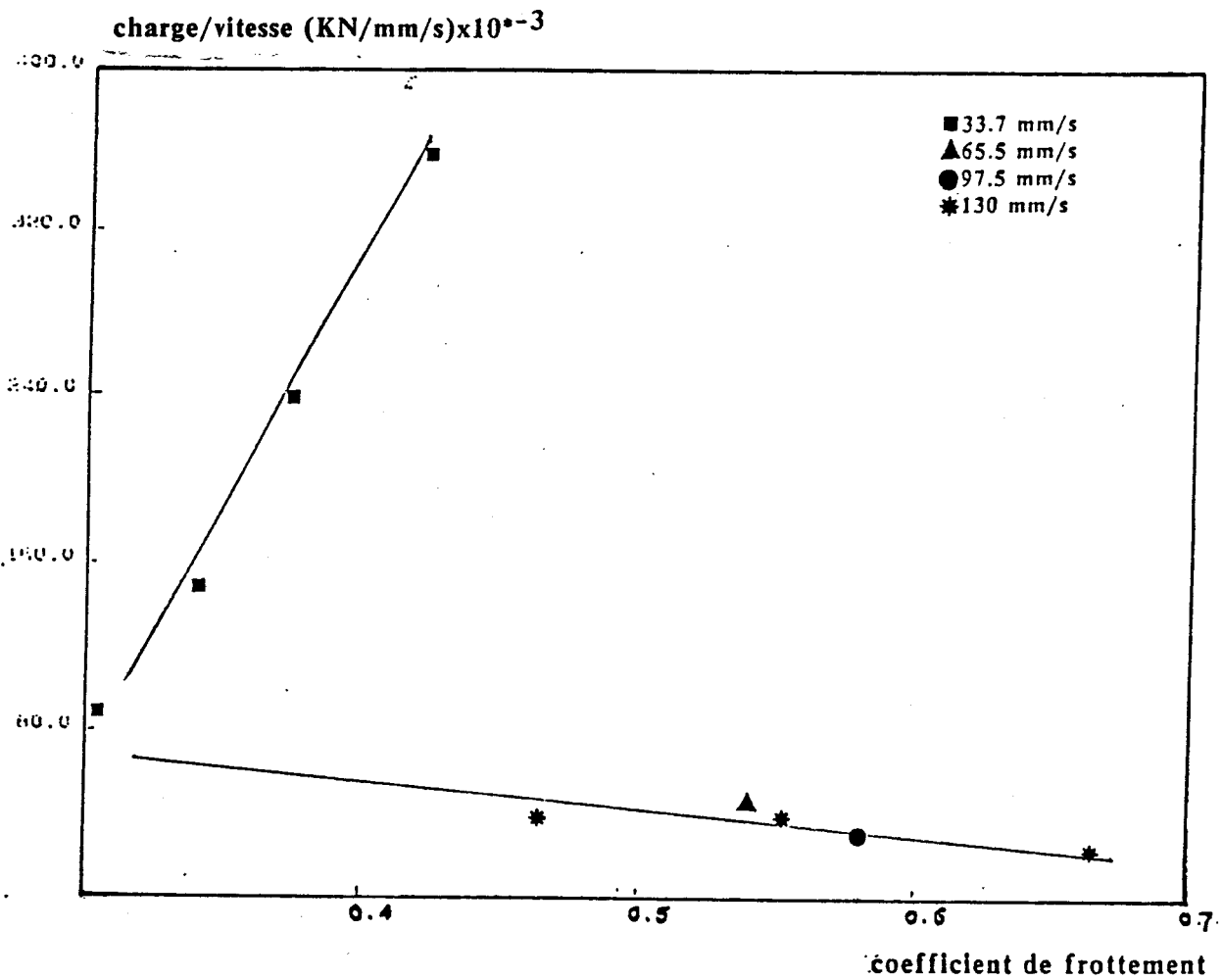
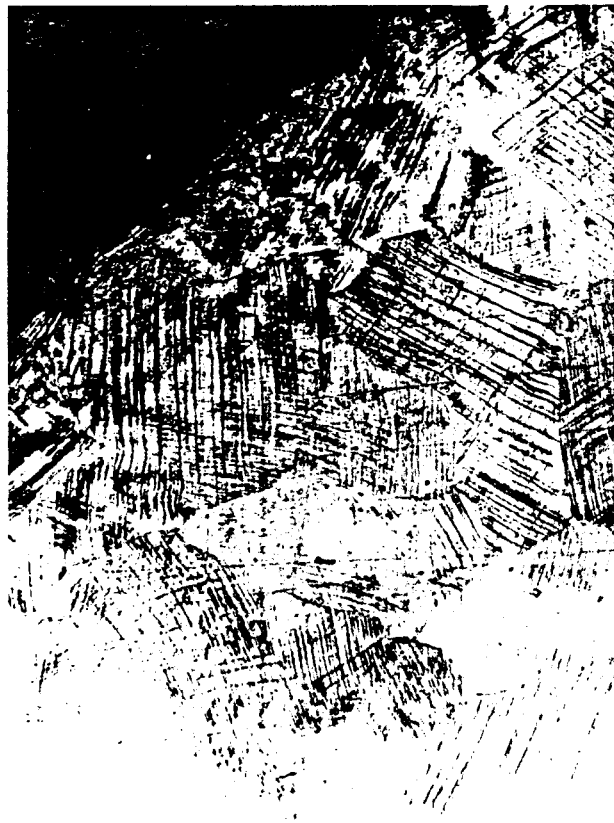


Fig. (V-12) : Paramètre de sollicitation en fonction du coefficient de frottement.

Les observations métallographiques au microscope optique et au microscope électronique à balayage, que nous allons présenter, confirment parfaitement ce résultat.

V-3 ETUDE MICROSTRUCTURALE DU PROCESSUS D'USURE.

Pour les aciers testés aux vitesses faibles (droite de pente $\alpha(v_2)$), on observe au microscope optique, une couche d'oxyde d'environ 50 μm reposant sur une zone écrouie d'épaisseur 200 μm caractérisée par un maillage important (figure V-13).



x300

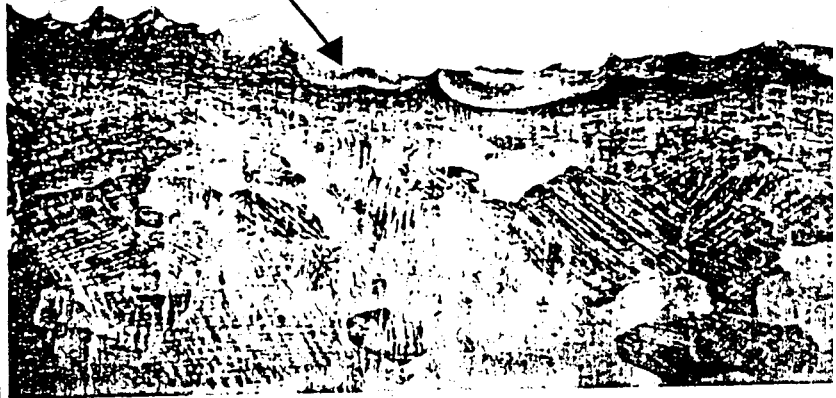
Fig (V-13) : Aspect de la zone de contact et de la couche d'oxyde pour une faible vitesse (33.7 mm/s).

Pour les vitesses plus grandes (130 mm/s), la couche d'oxyde est pratiquement inexistante et la zone écrouie de taille plus faible (environ 70 μm). la structure de la couche superficielle est constituée d'un mélange d'austénite, de martensite et de carbures; le réseau de carbures précipités est orienté dans une direction parallèle à la direction de glissement (figure V-14 a,b) et une structure "en vague" nettement définie est observée au voisinage de la surface (figure V-15). D'après L. VANCENT [41], cette forme particulière dépend essentiellement de l'orientation cristallographique de chaque grain, elle est observée plus généralement lors de la déformation d'aciers à gros grains.

zone de contact

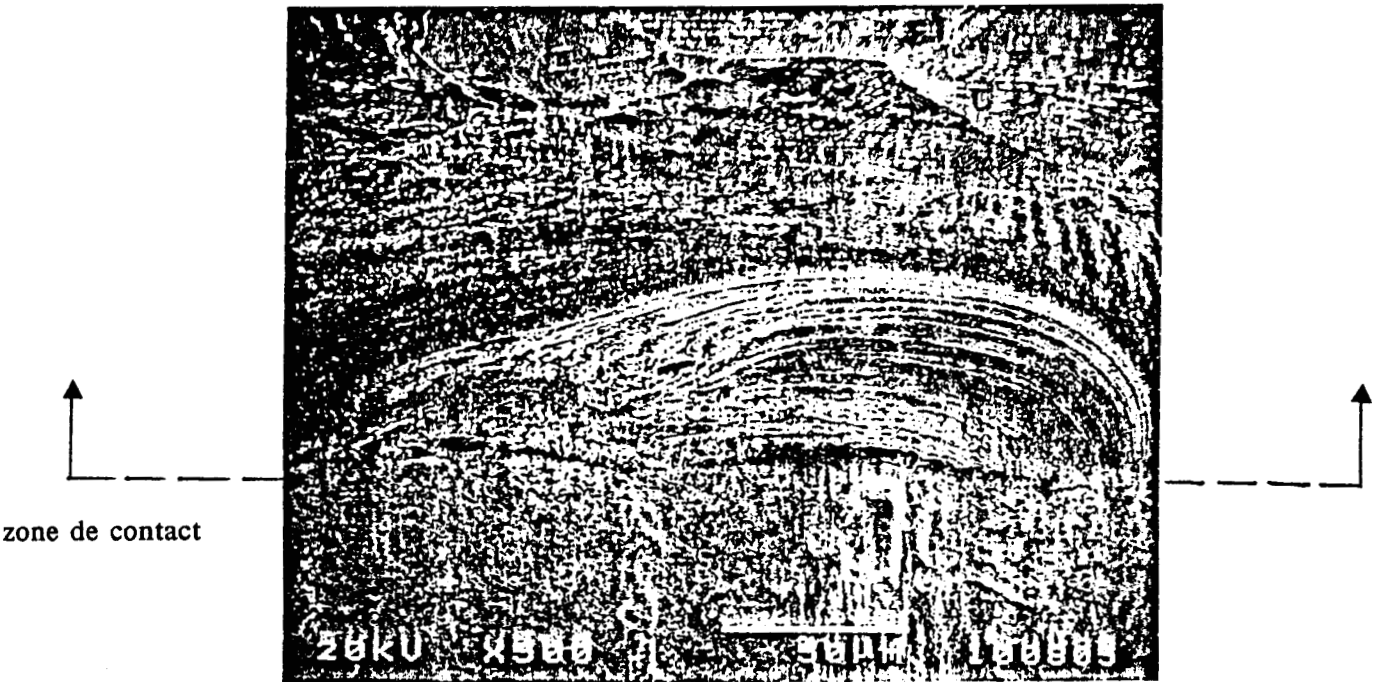


(a) x300



(b) x100

Fig. V-14 a,b : Aspect de la zone de contact pour une grande vitesse
(a: par microscope optique, b: par microscope électronique à balayage).



x 500

Fig. V-15 : Structure en vague dans la zone de contact pour une grande vitesse (130mm/s), microscope électronique à balayage.

Les modes d'endommagement mis en évidence par les droites de pentes α_{v1} et α_{v2} sont confirmés par cette étude microstructurale, un travail reste à faire cependant pour préciser la nature des précipités qui sont sans doute des carbures de manganèse comme l'indique L.G.Korshnov [9] pour l'usure d'un acier austénitique au manganèse.

CHAPITRE (VI)

VI CONCLUSION GENERALE.

Le travail présenté ici traite deux de aspects du phénomène d'usure sous charge. Dans la première partie nous discutons les résultats d'essais réalisés sur des maillons de chaînes cimentés ou traités en bain de sel (procédé Sursulf).

Différentes cas de charges (entre 3 et 5KN) et de vitesses de glissement (17 à 25mm/s) sont envisagés. Nous mettons en évidence, pour les chaînes cimentées, la création d'une couche blanche d'épaisseur d'autant plus importante que la charge appliquée est forte.

Dans le cas où la vitesse de glissement est grande (25 mm/s) on constate cependant la dégradation rapide de cette couche blanche, dès sa formation. Ceci se traduit par un changement de pente dans la courbe perte de poids en fonction de la durée d'essai.

Dans une seconde partie, nous étudions le comportement de paliers en acier Hadfield sollicités sous diverses charges (3, 5, 8 et 12KN) et vitesses de glissement (33.7, 65.5, 97.5 et 130 mm/s). Une courbe présentant la perte de poids en fonction de la distance parcourue, rassemble les résultats.

Cette représentation ne permet pas de mettre en évidence les deux processus d'usure distincts que nous avons pourtant observés lors de l'examen micrographique : formation d'une couche d'oxyde et usure de cette couche (faibles vitesses de glissement) ou dégradation de la couche d'oxyde dès sa formation (grandes vitesses de glissement).

Nous avons cherché une représentation originale permettant de démontrer la réalité de ces deux modes d'endommagement.

En reliant le rapport charge sur vitesse (que nous appelons paramètre de sollicitation) au taux d'usure, on obtient deux droites correspondant aux deux types de comportement décrits précédemment.

Pour les chaînes cimentées pour lesquelles nous avons observé aussi deux types de comportement,

l'introduction de notre paramètre de sollicitation permet de les faire apparaitre sur un graphique (figure VI-1).

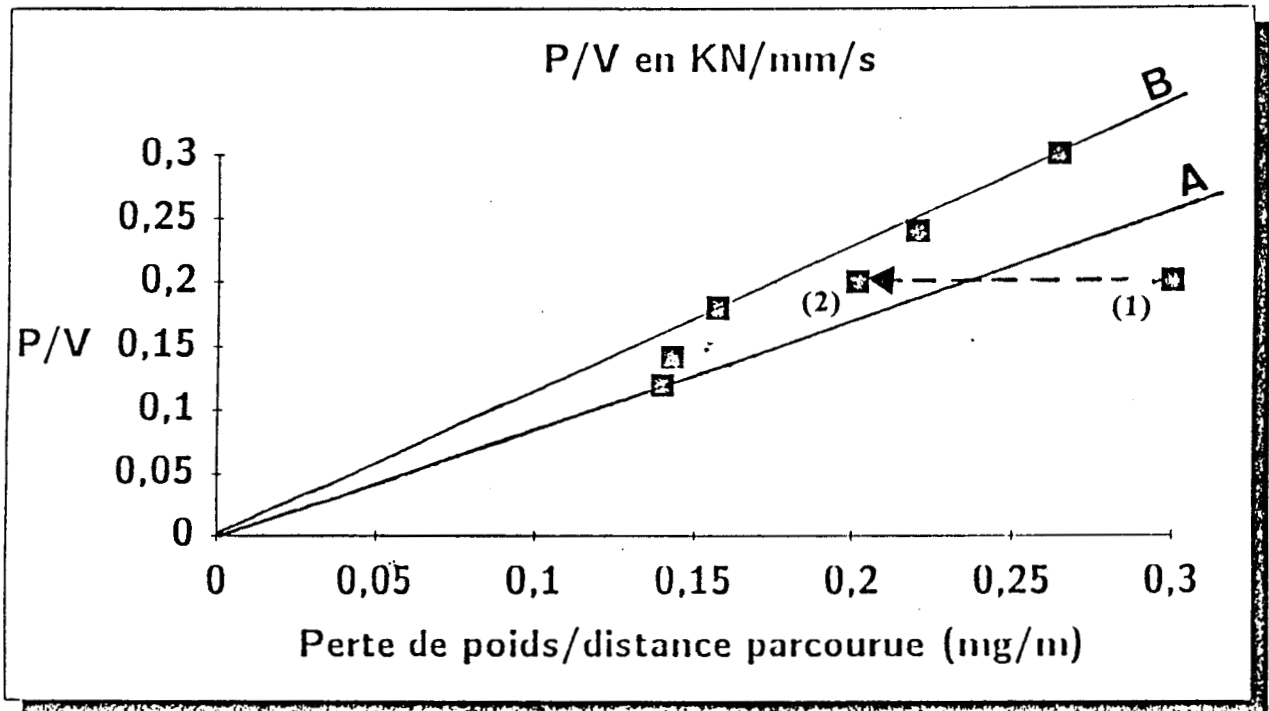


Fig. (VI-1) : Paramètre de sollicitation en fonction du taux d'usure pour les chaînes cimentées.

L'intérêt de ce type de représentation est confirmé par l'analyse des résultats de L.G.KORSHNOV [9] pour une série d'aciers austénitiques. En effet, nous montrons, pour ces aciers, des comportements analogues à ceux que nous avons obtenus pour l'acier Hadfield.

D'autre part en représentant ce paramètre de sollicitation en fonction de la température ou du coefficient de frottement on retrouve les comportements cités plus haut.

Enfin, nous avons mis en évidence l'intérêt du traitement de chromisation pour diminuer le taux d'usure de l'acier Hadfield.

Dans un travail qui pourrait succéder à cette étude, nous pensons que la présence et l'évolution de fissures provenant du moulage (figure VI-2) devrait être étudié pour contribuer à la connaissance des phénomènes liés à l'usure des pièces.

X300



Fig. (VI-2) : Coupe micrographique d'un acier Hadfield montrant la présence d'une fissure en surface avant usure.

CHAPITRE (VII)

ANNEXE

Nous avons présenté dans la première partie de ce mémoire, le principe de calcul de Hertz pour le cas particulier du contact cylindre-cylindre. Dans cette annexe, nous abordons l'aspect général du problème de contact et le rapport entre l'état de contraintes dans la zone superficielle et la dégradation. Application au cas de l'acier Hadfield.

Soit T1 et T2, deux corps cylindriques et élastiques, dont le contact commence au point "o" (figure VII-1). Les équations $Y1 = f1(x)$ et $Y2 = f2(x)$ sont des équations de leur contour avant la sollicitation [6].

On suppose une translation de α_1 suivant l'axe oy du corps T1 et de α_2 du corps T2.

Les points A1 et A2 après des déplacement élastiques de V1 et V2 se touchent en A. On peut écrire :

$$f1(x) + V1 - \alpha_1 + f2(x) + V2 - \alpha_2 = 0$$

soit:

$$V1 + V2 = \alpha_1 - \alpha_2 - f1(x) - f2(x) = \alpha - h(x) \dots (1)$$

où $V1 = V1(x)$, $V2 = V2(x)$ sont les déplacement élastiques suivant l'axe oy des points A1 et A2 des contours des corps. Ils sont en fonction de la géométrie des corps, des caractéristiques élastiques mécaniques.

$h(x) = f1(x) + f2(x)$ est la distance normale initiale entre les deux corps au point d'abscisse "x".

$\alpha = \alpha_1 + \alpha_2$ est le rapprochement des deux corps suivant l'axe oy.

pour résoudre l'équation (1) on considère que ces corps sont parfaitement élastiques et de géométrie équivalente à celle du massif semi-infini.

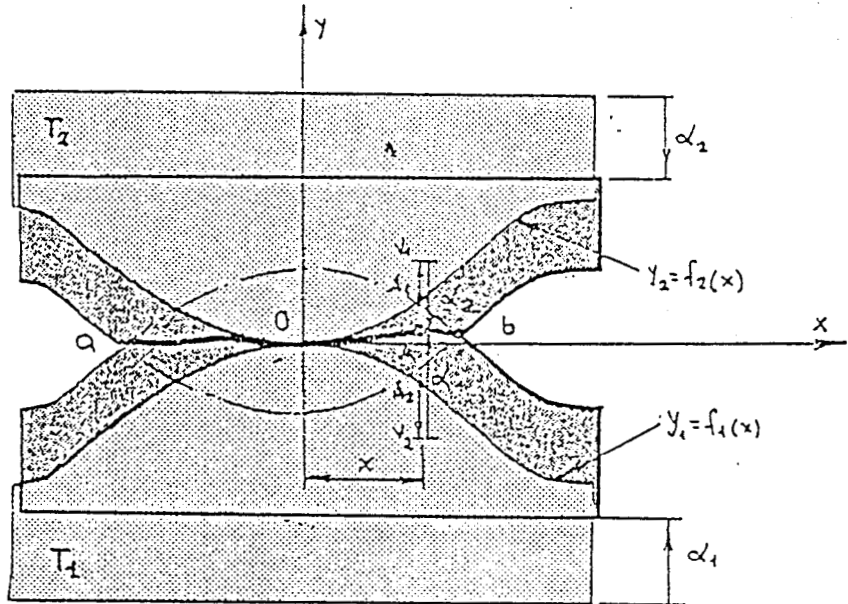


Fig. VII - 1 Contact de deux corps cylindriques (d'après [6])

Solution de BOUSSINESQ [42] pour une charge répartie, appliquée sur un massif semi-infini:

Les champs de contrainte et de déformation sont déterminées pour des forces normales d'intensité $n = (\xi)$ et tangentielles $\tau = \tau(\xi)$ appliquées sur une zone de contact (ξ_1, ξ_2) figure (VII - 2).

-les contraintes sont:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix} = - \frac{2}{\pi} \int_{\xi_1}^{\xi_2} \frac{(\xi - x) \tau(\xi) + y \cdot n(\xi)}{(y^2 + (\xi - x)^2)^2} \begin{bmatrix} (\xi - x)^2 \\ y^2 \\ (\xi - x) \cdot y \end{bmatrix} d\xi$$

-les déformations sont:

$$\begin{bmatrix} \epsilon_{xx} \\ \epsilon_{yy} \\ \epsilon_{xy} \end{bmatrix} = - \frac{1-\nu}{E} \cdot \frac{2}{\pi} \int_{\xi_1}^{\xi_2} \frac{(\xi - x) \tau(\xi) + y \cdot n(\xi)}{(y^2 + (\xi - x)^2)^2} \begin{bmatrix} (\xi - x)^2 - \frac{\nu}{1-\nu} y^2 \\ y^2 - \frac{\nu}{1-\nu} (\xi - x)^2 \\ \frac{1}{1-\nu} (\xi - x) y \end{bmatrix} d\xi$$

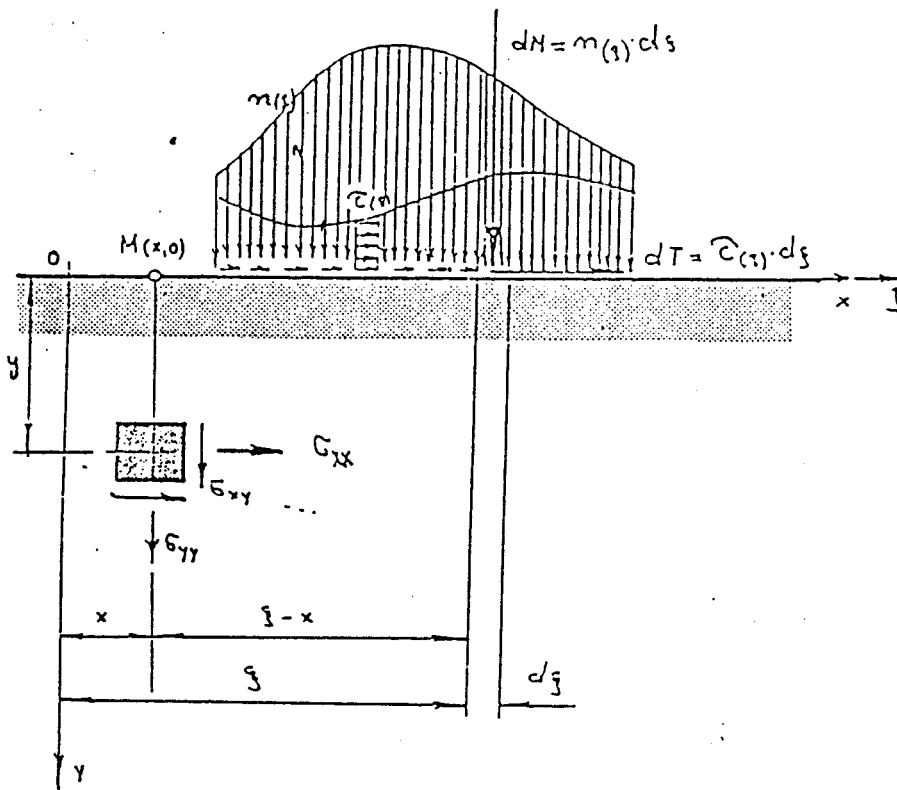


Fig. VII - 2 Une charge répartie, appliquée sur un massif semi - infini (d'après [6]).

Solution de Hertz [43] pour deux corps de configuration quelconque en frottement.

En présence d'un frottement, la valeur des forces tangentielles suivant la loi de COULOMB - AMONTON est telle que :

$$\tau(\xi) = f \cdot n(\xi) \text{-----} (2)$$

où f est le coefficient de frottement.

Le problème de Hertz est :

$$\int_{\xi_1}^{\xi_2} n(\xi) \left(\ln \frac{1}{|\xi-x|} + \frac{K \tau_0}{K \sigma_0} \cdot f \right) d\xi = f(x) \text{---} (3)$$

où

$$K \sigma_0 = \frac{2}{\pi} \left[\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right]$$

$$K \tau_0 = \frac{1}{2} \left[\frac{(1+\nu_1)(1-2\nu_1)}{E_1} - \frac{(1+\nu_2)(1-2\nu_2)}{E_2} \right]$$

E_1, E_2 et γ_1, γ_2 sont les modules d'Young et les facteurs de poisson pour les deux corps en contact.

La solution définitive de cette équation dépendra de la configuration initiale des corps en contact.

Selon [44], il existe un taux de cisaillement maximum situé en profondeur et à l'intérieur du corps (appelé le point de Hertz) comme le montre la figure VII - 3 pour un coefficient de frottement $f = 0$.

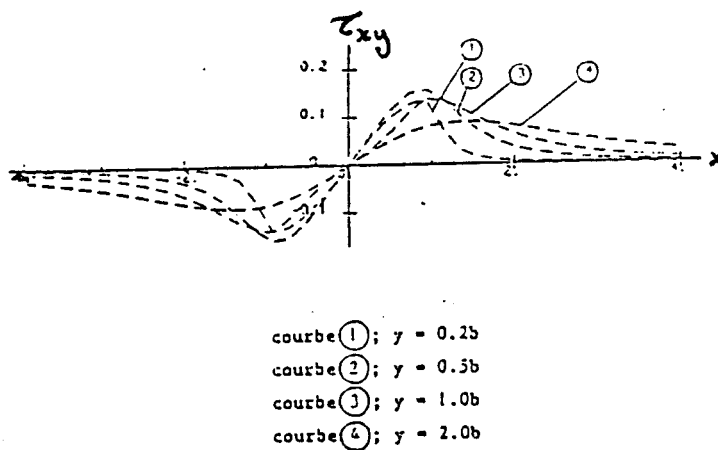


Fig. VII-3 Contrainte de cisaillement pour différentes profondeurs en sous couche pour $f=0$ (d'après [6])

Saverin cité par [44] a montré que lorsque il y a intervention de contraintes tangentielles de frottement, ce point de Hertz initialement situé en sous couche remonte vers la surface et l'atteint pour un coefficient de frottement compris entre 0.3 et 0.4.

Ce phénomène est montré par les figure (VII - 4) et (VII - 5). Dans le premier cas (fig. VII - 4) la pièce est soumise à des efforts normaux de pression qui provoquent un écrouissage profond démontré par l'apparition de lignes de glissement dans les grains d'austenite.

Dans le deuxième cas figure VII-5, l'acier est sollicité en frottement, on assiste une montée progressive de l'écroutissage vers la surface d'où l'apparition des lignes de glissement non seulement en profondeur mais aussi dans la première couche des grains d'austenite.

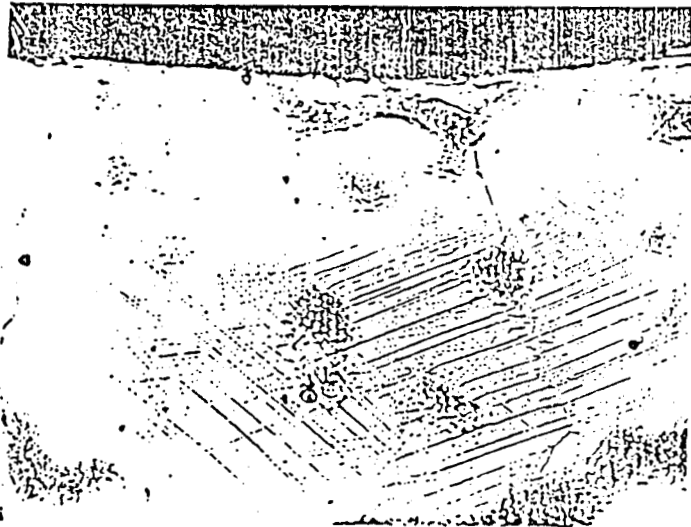


Fig. VII - 4 : Acier Hadfield soumis aux efforts de pressions seulement (d'après [43]).

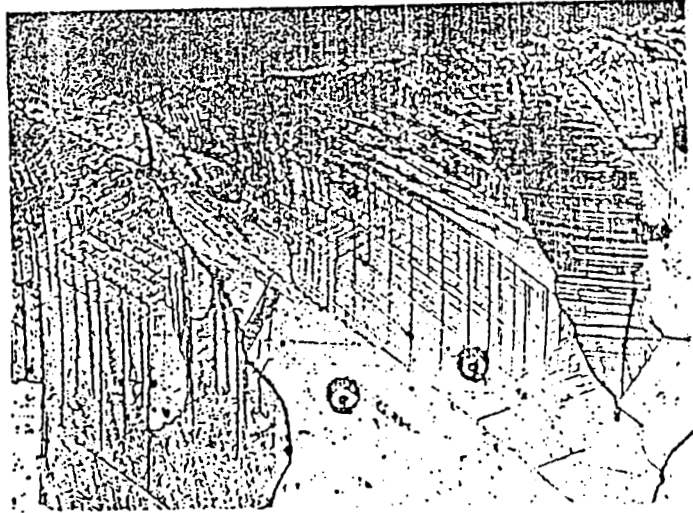


Fig. VII - 5 : Acier Hadfield sollicité en frottement (d'après [43]).

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

[1] MANUEL INDUSTRIEL DE L'USURE ET DU GRIPPAGE, CETIM centre technique des industries mécanique.

[2] CH. COLOMBIE, Y. BERTHIER, A. FLOQUET, L. VINCENT, M. GODET.

"Portance des particules d'usure. Analogie avec les lubrifiants solides" Matériaux Mécanique Electricité, no. 411- mars- avril- mai- 1985.

[3] M. CHRISTIAN COLOMBIE.

" Usure induite sous petites débattements. Identification des phénomènes". thèse de docteur en mécanique. ECOLE CENTRAL DE LYON. 1986.

[4] L. VINCENT, Y. BERTHIER, M. GODET.

"Fretting- fatigue, compétition usure- fissuration". Journée de printemps, paris 30 et 31 mai - 1989, pp9-31.

[5] DANIEL PLAY.

"PORTANCE ET TRANSPORT DES TROISIEMES CORPS EN FROTTEMENT SEC" Thèse de docteur. Univ. de LYON. 1979.

[6] ROBERT PROGRI.

"THEORIQUE ET EXPERIMENTALE DES CONDITIONS AUX LIMITES DU CONTACT SEC". Thèse docteur en mécanique. Institut supérieur des matériaux et de la construction mécanique. SAINT - OUEN 1983.

[7] I. KOHEN, D. PLAY, M. GODET.

"DETERMINATION DES CONTRAINTES DANS LES CONTACTS LARGES PAR PHOTOELASTICITE ET INTEREFEROMETRIE HOLOGRAPHIQUE" I.U.T.A.M. Symposium, Poitiers, 10 - 14 sept. 1979.

[8] M. GODET and Y. BERTHIER.

"Forgotten parametres wich govern wear" Int. Colloq. on wear resistant materials, Sainte - Etienne, Novembre 1983.

[9] L.G. KORSHONOVE and R.I. MINTS.

"Investigation of the wear resistance of metastable austenitic steels under dry Sliding friction conditions" Fiz - Khim. Mekh. Mater. 5 (5) (1969) 569 - 572; English transl., UDC 539 - 538, Consultants Bureau, New York

[10] G. PLUVINAGE, J. AYEL.

"Influence of oil and oil composition on fatigue contact of Gear and Bearing steels" Journées de printemps. Paris 30 et 31 mai - 1989 pp32 - 50.

[11] Y.S.WU, B.T.MA and J.W.HE(HO), B.Z.LUO

"A criterion for contact fatigue of Ion Nitrided Gear" Wear, 129 (1989) 13 - 21.

[12] Q.F. PENG.

"Improving abrasion wear by surface traitement", Wear, 129 (1989) 195 - 203.

[13] M. AL KARAISHI et G. MESMACQUE.

communication privée. Avril 1989.

[14] D.M. TURELY.

"The nature of the white - etching surface layers produced during ultra high strength steel" , Mat. Sc. and Eng., 19, (1975)pp 79 - 86.

[15] S. KRISHNAMURTHY and RAMAOHANA RAO.

"Effect of Sursulf traitement on the performance of 0.14%C steel Gears", Wear, 120 (1987) 289 - 303.

[16] P.CHAMPAUD, C. ENSNOUF, FOUGERES.

"Proposal of a crack initiation criterion under rolling fatigue contact, taking into account the microstructural transformations of the material", Journée de Printemps, Paris 30 et 31 mai 1989, pp 159.

[17] A.B. JONES.

Symposium on testing of Bearing., ASTM, 1945, paper 45.

[18] J.A. MARTIN, S.F. BORGESSE and A.D. EBERHARDT.

J. Basic. Eng. 89 (1967) 932.

[19] A. DIAMENT, R. EL HAIK, R. LAFONT, R. WYSS.

"Tenue en fatigue superficielle des couches carbonitrurées et cémentées en relation avec la répartition des contraintes résiduelles et les modifications du réseau cristallin apparaissant en cours de fatigue" Traitement thermique 87 - 74.

[20] H. MURO and N. TSU SHIMA.

"Microstructural, micrihardness and residual stress changes due to rolling contact" wear, 15 (1970) 309 - 330.

[21] R. OSTERLAND, O. VINGSBO, L. VINCENT and P.GUIRALDENG.

"Butterflies in fatigued Ball Bearing Formation mechanisms and structure" Scandinavian Journal of metallurgy. 11 (1982) 23 - 32.

[22] T.S. EYRE and D. MAYNARD.

"Surface aspects of unlubricated metal to metal wear" Wear, 18 (1971) 301 - 310.

[23] MING FENG and B.G. RIGHTMI RE.

"An experimental study of fretting" Proc. Int. Mech. Ing. 1970 (1956) 1055 - 1060.

[24] C.S NANJUNDA RAM and A.RAMAMOHANA RAO.

"The effect of Tuffriding on the rolling contact fatigue behaviour of low alloy steel cylindrical specimens", Wear, 70 (1981) 53 - 62.

[26] K.L. HSU, T.M. AHN and D.A RIGNEY.

"Friction, wear and microstructure of unlubricated Austenitic Stainless Steels", Wear, 60 (1980) 13 - 37.

[27] H. DE LEIRIS.

Métaux et alliages, E.S.T.A Tome II 1971.

[28] C.J.NOVAK, D. PECKNER and I.M. Bernstein.

Cité par [26].

[29] P.LMANGNON and G. THOMAS.

"The martensite phases in 304 Stainless Steel" cité par [26].

[30] S. DEGALLAIX.

"Role de l'azote interstitiel et combiné sur le comportement en plasticité cyclique et monotone d'aciers inoxydables austénitiques Z2 CND 17 - 12 (AISI 316L - 316 LN)" Thèse doc. d'état. univ.de Lille I. 1987.

[31] GRUJICIC.

"Design of precipitated Austenite for dispersed phase transformation toughening in High Strength CO-NI steels", Mat. Sc. and Eng. A128 (1990) 201 - 207.

[32] D.A. RIGNY W. GLAESER.

"The significance of near surface microstructure in the wear process" wear 46 (1978) 241 - 250.

[33] WILIAM, J. SCHMACHER.

"Adhesive wear resistance of Engineering alloys" 32 metal progress, Novembre 1978.

[34] Réf. [3] cité par [33].

[35] JOHN H. DUMBLETON and JOSEPH A. DOUTHETT.

"The unlubricated adhesive wear resistance of metastable austenitic stainless steels containing Silicon" wear, 42 (1977) 305 - 332.

[36] N.C. WELSH.

"The dry wear of steels", Philos. Trans. R. SOC. London, Ser. A. 257 (1965) 31 - 70.

[37] S.W.E. EARLES and M.G. HAYLER.

"Wear characteristics of some metals in relation to surface temperature" wear, 20 (1972) 51 - 57.

[38] T.F. QUINN.

"The application of modern physical techniques to Tribology" Middletown ohio, 1973.

[39] Z. GLOWACKI and W. KALUBA.

"On some features of chromium carbide diffusion layer formation", Metal. Trans., vol. 13A, may 1982.

[40] Y. MIZUTANI.

"Structural changes in the surface layer due to sliding and their effects on friction and wear of materials" Int. Conf. on Fundamentals of Tribology 1978.

[41] L. VINCENT, B. COQUILLET, P. GUIVALDENQ.

"Les facteurs structuraux dans les phénomènes de fatigue de roulement" Buletin de C.E.M. Tome XII no.6, Juin 1973.

[42] J. BOUSSINIESQ.

"Application des potentiels à l'étude de l'équilibre et du mouvement des solides élastiques, principalement au calcul, des déformations et des pressions qu'en produit des cas solides" cité par [6].

[43] H. HERTZ

Gesammelte Werke, T.1, Leipzig(1895). Cité par [6].

[44] Les chercheurs du centre stéphanois de recherches
mécaniques (HYDROMECHANIQUE ET FROTTEMENT).

"La mécanique des surfaces. Aspects théoriques et
applications industrielles."

Conférence présentée au cercle d'Etudes des Métaux, le 9
avril 1970.

