

AD-A065 533

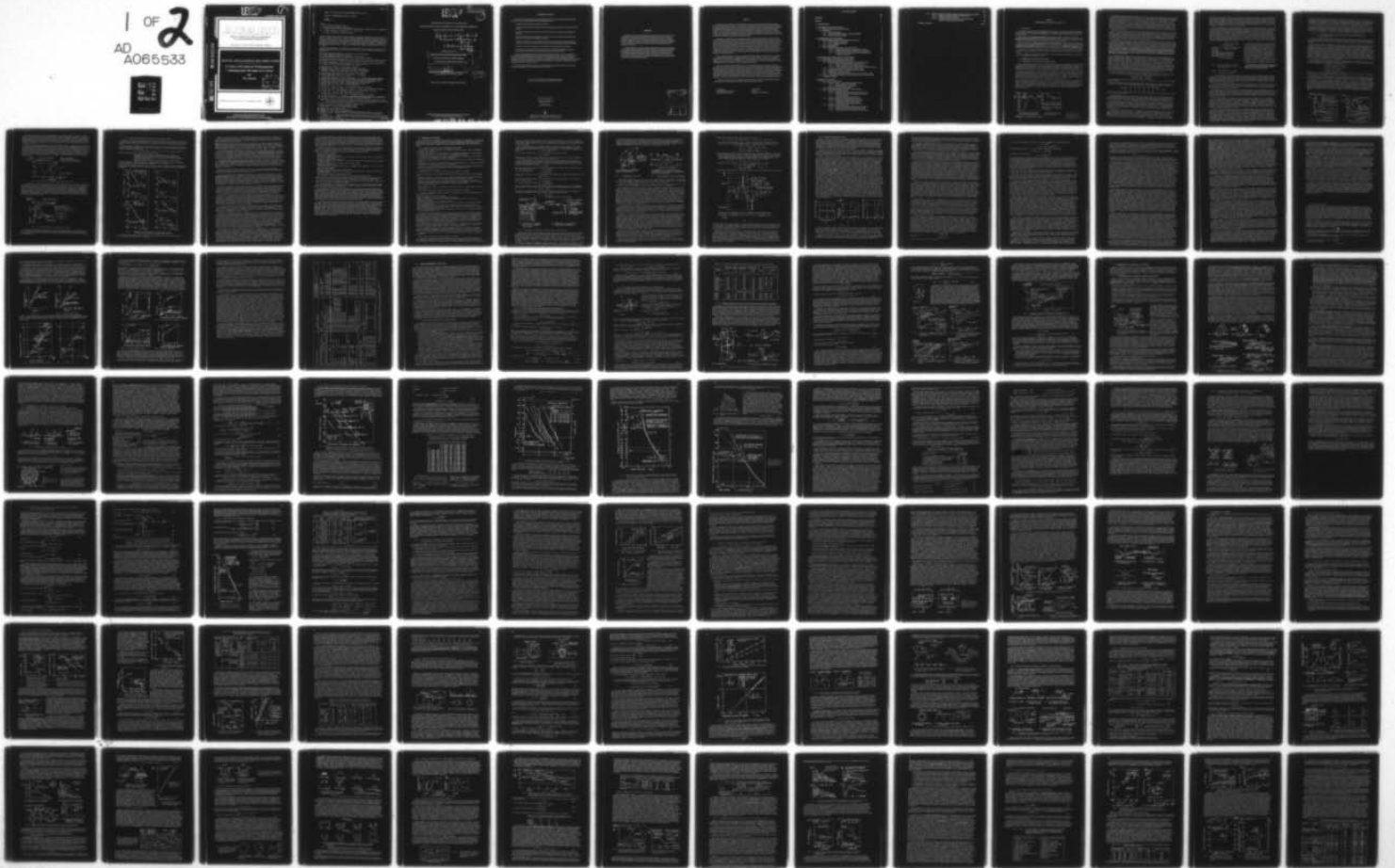
ADVISORY GROUP FOR AEROSPACE RESEARCH AND DEVELOPMENT--ETC F/6 11/6
MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES. II. CAUSES ET PREVENTION --ETC(U)
DEC 78 W 6 BARROIS

UNCLASSIFIED

AGARD-MAN-10(FR)

NL

1 OF 2
AD A065533





LEVEL II

①

AGARD-MAN-10 (FR)

MAN 10 (FR)

AGARD-MAN-10 (FR)

AGARD

GRUPE CONSULTATIF POUR LA RECHERCHE
ET LE DEVELOPPEMENT AEROSPATIAL

7 RUE ANCELLE 92200 NEUILLY SUR SEINE FRANCE

MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES

AD A0 65533

MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES

II. Causes et Prevention de l'Endommagement

7. Endommagement Mécanique de la Surface

par
W.G. Barrois

DDC
RECEIVED
MAR 9 1979
A

DDC FILE COPY



ORGANISATION DU TRAITE DE L'ATLANTIQUE NORD



VOIR COUVERTURE DE DOS POUR
DIFFUSION ET DISPONIBILITE DE CE DOCUMENT

DISTRIBUTION STATEMENT A

13 mar

Errata

Pages:

- 3 Fin 5° ligne, lire: donner, non: doner
- 4 Référence FRISH et THOMSEN¹¹, numéro manquant
- 9 4° alinéa, 1° ligne, lire: expérimentales, non: expérimentales ; dernière ligne, lire: température
- 11 1° alinéa sous figure, 3° ligne, fin, lire: ... pour $\nu = 0,3$
3° alinéa, remplacé par la rédaction suivante:

Dans le domaine de l'élasticité, une bille s'enfonce en comprimant le matériau au centre de l'aire de contact. En surface et au contour de l'aire de contact, l'enfoncement entraîne le matériau superficiel en créant une traction radiale et une compression circonférentielle. Ces contraintes sont nulles dans le cas du cylindre en contact avec un plan. En profondeur, le matériau comprimé tend à s'échapper latéralement et crée ainsi des contraintes de cisaillement à 45° sur sa direction. Lors du roulement, le cisaillement τ_{45} est lié aux glissements plastiques alternés se produisant pendant l'évolution du métal en fatigue sous la variation périodique de τ_{45} entre τ_{45max} et une faible valeur négative à chaque passage de la bille ou du rouleau.

Dans le domaine plastique, les contraintes de cisaillement à 45° sont maximales à la limite entre le matériau élastiquement maintenu par le frottement sous l'aire de contact et le matériau inférieur cédant plastiquement.

- 19 Dans les légendes des figures 15 et 16, remplacer la référence 87 par 88.
- 20 2° ligne, remplacer la référence 87 par 88.
- 25 2° ligne, deuxième formule, fermer la parenthèse avant la virgule.
- 30 Avant-dernier alinéa, compléter la première ligne et la seconde qui deviennent:

La fatigue superficielle des champignons des rails des voies ferrées donne un écaillage avec des déformations plastiques latérales; aux faibles vitesses de glissement existant en pratique, l'usure sévère

- 32 6° alinéa commençant par: Dans le cas de départs de fissures..., 2° ligne, lire: Fig. 30g, non 30b.
- 36 5° ligne, lire: de charge alternée par heure est ..., non: par tour est..
1er alinéa sous figure, lire: stéthoscope, non: stéthoscope.
- 41 Dernier alinéa, 1° ligne, lire: toute opération, non: toutes
- 54 Paragraphe 7.4.3, 3° alinéa, 5° item, lire: - Adhésion: .. non: Adhérence
- 55 2° alinéa, 5° ligne, lire: ... les conclusions..., non: des conclusions..
Avant-dernier alinéa, avant-dernière ligne, lire: enrobage, non: emrobage.
- 64 4° alinéa, deux lignes avant la fin, lire résultats, non résultatats
- 69 Fig. 62, Indice de plasticité, lire: $p = \sigma_0,2\% / \sigma_0,4\%$, non: $\sigma_0,02\%$
3° ligne après figure, lire: 0,2%, non 0,02%.
- 70 Avant-dernière ligne, au lieu de: vitesses radiales..., lire: vitesses radiales de détérioration...
- 71 2° ligne, lire: BRUNTON²¹¹; 2° alinéa, avant-dernière ligne, lire LEVY et MOROSI²¹², non ²¹¹
- 72 Table 7.5.2.1 - 1, 1° et 2° colonnes, vitesses c, mettre le signe x entre les nombres et 10⁵
- 73 4° ligne après l'équation (93), lire: électro-magnétique, non: électro-magnétique.
- 74 Après la figure 67, début 7° ligne, lire: plus longs. non: trop longs.
- 75 Paragraphe 7.5.2.1.b, 2° ligne, lire: ..ondes de compression
- 77 Equation (98), lire $p_a + p_v - p_t =$, non $+ p_t$. Ligne suivante, lire: p_t , non p.
- 78 4° ligne, lire: l'avant de la bulle, non de la goutte. 8° ligne, lire: la bulle, non: la goutte.
- 80 dernière ligne, lire ... était normale à la vitesse, non: était parallèle à la vitesse
- 82 1° ligne, lire: ...d'érosion croît jusqu'à ce que la plus grande ...
3° alinéa depuis le bas, 11° ligne, lire: ... que Preyser et Tyrell..., non: Tyrell
- 88 2° alinéa, 7° ligne, lire: ... la création correspondante de contraintes résiduelles de compression..
- 89 2° alinéa sous la table, avant-dernière ligne, lire: ne sont pas connues dans
- 92 Lire: Table 7.5.2.3 - 5b, non: 4.5.2.3 - 5b. Fig.94, lire: mm³/min.), 427°, 204°, non: mm³/heure, 424°, 205°.
Fig. 93, sur les courbes, les températures sont depuis le haut: 427°C, 649° et 204°, non: 204, 427 et 649 dans le tableau de figure, les pentes sont 1,6 - 1.9 et 1.7. non: 1,6-1 et 1.
- 94 Fig. 97, les unités des ordonnées sont des hauteurs d'eau en inches.
- 100 Avant l'équation (108), lire MUELLER et SIMS²⁸⁷, non: 289.
Table 7.5.2.4 - 7, 6° ligne, lire: Furane B 265, non 8265.
- 106 Référence 29, lire Mars 1971, non: 1941.
- 109 Référence 112, lire: Lubrication, non: Lubrication
- 111 Référence 179, lire: .. et par coïnage, non: coïnage. Référence 184 : Inconnue, voir réf. 183
- 112 Supprimer la première référence 210 faisant double emploi et intercaler plus bas la référence 212:

212. Levy, M., *Erosion and Fatigue Behavior of Coated Titanium Alloys for Gas Turbine Compressor Applications*. Feb. 1976, Army Materials and Mechanics Research Center, Watertown, Mass. USA.
Morossi, J.L.

113 Intercaler la référence manquante:

237 Rayleigh, Lord *Philosophical Magazine*, London, Vol.34, 1917, p. 94-100.

Référence 252, lire: 1919, non: 1910.

79-10
AD-A065533

LEVEL II

14

AGARD-MAN-10 (FR)

1

ORGANISATION DU TRAITE DE L'ATLANTIQUE NORD

GROUPE CONSULTATIF POUR LA RECHERCHE ET LE DEVELOPPEMENT AEROSPATIAL

(NORTH ATLANTIC TREATY ORGANIZATION)

Structural Fatigue Manual.
II. Causes and Prevention of
Damage.
7. Mechanical Surface
Damage

AGARD Manuel No.10

6

MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES.

II. Causes et Prevention de l'Endommagement

7. Endommagement Mécanique de la Surface

par

10

William G. Barrois

Ingénieur en Chef Militaire Honoraire de l'Armement (Air)
42 rue Larmeroux, 92170 Vanves, France

11 Dec 78

12/124p.

This text is also available in English as Man-10 (Eng.).

Ce Manuel fut préparé sur la demande du Groupe de Travail des
Structures et Matériaux de l'AGARD-OTAN.

YB

400 04379 03 07 002

LA MISSION DE L'AGARD

La mission de l'AGARD est de réunir les personnalités marquantes des pays de l'OTAN dans les domaines de la science et de la technologie intéressant les activités aérospatiales, en vue:

- d'échanger des renseignements scientifiques et techniques;
- de stimuler de façon continue les progrès des sciences aérospatiales pouvant permettre de renforcer la défense commune;
- d'améliorer la coopération entre les pays membres dans le domaine de la recherche et du développement aérospatial;
- de fournir au Comité Militaire de l'Atlantique Nord une aide et des avis scientifiques et techniques dans le domaine de la recherche et du développement aérospatial;
- d'apporter, sur demande, aux autres organismes de l'OTAN et aux pays membres, une aide scientifique et technique en ce qui concerne les problèmes de recherche et de développement dans le domaine aérospatial;
- de fournir une aide aux pays membres en vue d'accroître leur potentiel scientifique et technique;
- de recommander aux pays membres des méthodes efficaces pour utiliser leurs possibilités en matière de recherche et de développement au profit de l'ensemble de la communauté de l'OTAN.

Le Conseil des Délégués Nationaux de l'AGARD constitue la plus haute autorité au sein de cet organisme; il est composé de représentants éminents de chaque pays membre, faisant l'objet d'une nomination officielle. Pour mener à bien sa mission, l'AGARD dispose de Groupes de Travail composés d'experts désignés par les Délégués Nationaux, du Programme d'Echanges et de Consultants, et du Programme d'Etudes en vue d'Applications Aérospatiales. L'AGARD rend compte des résultats de ses travaux aux pays membres et aux Autorités de l'OTAN sous forme de publications dont cet ouvrage est un exemple.

Seules sont admises à participer aux activités de l'AGARD les personnes ayant fait l'objet d'une invitation et jouissant en règle générale de la citoyenneté d'un des pays de l'OTAN.

Le texte de cette publication a été directement reproduit à partir d'un exemplaire fourni par l'AGARD ou par l'auteur.

Publié en Decembre 1978

Copyright © AGARD 1978
Tous droits réservés

ISBN 92-835-2105-6



*Imprimé par Technical Editing and Reproduction Ltd
Harford House, 7-9 Charlotte St, London W1P 1HD*

SOMMAIRE

On passe en revue et on compare les processus et les aspects pratiques des diverses causes d'endommagement mécanique de la surface des structures qui peuvent être à l'origine de défaillances ou de ruptures finales par fatigue ou par corrosion sous tension sous l'influence des charges appliquées en service. Ce sont les endommagements provoqués par les défauts de traitement thermique, la rectification à la meule, l'usure, la fatigue de roulement, la fatigue de contact ou frottement-fatigue ainsi que l'abrasion, l'érosion par des particules solides ou liquides et la cavitation.

En dépit de différences apparentes, les processus élémentaires de ces modes d'endommagement mécanique présentent une uniformité réelle et comportent une phase initiale de fatigue par déformations plastiques répétées; les contraintes alternées correspondantes à l'échelle microscopique entraînent le détachement de particules dans chacun de ces processus. On montre comment l'action éventuelle de la corrosion est limitée dans les essais de laboratoire à l'oxydation des débris mais peut avoir une influence plus complexe dans les structures réelles en service où le temps est beaucoup plus long.

ACCESSION IN	
NTIS	Write Section <input checked="" type="checkbox"/>
DDC	Ref Section <input type="checkbox"/>
UNCLASSIFIED	<input type="checkbox"/>
JUSTIFICATION	
BY	
DISTRIBUTION ARCHIVE UNIT - DDC	
SIGN	DATE
A	

PREFACE

Le Panel "Structures et Matériaux" de l'AGARD (Advisory Group for Aerospace Research and Development: Groupe Consultatif pour la Recherche et le Développement Aérospatial) réunit des hommes de science, des ingénieurs et des responsables techniques de l'Industrie, de l'Université et des Organismes Officiels de l'ensemble des pays de l'OTAN. Son objectif est de faire progresser la recherche et les développements dans le domaine aérospatial et d'élaborer des moyens et données techniques en vue de l'optimisation des véhicules et des équipements utiles à l'OTAN. Le Panel fournit les moyens propres à l'organisation de colloques et d'échanges d'informations, à la conduite d'études menées en coopération et de programmes expérimentaux, ainsi qu'à la préparation et à la diffusion de documents donnant l'état des connaissances actuelles dans des domaines techniques sélectionnés.

L'importance de la fatigue en tant que mécanisme générateur de ruptures dans les structures d'avions a amené le Panel à entreprendre un certain nombre d'activités sur ce sujet et dans des domaines très proches. Afin de promouvoir la diffusion des connaissances sur la fatigue et les questions connexes auprès des ingénieurs responsables de la conception, de la fabrication et de la maintenance, le Panel décida de faire rédiger des documents traitant de ce problème, dont la publication serait assurée par l'AGARD. Il eut la chance de trouver, parmi ses membres, un homme à la hauteur de cette tâche en la personne de Monsieur W.G.Barrois, hautement qualifié par sa formation et son immense expérience pour s'adresser comme il convenait aux hommes de science et aux ingénieurs concepteurs. Le premier fruit de ses efforts considérables, un "Manuel sur la Fatigue des Structures" composé de cinq chapitres traitant des aspects fondamentaux et physiques de la fatigue, fut publié en Juin 1970 sous la référence AGARD-MAN-8-70, et trouva un excellent accueil auprès de ceux à qui il était destiné.

Il fut ensuite décidé d'ajouter à ce Volume I du Manuel un Deuxième Volume traitant des "Causes et de la Prévention des Détériorations Structurales". Le premier chapitre de ce Deuxième Volume – le chapitre 6 – fut publié en Novembre 1975 sous la référence AGARD-MAN-9-Vol.2. Il étudiait en détail le problème de l'endommagement des alliages d'aluminium sous l'action de la fatigue, de l'usure par frottement, de la corrosion et de la corrosion sous tension, en indiquant les causes de rupture et les méthodes propres à leur prévention.

La présente publication comprend le chapitre 7 qui traite de l'endommagement de surface dues à des causes mécaniques telles que frottement d'une roue en rotation, usure, fatigue due au roulement, fatigue par contact, fatigue par frottement, et érosion sous l'action de particules solides ou liquides. L'endommagement de cette nature est fréquemment à l'origine de fissures de fatigue. L'auteur s'efforce de présenter, sous forme résumée, les aspects des connaissances scientifiques relatives à ce domaine qui s'appliquent particulièrement au processus de conception des structures. Nous espérons qu'une complète appréciation et une utilisation attentive de ces informations par les ingénieurs concepteurs permettront d'améliorer de façon significative la résistance de nos futurs véhicules aux facteurs d'environnement, et, par conséquent, de réduire dans une large mesure les coûts et la maintenance, et d'augmenter la disponibilité des avions.

Le Panel tient à exprimer à nouveau sa gratitude à Monsieur Barrois pour le travail considérable qu'il a fourni et formule l'espoir que les bénéfices qui en découleront seront à la mesure de ses efforts.

N.F.HARPUR
Ancien Président de 1976 à 1978
Panel Structures et Matériaux

J.B. de JONGE
Président
Panel Structures et Matériaux

TABLE DES MATIERES

	Page
SOMMAIRE	iii
PREFACE	iv
7.1 INTRODUCTION	1
7.2 DECARBURATION ET RECTIFICATION	1
7.2.1 Défauts et fissures dus au traitement thermique	1
7.2.2 Rectification	3
7.2.2.1 Position du problème	3
7.2.2.2 Transformations métallurgiques – Contraintes résiduelles	4
7.2.2.3 Effet sur la résistance à la fatigue	6
7.3 ENDOMMAGEMENT PAR FROTTEMENT	9
7.3.1 Phénomènes élémentaires dans l'endommagement de frottement	9
7.3.1.1 Etat de contrainte sous un curseur	9
7.3.1.2 Usure – Adhérence des aspérités	13
7.3.1.3 Usure par abrasion	18
7.3.2 Modes d'endommagement	23
7.3.2.1 Evaluation des températures des surfaces frottantes	23
7.3.2.1-a Partage de chaleur entre deux corps infiniment étendus	24
7.3.2.1-b Frottement d'une aspérité individuelle sur une surface plane	25
7.3.2.1-c Frottement moyen avec des points de contact multiples dans une région de conjonction	26
7.4 ENDOMMAGEMENT PAR ROULEMENT ET FROTTEMENT	30
7.4.1 Endommagement des engrenages, des cames et des rails	33
7.4.2 Endommagement des roulements à billes et à rouleaux	33
7.4.2.1 Endommagement et durée des roulements droits en rotation continue	33
7.4.2.1-a Capacité de charge statique des roulements droits	34
7.4.2.1-b Capacité dynamique et durée en fatigue des roulements	36
7.4.2.1-c Durée des roulements sous des charges variables – Dommage cumulatif	44
7.4.2.2 Frottement et pivotement des billes dans les contacts obliques	45
7.4.2.3 Application aux roulements de la théorie statistique de Weibull	47
7.4.2.4 Oscillations des roulements à aiguilles	49
7.4.2.5 Usure localisée de matage dans les roulement au repos, sous vibrations radiales	51
7.4.3 Formes et terminologie de l'altération de contact associant la corrosion, l'usure de matage et la fatigue de frottement	54
7.5 EROSION ET CAVITATION	59
7.5.1 Erosion par des particules solides	60
7.5.1.1 Erosion par le sable ou des abrasifs en grains dans un fluide	60
7.5.1.1-a Sable en suspension dans un liquide	60
7.5.1.1-b Sable projeté par un courant gazeux	61
7.5.1.2 Impact et érosion par des sphères solides	65
7.5.2 Erosion par des particules liquides et cavitation – Aspect mécanique	71
7.5.2.1 Erosion par des particules liquides	72
7.5.2.1-a Répartition de la pression d'impact sur l'aire de contact	73
7.5.2.1-b Ondes de compression et flux latéral pendant l'impact – Cavitation secondaire	75
7.5.2.1-c Formation des micro-jets par cavitation	77
7.5.2.2 Nature et progression des micro-jets pendant la cavitation	79
7.5.2.2-a Modification du matériau pendant l'incubation	79
7.5.2.2-b Progression de l'érosion et de la cavitation	81
7.5.2.2-c Comportement en essais accélérés et en service	82
7.5.2.3 Données sur la résistance à l'érosion	85
7.5.2.3-a Listes de classement de matériaux résistant à l'érosion	85
7.5.2.3-b Influence des propriétés du liquide sur la cavitation	90
7.5.2.3-c Cavitation dans les circuits hydrauliques et de graissage	94

	Page
7.5.2.4 Erosion des matériaux transparents, plastiques ou feuilletés par des impacts liquides	96
7.5.2.4-a Résistance aux impacts liquides des matériaux massifs	96
7.5.2.4-b Matériaux feuilletés et revêtements	99
7.5.2.4-c Transmission des ondes de pression et de contrainte dans les feuilletés – Atténuation par les revêtements	100
Références du Chapitre 7	105-114

CHAPITRE 7

ENDOMMAGEMENT MÉCANIQUE DE LA SURFACE

7.1- Introduction

La corrosion constitue le mode d'endommagement le plus courant de la surface des pièces mécaniques et des structures raccourcissant la phase d'incubation des fissures de fatigue donc diminuant sérieusement la durée en service. D'autres modes d'endommagement de la surface jouant le même rôle nocif sont dus à d'autres causes.

On peut énumérer la décarburation superficielle des aciers pendant le traitement thermique, la rectification à la meule susceptible de modifier le traitement thermique d'une mince couche superficielle de l'acier traité, de créer des contraintes résiduelles de traction en surface et réalisant ainsi un état pré-fissural, ou même entraînant des micro-fissures causant le rebut des pièces.

Dans un autre groupe, l'altération de contact ou corrosion-frottement est une cause très fréquente de raccourcissement de la phase d'incubation des fissures de fatigue. C'est un cas particulier des phénomènes d'usure avec soudure des aspérités en contact, dont le cas extrême est le grippage avec arc-boutement. La prévention de l'altération de contact et de l'usure implique l'étude des conditions de rodage en service, c'est-à-dire, des conditions pour lesquelles l'usure tend à diminuer la rugosité des surfaces en contact.

La fatigue de la couche superficielle des galets, rouleaux, billes et de leurs chemins de roulement est encore une cause importante d'amorces de fissures de fatigue susceptible d'entraîner des ruptures en service.

Enfin, l'érosion et la cavitation mettent aussi en oeuvre des processus élémentaires de fatigue mécanique et de corrosion de la surface des pièces.

7.2 - DÉCARBURATION ET RECTIFICATION À LA MEULE.

7.2.1 - Décarburation et fissures de traitement thermique.

Lors du traitement thermique des aciers, la surface des pièces peut être décarburée ou recarburée selon la composition de l'atmosphère du four et les conditions du traitement. La décarburation donne une couche superficielle moins dure, susceptible de glissements plastiques dans certains grains où des amorces de fissuration en fatigue peuvent se produire et conduire à un abaissement de la résistance en fatigue. La décarburation peut être régulière ou ne concerner que quelques points plus mous que le reste de la surface.

Sous une charge statique, une couche superficielle décarburée d'une façon homogène supporte seulement la contrainte correspondant à la limite d'écoulement et surcharge de ce fait le coeur du métal où la contrainte est plus élevée que dans le cas d'un métal homogène où le métal superficiel est moins dur par le seul effet des faces libres des grains superficiels (voir en 2.5.1). Si, comme il est habituel pour des éprouvettes lisses sous une charge statique, la rupture commence par des fissures à coeur, la charge de rupture sera nettement diminuée dans le cas d'une éprouvette de faible section.

Dans la rupture finale des pièces minces fissurées, la décarburation des faces et le plus grand allongement plastique du métal superficiel gênent la progression de la fissure dans le coeur du métal, ce qui conduit à des valeurs plus élevées de la valeur critique K_{IC} du facteur d'intensité des contraintes. La figure 1 montre les résultats de CAINE¹ relatifs à la résistance à l'explosion d'enveloppes sous pression. En fonction de la profondeur de la couche décarburée, la résistance en traction du matériau diminue et passe par un minimum alors que la contrainte de rupture fragile sous pression des enveloppes croît et passe par un maximum.

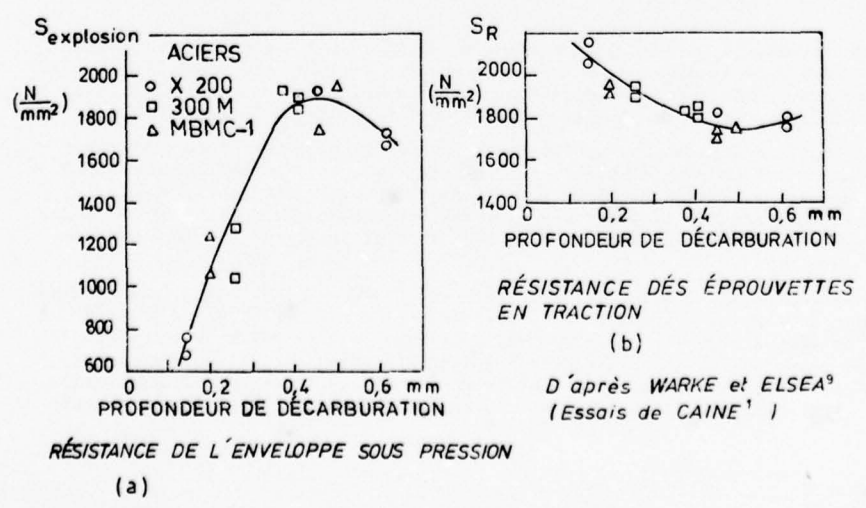


Fig. 1 - Effet de la décarburation sur la résistance en traction et la rupture des enveloppes sous pression.

En fatigue, les fissures prennent naissance en surface et un adoucissement homogène de la couche superficielle par décarburation entraîne un abaissement de la limite de fatigue. D'après JACKSON et POCHAPSKY², la décarburation superficielle des aciers américains AISI 2340, AISI 4140 et AISI 5140 divise la limite de fatigue par un facteur variant de 1,7 à 4,3. Pour ces aciers traités à plus de 1600 N/mm², le facteur divisant la résistance varie de 3,35 à 4,3 pour les éprouvettes lisses et de 2,75 à 3,5 pour les éprouvettes entaillées. Dans ces essais, la profondeur de décarburation était de 0,2 à 0,25 mm et la décarburation était très poussée; les copeaux prélevés sur une couche de 0,05 mm d'épaisseur contenaient seulement 0,01 % de carbone. Il convient de ne pas oublier que la décarburation diminue les contraintes résiduelles de compression induites par la transformation austénite-martensite et que le traitement thermique après usinage élimine aussi les contraintes résiduelles de compression qui auraient été introduites par un usinage après traitement.

RUFF³ a étudié la limite de fatigue de l'acier H-11 (analogue au 40 CDV 20) traité pour une très haute résistance. La limite de fatigue de l'acier traité après usinage au tour était de 490 N/mm². Une rectification à la meule enlevant 0,125 mm après traitement donnait 730 N/mm², alors que la rectification avant traitement donnait 690 N/mm². On peut penser que l'effet principal du traitement est la perte des contraintes superficielles de compression dues au tournage et que l'effet de la décarburation est plus faible. On pourrait aussi penser que l'irrégularité de la surface usinée au tour introduit ensuite une décarburation hétérogène laissant des points mous dans une région plus dure.

Nous connaissons un cas de pièce en acier 35 NCD16 traité à 1200 N/mm² où une pièce particulière avait une résistance en fatigue anormalement faible par suite d'une amorce de fissure prenant naissance au bord d'une très petite région décarburee; la pièce était traitée brute de forge et était polie après traitement thermique. Pour les aciers à très haute résistance, tels que l'acier américain 4340 (analogue au 40 NCD7) traité pour 1800 N/mm² et l'acier H-11 (40 CDV20), l'expérience américaine sur les trains d'atterrissages a montré que le grenailage ou le polissage des régions brutes de forge était insuffisant et que l'on pouvait éliminer les dangers de la décarburation par un usinage total final après traitement thermique. En France, pour le traitement de l'acier 35 NCD16 traité à 1800 N/mm² pour le train principal de l'avion supersonique Concorde, on a utilisé un four à infra-rouge sous vide pour l'austénisation et une circulation d'argon pour la trempe et le revenu; l'argon ne peut être utilisé pour l'austénisation parce qu'il donne encore une décarburation.

Les surfaces brutes de forge ou de traitement thermique ont aussi une influence défavorable sur les aciers à résistance modérée. MANN⁴ a étudié l'influence de la croûte de forge et de la décarburation de traitement thermique sur la résistance en fatigue de l'acier 4140 (analogue au 40 CD4) traité pour 1000 N/mm². La composition de l'acier était, en pour cent: 0,44 C - 0,79 Mn - 0,91 Cr - 0,17 Mo - 0,39 Si - 0,09 Ni - 0,02 S - 0,02 P - reste Fe. Le traitement thermique était: austénisation de 3/4 d'heure à 820 - 840 °C dans un bain de sel neutre, trempé à l'huile, revenu à l'air 1 heure à 620 - 625 °C, puis trempé à l'eau. Les éprouvettes lisses usinées étaient tournées puis polies en passes croisées, avec le dernier polissage en long (papier au carbure de silice 600). Les éprouvettes entaillées étaient tournées avec un outil de forme au carbure ayant un rayon de 0,125 mm. Après un usinage grossier, les éprouvettes lisses "comme forgé" étaient forgées au marteau pneumatique puis chauffées 20 à 30 minutes au four à 900 °C, refroidies à l'air puis traitées, lavées à l'eau chaude à 75 °C et séchées à l'air. Les caractéristiques statiques étaient: $S_{0,2} = 900$ N/mm², $S_R = 1040$ N/mm² et $A = 20$ %.

Les essais de fatigue en flexion rotative sur éprouvettes lisses toriques ($D = 12,7$ mm, $d = 6,99$ mm, $r = 76,2$ mm) à 12 000 cycles par minute ont donné les limites de fatigue suivantes à 10^7 cycles:

- éprouvettes polies : 480 N/mm²,
- éprouvettes forgées : 320 N/mm².

Sur les éprouvettes entaillées usinées ($D = 12,7$ - $d = 6,99$ - $r = 0,127$ mm - $K_T = 4$), la limite de fatigue était de 176 N/mm².

Reprenant les résultats d'autres auteurs, MANN donne le coefficient K_f de réduction équivalent aux conditions des surfaces forgées ou décarburees, en fonction de la résistance à rupture des aciers^{5,6,7,8} :

S_R	350	700	1050	1400	1750	2100	N/mm ²
réduction, %	17	29	47	62	73	84	= 100 (1 - 1/ K_f)
K_f	1,2	1,4	1,9	2,65	3,7	6,	

ce qui donne la possibilité d'une chute de 40 à 50 % pour $S_R = 1040$ N/mm². Dans ses essais, MANN a obtenu $K_f = 1,5$, soit une chute de 33 %.

La décarburation enlevant des atomes de carbone à la surface des pièces et la cémentation apportant des atomes supplémentaires pénétrant dans la pièce agissent par migration des atomes de carbone dissous dans le réseau cristallin du fer aux températures comprises entre la température d'austénisation et la température de fusion, les atomes de carbone étant libres dans les mailles cubiques du réseau du fer.

La normalisation des aciers consiste à maintenir suffisamment longtemps une température convenable supérieure à la température d'austénisation pour uniformiser la répartition des atomes dissous de carbone dans les différentes régions d'une pièce. TUCKER¹⁰ indique que les distorsions et les gauchissements des pièces dus à la trempe des aciers sont réduits dans les pièces normalisées avant le traitement thermique. Le rapport de la limite élastique à la résistance à rupture en traction est également augmenté par la pré-normalisation.

La normalisation, l'austénisation et, à un moindre degré, le refroidissement lent dans l'air sont susceptibles de modifier la teneur en carbone au voisinage de la surface si l'atmosphère du four n'a pas une composition telle que la réaction enlevant du carbone n'est pas équilibrée par la réaction inverse. WARKE et ELSEA⁹ ont présenté une revue des effets de la décarburation des aciers et des moyens mis en oeuvre pour l'éviter. Pour les pièces de dimensions modérées, le moyen le plus simple est l'utilisation des fours à bain de sel neutre, pour éviter la décarburation, ou carburant pour cémenter. On peut aussi

utiliser un four à atmosphère inerte (argon par exemple), oxydante ou réductrice. Les atmosphères oxydantes contiennent surtout de l'acide carbonique CO_2 alors que l'oxyde de carbone CO donne des atmosphères réductrices. Le potentiel en carbone d'une atmosphère est déterminé par le rapport CO/CO_2 et par le rapport méthane/hydrogène. La présence de CO et de méthane tend à recarburer. Le contrôle de la carburation et de la décarburation est obtenu par la présence de vapeur d'eau réagissant avec le CO pour donner du CO_2 et de l'hydrogène en diminuant ainsi la tendance à la décarburation. La teneur en vapeur d'eau est contrôlée par le rapport de l'air au gaz carburant fourni.

Outre la décarburation, le traitement thermique peut largement diminuer la résistance à la fatigue et à la corrosion sous tension des pièces ébauchées en usinage avant le traitement thermique, lorsque celui-ci détermine des tensions susceptibles de provoquer des fissures non détectées par le contrôle final sur les pièces terminées. Ces fissures, appelées tapures de trempe, sont dues aux tensions résiduelles de refroidissement et sont favorisées par la dureté de l'acier, la vitesse de refroidissement dépendant du volume de la pièce et du fluide de trempe, ainsi que par le profil tourmenté de la pièce donnant des concentrations de contrainte. Un choc après trempe et avant le revenu peut également produire une fissure dans une concentration de contrainte. Rappelons que le classement de la dureté de trempe obtenue avec les divers fluides est, par ordre croissant: dans l'air, dans l'huile et dans l'eau. Dans un bac de trempe à l'huile, l'eau de condensation peut s'accumuler au fond; c'est pour cette raison que les bacs comportent une grille retenant les pièces loin du fond.

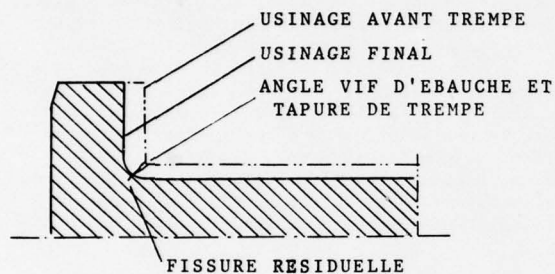


Fig. 2 - Tapure de trempe due à un angle trop aigu de l'usinage d'ébauche avant la trempe.

L'effet des concentrations de contrainte résiduelles de trempe peut être illustré par l'exemple d'une vis de tension ayant fait l'objet d'une fissuration anormale de fatigue en service. Avant le traitement thermique par trempe à l'huile, l'ébauche usinée comportait un angle vif entre la tête et le fût (voir figure 2). La trempe créait des contraintes de traction suffisantes pour produire une fissure partant de l'angle vif mais éliminée en grande partie par l'usinage final avec un rayon de raccordement. Les petites fissures résiduelles constituaient des amorces pour la fissuration en fatigue et en corrosion sous tension. Le remède a consisté à supprimer l'angle vif de l'usinage d'ébauche et à tremper l'acier à l'air.

En conclusion, il faut souligner que tout angle fermé pointu doit être évité dans les usinages d'ébauche avant la trempe des aciers.

7.2.2 - Rectification à la meule.

7.2.2.1 - Position du problème.

La rectification à la meule des pièces en acier trempé a pour but d'obtenir une précision meilleure que celle de l'usinage aux outils de coupe ou d'obtenir des surfaces de profils complexes au moyen d'une meule de forme dont le profil peut être réalisé par des moyens simples. La fabrication aura donc naturellement recours à la rectification lorsque les plans spécifieront des tolérances serrées ou une surface de faible rugosité ou bien, en l'absence d'indications contraires, lorsque la forme sera moins coûteuse à réaliser au moyen d'une meule.

Les usines ont connaissance de la nécessité d'adapter les paramètres de la rectification, tels que la dureté et la vitesse circonférentielle de la meule, la profondeur de passe et la vitesse de la pièce, au métal particulier utilisé et à son traitement. Le but est d'éviter des micro-fissures de rectification dont la détection entraîne le rebut des pièces.

On peut penser qu'il faut aller plus loin et éviter la possibilité que le comportement en service révèle certains dangers de la rectification par des incidents graves ou coûteux. Pour répondre à ce besoin et pallier une insuffisance des contrôles visuels et des contrôles magnétoscopiques après rectification, certains constructeurs utilisent un traitement d'oxydation faisant apparaître des fissures superficielles par corrosion sous tension lorsque les contraintes résiduelles de traction superficielle dues à la rectification sont trop élevées.

Il y a quelques années, l'introduction des aciers à très haute résistance tels que le 40 CDV 20 et le 35 NCD 16 traités pour une résistance en traction supérieure à 1800 N/mm^2 , aciers particulièrement fragiles, sensibles à l'entaille et à la corrosion sous tension, a entraîné des études systématiques de l'influence de l'état de surface sur la résistance à la fatigue. La plupart des éprouvettes rectifiées avaient une aussi bonne résistance en fatigue que les éprouvettes tournées. Cependant, la dispersion des résultats pour un lot était plus grande pour les éprouvettes rectifiées et certains lots assez rares montraient une valeur très réduite de la résistance en fatigue: après examen, la rectification était jugée mauvaise, le métal superficiel étant "brûlé".

La rectification, même réputée bonne, donne une transformation métallurgique du métal superficiel constituant un traitement de trempe mal contrôlé et le résultat ne dépend pas du traitement antérieur du métal profond, au moins en ce qui concerne le début de la fissuration affectant la couche superficielle modifiée. Par conséquent, un acier traité pour une résistance de 1200 N/mm^2 sera sujet au même début d'endommagement après rectification que le même acier traité à 1800 N/mm^2 . Le danger de rupture dépendra de la progression de la fissure au cœur du métal et devrait être apprécié compte tenu de la sévérité du chargement statique et de la fatigue de la région concernée de la pièce, de la plus ou moins grande agressivité corrosive de l'environnement, ainsi que du risque de catastrophe après une rupture locale, ce risque dépendant du caractère plus ou moins vital de la pièce et diminuant lorsque d'autres pièces peuvent en partie remplir la fonction de la pièce défaillante ("fail-safe").

On peut penser que toute rectification serait à éviter dans les pièces en acier traitées pour une résistance en traction supérieure à 1250 N/mm^2 , exception faite de régions lisses et en surépaisseur sans concentrations de contrainte dues au dessin ou aux frottements dans les assemblages, ces régions devant être efficacement protégées contre la corrosion sous tension. Ces exceptions devraient toujours faire l'objet d'une discussion entre le Bureau d'Études, la Production et les Laboratoires spécialisés.

Dans le cas des aciers traités pour une résistance en traction inférieure à 1250 N/mm^2 , les risques sont plus faibles mais se sont déjà manifestés par des incidents en service sur des pièces d'avions ou d'hélicoptères dimensionnées d'une façon un peu faible compte tenu des sollicitations en service plus sévères que celles supposées. C'est pourquoi, il convient d'étudier de plus près l'ensemble du problème de l'emploi de la rectification à la meule et du contrôle effectif de certaines pièces.

7.2.2.2 - Transformations métallurgiques et contraintes résiduelles dues à la rectification.

Dans la coupe du métal par un grain abrasif d'une meule, comme dans la coupe du métal au moyen d'un outil, la rupture d'une particule ou le détachement d'un copeau est une rupture locale précédée par des déformations plastiques énormes donnant des allongements permanents du métal superficiel et un échauffement local.

Dans la coupe à l'outil, l'échauffement est trop faible pour entraîner une modification métallurgique du métal de la pièce, bien que le copeau soit parfois modifié du fait d'un plus grand échauffement dû au frottement sur l'outil et de l'absence d'un refroidissement par conduction thermique. Cependant, les allongements permanents de la couche superficielle du métal, gênés par l'élasticité du métal à coeur, se traduisent par des contraintes résiduelles de compression dans le sens de la coupe et dans le sens transversal. Ces contraintes résiduelles superficielles sont de l'ordre de la limite élastique du métal. Elles s'ajoutent algébriquement aux contraintes produites par les charges extérieures et diminuent d'autant les contraintes locales de traction que la pièce aura à supporter. Leur effet favorable est bien connu en matière de résistance en fatigue et en corrosion sous tension. Lorsque cet effet est jugé insuffisant, on obtient des contraintes résiduelles favorables de compression au moyen des autres procédés d'érouissage superficiel, tels que le sablage humide, le grenailage, le galetage des pièces cylindriques et des alésages, le moletage des filets de vis et l'olivage des trous.

Dans la coupe par les grains abrasifs d'une meule, l'échauffement est localement très important du fait que les angles de coupe des grains ont des valeurs dispersées et que le rendement de coupe est médiocre. Cet échauffement et ses conséquences sont diminués par :

- une faible profondeur de la passe, a ,
- une faible vitesse V_M de la meule,
- une meule à grains espacés,
- une grande vitesse V_p de la pièce;

l'ensemble de ces conditions correspond à moins de métal enlevé, moins de grains abrasifs actifs pendant un temps donné et une plus grande surface balayée sur la pièce.

Pour mesurer les contraintes résiduelles, on peut utiliser des éprouvettes initialement planes, devenant ensuite concaves sur la face rectifiée. On mesure la variation de la flèche en diminuant l'épaisseur par usinage chimique et en utilisant pour le calcul une expression telle que celle de FRISH et THOMSEN

Les figures 3 et 4, d'après NOWIKOWSKY, MARANCHIK et FIELD¹², confirment bien la diminution des contraintes résiduelles de rectification dans l'acier 4340 américain (analogue au 40 NCD 7) avec les faibles vitesses de la meule et pour les meules plus tendres. Sur la figure 3, on voit que le profil des contraintes selon la profondeur comporte des tractions passant par un maximum très près de la surface et équilibrées par des compressions faibles au coeur de la pièce. L'échauffement diminue avec la vitesse; pour de très faibles vitesses on obtient une répartition inversée comportant des compressions au voisinage de la surface et des tractions à coeur, comme dans l'usinage à l'outil de coupe mais avec des valeurs plus faibles.

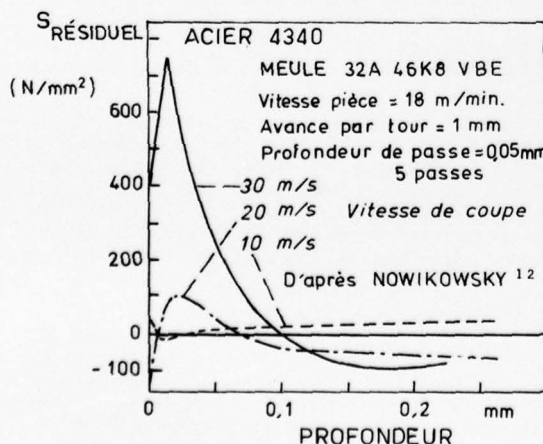


Fig. 3 - Effet de la vitesse de la meule sur les contraintes résiduelles.

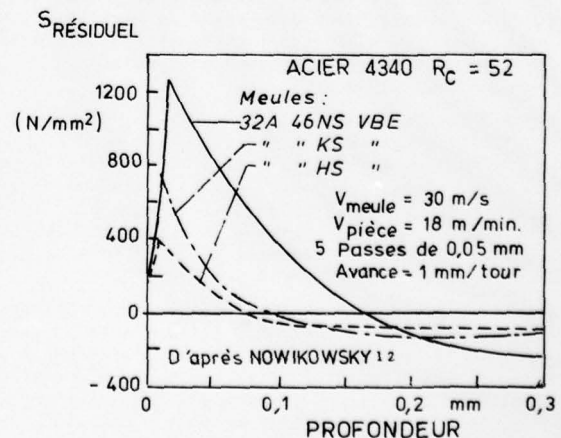


Fig. 4 - Effet de la dureté de la meule sur les contraintes résiduelles.

Une étude plus récente permet de mieux comprendre la nature métallurgique du phénomène et comment il dépend de la profondeur de passe. Avec une meule 38A 60 Q7 VBE (classification Norton), une vitesse de meule $V_M = 28$ m/s et une vitesse linéaire de pièce $V_P = 16$ m/min., SAUVAIRE¹³ a étudié les transformations métallurgiques superficielles dues à la rectification du fer et des aciers. Dans le fer ARMC0, avec une profondeur de passe de 0,02 mm, les mesures de micro-dureté au pénétrateur Vickers montrent une élévation notable de la dureté sur une profondeur de 0,1 mm, élévation due à une recristallisation plus fine au voisinage de la surface.

Dans les aciers hypo-eutectoïdes (moins de 0,8 % de carbone) trempés, on observe à partir de la surface une couche très mince légèrement décarburée de matrice ferritique, puis une couche blanche sous-jacente de structure martensitique très fine et très dure ayant une faible teneur en austénite résiduelle. L'ensemble des deux couches correspond à l'épaisseur du métal austénisé à l'instant du passage de la meule et trempé au refroidissement par conduction métallique. On trouve ensuite une zone intermédiaire de structure bainito-perlitique puis une zone de revenu de la martensite initiale par la chaleur de meulage. Enfin, on retrouve le métal non modifié des couches profondes. Dans les aciers inoxydables, on obtient encore la recristallisation des couches superficielles et la formation de martensite dans une couche sous-jacente très écrouie.

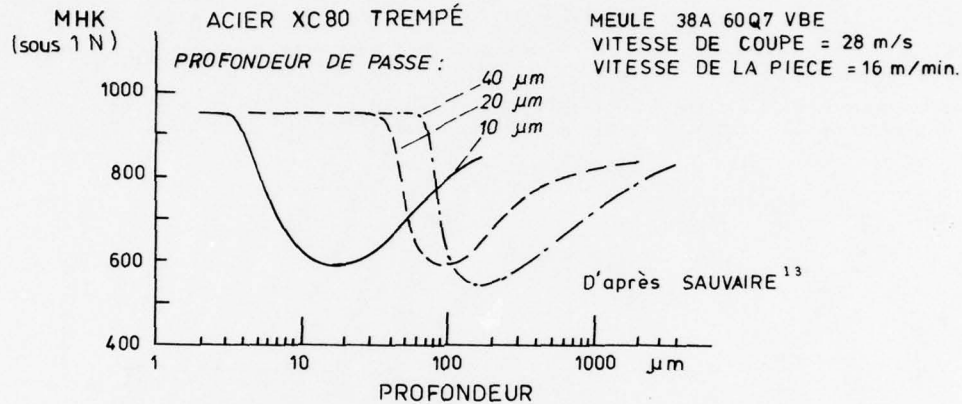


Fig. 5 - Micro-dureté de l'acier XC80 trempé, après rectification.

Les figures 5 et 6 montrent les variations de la micro-dureté Vickers et des contraintes résiduelles de rectification pour un acier XC80 trempé, en fonction de la profondeur de passe et de la profondeur dans le métal. Avant rectification, la dureté Vickers était de 700 avec une charge de 1000 N. La profondeur durcie est de l'ordre de la profondeur de passe (pour une seule passe). Le maximum de la contrainte résiduelle de traction se trouve à une certaine profondeur dans le domaine où interfèrent les phénomènes de trempe superficielle et de revenu. La contrainte en surface peut être une compression pour les grandes profondeurs de passe. Cependant, on observe alors sous la surface un maximum de compression que l'on peut attribuer à une décarburation superficielle, la décarburation diminuant le volume du métal et tendant à donner des contraintes de traction.

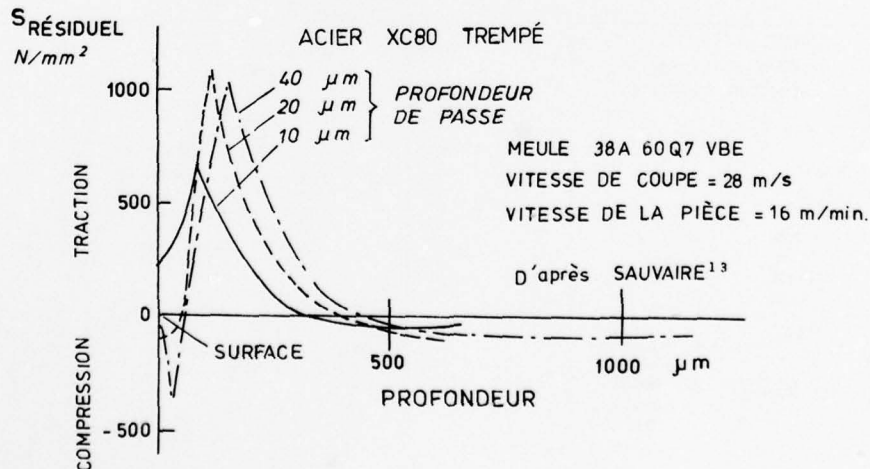


Fig. 6 - Contraintes résiduelles de rectification à la meule.

Les contraintes résiduelles de rectification sont dues essentiellement à des effets thermiques et à des transformations métallurgiques corrélatives. Il s'agit de phénomènes bi-axiaux évoluant dans le sens de la profondeur. Cependant, les contraintes résiduelles sont plus élevées dans la direction du mouvement des grains abrasifs.

7.2.2.3 - Effet de la rectification sur la résistance en fatigue.

Les éprouvettes de fatigue sont généralement usinées avec précaution et, de ce fait, les chutes de la résistance dues à une mauvaise rectification sont rares dans les aciers à haute résistance et n'ont pas été constatées dans les essais de laboratoire avec les aciers traités pour une résistance inférieure à 1250 N/mm².

En 1964, AUVINET et LABORDE¹⁴ ont étudié l'influence des états de surface obtenus par rectification, polissage électrolytique, grenailage, sablage humide, chromage, et du traitement de détente sur un acier 35 NCD 16 de composition, en pour cent:

0,3 C - 1,3 Mn - 0,36 Si - 4,06 Ni - 1,75 Cr - 0,3 Mo - 0,008 S - 0,009 P - Fe.

Pour toutes les éprouvettes, les traitements thermiques étaient:

stabilisation 4 heures à 680 °C, refroidissement air à 10 °C/heure;
austénisation de 30 minutes à 875 °C dans l'air et trempe en air calme;
traitement au froid de 4 heures à -70 °C pour éliminer l'austénite résiduelle;
revenu de 8 heures à 220 °C;
détente après rectification des filetages des têtes: 4 heures à 200 °C.

Les caractéristiques de résistance statique sur éprouvettes de traction étaient: $S_{prop.} = 1070$ N/mm², $S_{0,05\%} = 1300$, $S_{0,1\%} = 1380$, $S_{0,2\%} = 1480$, $S_R = 1780$ N/mm², $A = 7\%$, $\Sigma = 39,5\%$.

Sur des éprouvettes toriques de fatigue N° 637 A du C.E.A.T., avec $d = 7,98$ mm, $r = 55$ mm et un facteur de concentration de contrainte $K_T = 1,035$, la résistance statique était $S_{0,2\%} = 1580$ N/mm², $S_R = 1905$ N/mm² et $A = 10\%$.

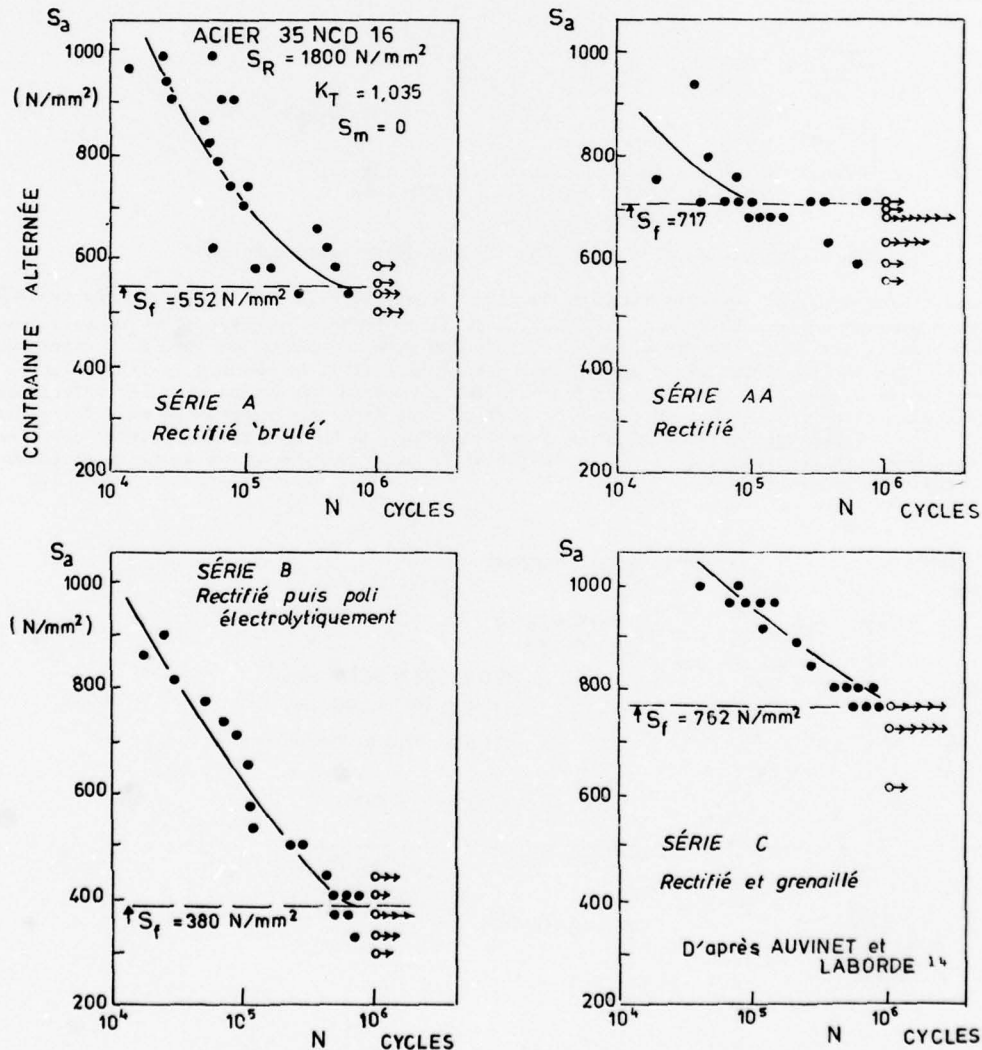


Fig. 7 - Influence de la rectification sur la résistance en fatigue de l'acier 35 NCD 16 traité à 1800 N/mm²; essais du C.E.A.T.

Les résultats des essais de fatigue concernant la rectification sont représentés dans la figure 7 pour les séries d'essais A, AA, B et C; ils concernent:

Série A - Rectification effectuée à l'Etablissement Aéronautique de Toulouse (E.A.T., maintenant C.E. A.T.). Les essais représentés sur la figure 5A donnaient une limite de fatigue à 10^6 cycles égale à 552 N/mm^2 et jugée trop faible pour cet acier. Un examen micrographique montrait alors que le métal superficiel était "brûlé" par la rectification.

Série AA - Rectification E.A.T. Avec une "meilleure" rectification, la limite de fatigue remontait à 717 N/mm^2 (figure 5AA). Cependant, la dispersion était grande dans les deux cas et la limite de fatigue calculée par la méthode "staircase" reste assez subjective. Dans le cas de la série AA, les points suggèrent au moins deux familles statistiques: il y aurait des éprouvettes "brûlées" parmi les "bonnes". La "mauvaise" rectification donne une chute de résistance en fatigue d'environ 23 % par rapport à la "bonne".

La rectification donne un manque à gagner par rapport à ce qu'apporte l'usinage au tour et est peut être une cause d'élévation de la résistance en fatigue puisque le polissage électrolytique des éprouvettes rectifiées à l'E.A.T. (Série B, voir figure 5) donne une limite de fatigue beaucoup plus faible, soit 380 N/mm^2 . Ceci rend compte de la plus grande dispersion obtenue avec les éprouvettes rectifiées, la résistance en fatigue de ces éprouvettes résultant d'un bilan entre l'accroissement de résistance apporté par le traitement plus sec du métal superficiel et l'affaiblissement dû aux contraintes résiduelles de traction que ce traitement implique dans les conditions où il est réalisé pendant l'action des grains abrasifs.

Le grenaillage après rectification de la série C augmente nettement la résistance en fatigue pour les petits nombres de cycles et diminue fortement la dispersion au voisinage de la limite de fatigue. Ce dernier point s'explique par l'uniformisation apportée par un écrouissage contrôlé créant des contraintes résiduelles de compression et fermant les micro-fissures de rectification; la dispersion de la résistance des éprouvettes rectifiées est due, au contraire, à l'absence de contrôle du processus de trempe et de revenu pendant la rectification.

Dans l'acier 40 CDV 20 refondu sous vide et traité pour une résistance de 1900 N/mm^2 , NOTTON et AUVINET¹ montrent que par rapport à un usinage au tour, la rectification fait passer la limite de fatigue à 10^7 cycles de 500 N/mm^2 à 370 N/mm^2 , soit une chute de 26 %.

La chute de résistance due à la rectification à la meule n'est pas particulière aux aciers. Pour un alliage de titane TA6V, NOTTON et AUVINET¹ ont obtenu une limite de fatigue sur éprouvette lisse axiale de traction-compression égale à 330 N/mm^2 pour des éprouvettes rectifiées alors qu'ils avaient obtenu 480 N/mm^2 pour l'usinage fin au tour avec une rugosité de 60 RMS, 363 N/mm^2 pour des éprouvettes recuites et 520 N/mm^2 pour les éprouvettes recuites puis grenillées. Là encore, la rectification remplace les contraintes résiduelles favorables de compression, créées par l'usinage au tour, par des contraintes résiduelles défavorables de traction; le grenaillage redonne des contraintes résiduelles de compression. La chute de résistance entre l'usinage au tour et la rectification est de 33 %.

Dans les cas précédents, les plus mauvais résultats dus à la rectification ont été obtenus par hasard avec un travail un peu moins soigné que d'habitude. A notre connaissance, aucune étude systématique de l'influence des paramètres de rectification sur la résistance en fatigue n'a été entreprise; il faudrait utiliser 20 éprouvettes par cas pour obtenir une moyenne fiable et estimer l'ordre de grandeur de la dispersion. Une étude de ce genre serait d'ailleurs à reprendre pour chaque traitement de chaque acier et n'est pas envisageable sauf comme sujet de travaux pratiques dans les laboratoires universitaires.

En pratique, l'usinage des pièces réelles correspond à des conditions plus sévères que celui des éprouvettes et certaines pièces assez rares ont une faiblesse de résistance en fatigue ou en corrosion sous tension due à une mauvaise rectification ayant échappé au contrôle habituel de l'état de surface. On doit souligner qu'une défaillance très rare peut être jugée inadmissible lorsque la sécurité de vol est en cause. Une probabilité de défaillance d'une pièce sur 100 pièces sera difficilement mise en évidence par des essais destructifs de contrôle portant au plus sur une dizaine d'éprouvettes ou de pièces simples. Cette probabilité est inadmissible et sera jugée trop élevée si la défaillance implique la possibilité d'un accident grave ou d'un incident coûteux sur un avion réel.

Or, les incidents en service sont souvent le mode de détection le plus habituel des événements rares; ils ont le mérite d'attirer l'attention sur des incidents de fabrication ou de maintenance que le laboratoire ne peut mettre en évidence: le comportement en service est le meilleur des laboratoires si l'on exploite chaque incident pour en tirer des leçons. Pour fixer les idées, on peut citer quelques incidents révélés par des endommagements découverts en service.

Un début de fissuration en fatigue sur un arbre porte rotor d'un hélicoptère prototype fut découvert à la naissance d'un congé d'épaulement. Les dessins indiquaient le rayon du congé mais ne précisaient pas son mode d'usinage. L'arbre était tourné mais la fabrication avait jugé plus aisé et moins coûteux d'utiliser la meule pour donner la forme finale au congé; la forme était parfaitement respectée mais on créait un point faible invisible par création de contraintes résiduelles de traction au point de concentration maximale des contraintes appliquées en service. On ne peut savoir s'il existait ou non des micro-fissures de rectification. Des essais de laboratoire auraient été inutiles en ce qu'ils auraient probablement montré une bonne résistance moyenne mais n'auraient pu renseigner sur une probabilité de défaillance inférieure à 1/100; or, pour une pièce vitale de ce genre, la probabilité d'une pièce mauvaise doit être largement inférieure à 1/1000. Dans le cas précédent, la technique convenable consistait à usiner au tour et à donner une passe finale de galetage intéressant une longueur de la région cylindrique de l'ordre du rayon du congé et ce dernier, en commençant par la région cylindrique.

Dans un autre cas, une rupture lors du roulement au sol, heureusement après l'atterrissage, intervint sur un axe support du train principal d'un avion commercial. L'enquête montrait que le sous-traitant produisant la pièce avait sous-traité le traitement thermique et la rectification. La rectification de la région considérée n'était pas prévue au plan mais avait été jugée commode. La rupture était due à la conjonction d'un mauvais traitement thermique et d'une rectification inopportune dans une région fortement sollicitée en fatigue. Le remède a consisté à respecter et à contrôler les gammes prévues, à supprimer la rectification dangereuse et, pour faire bonne mesure, à grenailier la région sensible. Comme dans le cas précédent, l'acier était traité pour une résistance modérée, de l'ordre de 1200 N/mm^2 . Il est possible que cet accident ne se serait jamais reproduit, mais on ne pouvait en courir le risque du fait qu'il pouvait déclencher une catastrophe s'il avait causé une rupture pendant le roulement avant décollage.

Des fissures découvertes par le contrôle sur des pignons de boîtes de vitesses d'hélicoptères ont attiré l'attention sur les risques apportés par les micro-fissures de rectification du point de vue de la résistance en fatigue ou de la résistance à l'usure. Des micro-fissures étaient apparues sur les régions rectifiées mais non cémentées de pièces en acier de cémentation 18 NC 16 (à 0,18 % de carbone et, entre autres, 4 % de Ni), ces régions étant protégées de l'oxydation par une pellicule d'oxyde noir Fe_3O_4 de 1 à 4 μm d'épaisseur formée pendant un séjour de 45 minutes à 150 °C dans une solution aqueuse de composition: soude caustique 575 g/litre, nitrite de sodium 30 g/litre, nitrate de sodium 288 g/litre, avec ou sans cyanure de sodium 2,5 g/litre.

L'étude de la corrosion sous tension a été effectuée sur des éprouvettes de flexion par un laboratoire pour l'acier de cémentation 18NC16 et par un autre laboratoire pour l'acier de cémentation 16NCD13, de composition en pour cent: 0,12 à 0,17 C - 0,5 Mn - 0,35 Si max. - 3 à 3,5 Ni - 0,89 à 1,15 Cr - 0,15 à 0,3 Mo. Les traitements et caractéristiques des aciers et des éprouvettes étaient:

- Acier 16 NCD 13 non cémenté¹⁷.

Eprouvettes de flexion 8 x 8 x 85 mm.

Traitement d'homogénéisation: 40 minutes à 450 °C, 25 min. à 650 °C, 15 min. à 920 °C, refroidissement air, revenu 5 heures à 650 °C.

Usinage et rectification des éprouvettes.

Traitement thermique: 40 min. à 450 °C, 25 min. à 650 °C, 15 min. à 825 °C, trempe à l'huile et revenu de 2 heures à 160 °C.

Polissage électrolytique sur 0,03 mm pour enlever la couche oxydée.

Dégazage de 2 heures à 150 °C.

Les caractéristiques de traction étaient: $S_{0,2} \% = 1030 \text{ N/mm}^2$, $S_R = 1330 \text{ N/mm}^2$, $A = 12 \%$ et $\Sigma = 57 \%$.

- Acier 18 NC 16 non cémenté¹⁸:

Normalisé 3 heures à 860 °C, recuit 3 heures à 650 °C.

Traitement thermique: 2 heures à 810 °C, refroidi au four, 30 min. à 780 °C, trempe à l'huile, revenu de 2 heures à 170 °C.

Léger polissage à la main avec papier abrasif N° 320.

Les résultats des essais de corrosion sous tension dans le bain d'oxydation étaient:

- Acier 16 NCD 13: pas de fissures pour les valeurs 0 et 300 N/mm^2 de la contrainte de flexion, fissures fines pour les valeurs 600 et 700 N/mm^2 , fissures marquées pour les valeurs de 900 et 1000 N/mm^2 .

- Acier 18 NC 16: pas de fissure après 30 jours pour une contrainte de flexion de 330 N/mm^2 ; fissures fines pour une contrainte égale ou supérieure à 400 N/mm^2 .

Ces essais montraient le rôle révélateur du bain d'oxydation noir à l'encontre des contraintes permanentes de traction. Cependant, un contrôle plus scientifique a été adopté pour les pièces avant l'oxydation et est valable pour les pièces non oxydées.

On utilise l'attaque "Nital" servant à la préparation de la surface des éprouvettes destinées à un examen micrographique. Le réactif est une solution dans l'alcool éthylique de 1 à 10 % d'acide nitrique, de densité 1,38. Pour l'étude des aciers courants, la concentration est d'environ 4 % et devient 10 % dans les cas difficiles. La durée d'action du bain est de 10 secondes à 1 minute. L'attaque Nital est principalement un moyen de détection des régions superficielles surchauffées (à plus de 500 °C) pendant la rectification. Les régions à traitement de revenu sont noires, les régions surchauffées contenant des points durs retraités par meulage sont noires avec des points blancs et les régions non revenues sont grises. Les points blancs redurcis sont une cause de rebut. Les régions revenues sont ensuite étudiées par des mesures de micro-dureté, ce qui permet de mettre au point les critères de rebut¹⁹.

La rectification des éprouvettes lisses utilisées dans les études comparatives sur les états de surface est souvent effectuée dans des conditions beaucoup plus douces et mieux contrôlées que celles des pièces mécaniques. C'est le cas des éprouvettes toriques du type Moore qui sont rectifiées en long, souvent au moyen d'une bande abrasive enlevant une très faible épaisseur de métal et dont l'action est plus un polissage qu'un meulage. Dans son étude comparative sur l'influence de la profondeur de décarburation, SIMKOWICH et LORIA²⁰ ont utilisé des éprouvettes plates en tôle mince (1 mm) d'acier allié à 5%Cr-Mo-V, austénisé 45 min. à 1140 °C puis traité par deux revenus de 4 h, à 670 °C et 650 °C; les éprouvettes de référence étaient polies à la bande abrasive avec une rugosité de 1 μm R.M.S. et un enlèvement de matière sur une épaisseur d'environ 0,013 mm d'épaisseur sur chaque face. Comme la plupart des auteurs désirent obtenir un bon état de surface, il n'est pas étonnant que la plupart des résultats d'essais montrent la bonne qualité de la rectification.

7.3 - ENDOMMAGEMENT PAR FROTTEMENT.

Bien que l'on étudie les phénomènes d'usure uniforme et de grippage qui compromettent le fonctionnement des mécanismes, et les généralités communes à tous les autres modes d'endommagement des surfaces par le frottement, on traitera plus complètement des divers modes d'endommagement local susceptibles de produire des micro-fissures de fatigue et de réduire ainsi fortement la durée totale de résistance à la fatigue.

7.3.1 - Phénomènes élémentaires dans l'endommagement par frottement.

Les phénomènes ou processus élémentaires qui peuvent exister dans les divers modes d'endommagement par frottement sont, comme suit:

- *L'adhérence des aspérités en contact*, favorisée par la déformation plastique et le raclage effectué par le déplacement qui ôte la couche d'oxyde et la contamination superficielle;
- *la propagation des micro-fissures de traction*, perpendiculairement à la surface, ou *fatigue superficielle d'usure* si de nombreuses micro-fissures apparaissent;
- *l'usure de coupe par les aspérités et par les particules détachées* ou par les bords de leurs positions initiales;
- *la propagation des fissures par pression hydraulique*, particulièrement dans les contacts concentrés des paliers à billes ou à rouleaux et les dents des engrenages;
- *la corrosion de la surface endommagée et des particules détachées*, laquelle produit la poudre d'oxyde appelée "cacao" dans le cas de l'altération de contact des assemblages en acier;
- *la corrosion sous tension* et, ou,
- *la propagation finale de la fissure de fatigue* à travers la pièce et la rupture.

Plusieurs combinaisons de ces phénomènes élémentaires sont à l'origine des modes suivants d'endommagement:

- *Altération des surfaces en contact dans les assemblages (corrosion-frottement ou "fretting")*, due aux déplacements relatifs de très faibles amplitudes résultant des déformations élastiques.
- *Empreintes d'usure ou "faux-billage"* (marques ressemblant à des empreintes), avec *écaillage* ultérieur sous des contacts concentrés oscillants tels que ceux des roulements à billes ou à rouleaux ou des dents d'engrenages soumis à des vibrations dans des positions d'arrêt.
- *Usure par abrasion et rodage.*
- *Usure et piqûres dans le cas de la lubrification sous pression extrême*: le film d'huile est percé par les aspérités.
- *Grippage* dans les déplacements relatifs fonctionnels de glissement et de rotation.

Un ou plusieurs phénomènes élémentaires peuvent être favorisés par les conditions expérimentales ou par des facteurs tels que:

- métaux en contact et leurs duretés relatives,
- rugosité des surfaces, texture et micro-structure métallurgique,
- défauts de surface tels qu'inclusions, particules de seconde phase, piqûres de corrosion, etc.,
- contraintes résiduelles,
- pression et sa répartition sur les surfaces en contact,
- concentration de contrainte sous la surface, due à une inclusion d'oxyde, des particules de seconde phase, une ségrégation, etc.,
- modes de déplacement relatif tels que glissement, roulement, vibrations de faible amplitude,
- films superficiels tels que couche d'oxyde, atomes et molécules adsorbés physiquement ou chimiquement, films de lubrifiants classiques ou solides, etc.,
- conditions d'environnement, à l'air libre ou en laboratoire, dans le vide, à la température ambiante ou à des températures élevées, etc.

Par exemple, le contact concentré de deux surfaces convexes donne lieu à des contraintes maximales de cisaillement à une certaine profondeur où les déformations plastiques peuvent créer une couche de micro-cristaux (Beilby) et permettre la création de micro-fissures de fatigue et leur propagation dans une direction parallèle à la surface. Le phénomène apparent est la *délamination ou écaillage*. Selon la dureté du métal et sa variation dans la direction de la profondeur, l'écaillage peut prédominer ou l'endommagement peut être la propagation par fatigue en traction des amorces de fissures dans une direction perpendiculaire à la surface; ce dernier cas correspond à la *fatigue d'usure ou aux empreintes d'usure (faux-billage ou, en anglais, false-brinelling)*.

Avec un déplacement relatif continu et une pression modérée, les sommets d'aspérités qui interfèrent sont brisés avec ou sans soudure préalable. Ensuite, les surfaces sont labourées par les particules détachées dont l'oxydation peut accroître la dureté, donc l'usure par *abrasion*.

Avec un déplacement relatif alterné de petite amplitude, comme c'est le cas dans le "frottement-fatigue" (fretting) des assemblages, l'adhérence des aspérités est stable et des micro-fissures de traction se forment aux frontières des aires soudées puis se propagent perpendiculairement à la surface.

En général, les théories de l'usure et du frottement-fatigue concernent les processus d'adhésion et d'abrasion.

7.3.1.1 - Etat de contrainte au voisinage d'un curseur.

On peut avoir à considérer un élément de frottement glissant sur une surface et constitué par une pièce mécanique, ou bien encore à une plus petite échelle, par une bosse ou une aspérité aplatie de l'une des surfaces en contact. Pour une évaluation de la pression maximale de contact, on peut considérer

le curseur ou l'élément frotteur comme ayant la forme d'un demi-ellipsoïde ou, à la limite, étant une surface plane limitée. Pendant le contact, la force appliquée peut être définie par ses deux composantes, savoir la force normale de pression P et la force tangentielle de cisaillement, $Q = \mu P$, où μ est le coefficient de frottement.

Si la surface du frotteur est initialement plane et est appuyée sur une surface plane, la force normale P sera équilibrée par des pressions de contact analogues à celles développées par un poinçon. Pour un poinçon infiniment rigide et de section circulaire (rayon a), le calcul donne la répartition de pression²¹

$$p = P / (2\pi a \sqrt{(a^2 - r^2)})$$

avec une valeur théorique infinie sur le contour et une valeur minimale au centre

$$p_{\min.} = P/2\pi a^2.$$

Physiquement, la plasticité limite la valeur de la pression au contour mais elle sera encore maximale pour une surface plane et un contour constitué par une arête vive.

Dans le cas plus général du contact entre deux corps élastiques admettant chacun deux rayons de courbure dans la région de contact, HERTZ²¹ a montré que la surface de contact est une ellipse et que la pression de contact est répartie comme les ordonnées d'un demi-ellipsoïde construit sur cette ellipse, avec une pression maximale au centre

$$p_0 = 1,5 P/\pi ab.$$

Dans le cas particulier du contact d'un cylindre de longueur L et de rayon R avec une surface plane, la demi-longueur de contact est

$$b = 1,52 \sqrt{(PR/LE)}$$

et la pression maximale est

$$p_0 = 0,418 \sqrt{(PE/LR)}.$$

Avec le rapport de Poisson, $\nu = 0,3$, la contrainte de cisaillement est maximale à une profondeur $z = 0,78 b$ et vaut

$$\tau_{\max.} = 0,304 p_0.$$

Dans le cas particulier du contact d'une bille de rayon R avec une surface plane, on a un cercle de contact de rayon a tel que

$$a = 1,109 \sqrt[3]{(PR/E)}$$

et la pression maximale de contact est

$$p_0 = 0,388 \sqrt[3]{(PE^2/R^2)}.$$

Dans le corps limité par le plan, la contrainte maximale de cisaillement vaut $0,31 p_0$ à la profondeur $z = 0,5 a$ (pour $\nu = 0,3$). Au contour du cercle de contact, la contrainte radiale est une traction égale à

$$\sigma_r = (1 - 2\nu)p_0/3;$$

la contrainte circonférentielle est une compression de même valeur et il en résulte un cisaillement favorisant les déformations plastiques au contour. La flèche ou enfoncement est:

$$\delta = 1,2 \sqrt[3]{(P^2/E^2 R)}.$$

Note: σ_θ est nul dans le cas du rouleau.

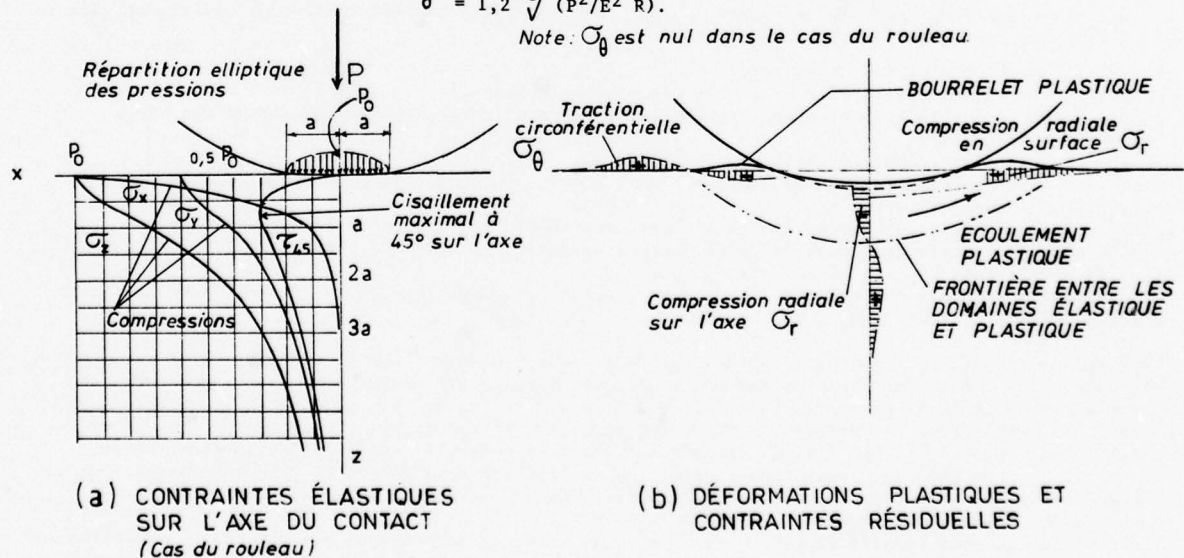


Fig. 8 - Contraintes et Déformations d'écrasement dans un contact concentré.

La figure 8a illustre la répartition des contraintes élastiques sur l'axe de contact entre un rouleau cylindrique et une surface plane. La contrainte la plus élevée de cisaillement existe sur l'axe à une certaine profondeur et elle s'exerce sur des facettes inclinées à 45° sur l'axe et de normale contenue dans le plan xz . Dans le cas de la bille, les facettes seraient situées sur un cône. Pour le cas de la bille, la figure 8b schématise l'écoulement plastique allant de l'axe à la surface libre et se traduisant par une empreinte permanente et un bourrelet. Il y correspond des contraintes résiduelles de compression et de traction.

Outre les contraintes de cisaillement sur des facettes à 45°, un autre type de contraintes de cisaillement a été mis en évidence par LUNDBERG et PALMGREN²². Il s'agit des contraintes de cisaillement τ_{xz} sur

des facettes contenues dans des plans orthogonaux à l'aire de contact, comme illustré dans la figure 9. Ces contraintes orthogonales de cisaillement, supposées responsables de la fatigue des roulements à billes par Lundberg et Palmgren, ont été également considérées par REICHARD, PARKER et ZARETSKY²³, concurremment aux contraintes de cisaillement à 45°. Dans le cas d'une bille, l'évolution des deux types de contraintes aux profondeurs où elles sont maximales est illustrée par la figure 10.

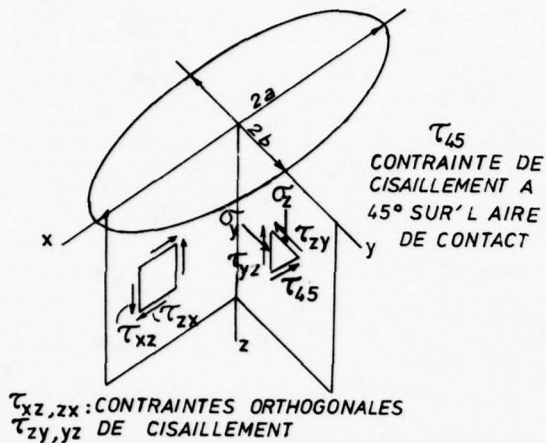


Fig. 9 - Contraintes de cisaillement orthogonales et à 45°.

Dans le cas d'une bille, τ_{45} est nul sur l'axe z par raison de symétrie et est maximal à la profondeur $z_0 = 0,35 a$, en $x = 0,85 a$ et vaut $\tau_{xz \text{ max.}} = 0,214 p_0$. τ_{xz} change de signe en passant par zéro en même temps que x. D'après TIMOSHENKO²⁴, $\tau_{45 \text{ max.}} = 0,31 p_0$ en $x = 0$ et $z_0 = 0,5 a$ pour $\mu = 0,3$.

Dans le cas d'un rouleau, $\tau_{zy \text{ max.}} = 0,25 p_0$ en $x = 0,87 a$ et $z_0 = 0,5 a$. $\tau_{45 \text{ max.}} = 0,304 p_0$ en $x = 0$ et $z_0 = 0,78 b$, b étant la demi-largeur de l'aire de contact dans la direction du mouvement.

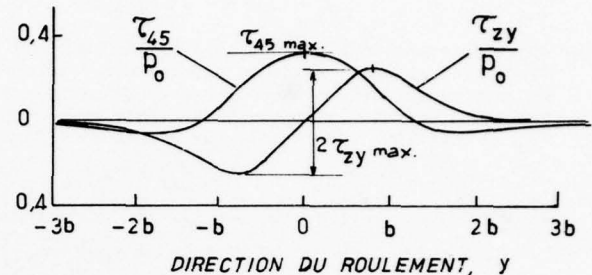
Dans le domaine de l'élasticité, une bille s'enfonce en comprimant le matériau au centre de l'aire de contact. En surface et au contour de l'aire de contact, l'enfoncement entraîne le matériau superficiel en créant une traction radiale et une compression circonférentielle. Ces contraintes sont nulles dans le cas du cylindre en contact avec un plan. En profondeur, le matériau comprimé tend à s'échapper latéralement et crée ainsi les contraintes de cisaillement orthogonales. Cet écoulement latéral se réalise par des glissements à 45° et dépend de la contrainte de cisaillement τ_{45} sur des facettes dont la normale est contenue dans un plan zy et est inclinée à 45° sur les axes z et y, y étant la direction du roulement. Lors du roulement le cisaillement τ_{45} est lié aux glissements plastiques alternés se produisant pendant l'évolution plastique du métal en fatigue sous la variation périodique de τ_{45} entre $\tau_{45 \text{ max.}}$ et une faible valeur négative à chaque passage d'une bille ou d'un rouleau. Sur l'axe des z, le maximum de τ_{45} correspond au maximum de la différence des deux contraintes principales σ_z et σ_y , puisque les contraintes orthogonales y sont nulles. L'évolution plastique conduisant aux fissures superficielles perpendiculaires à la surface dépend donc de la contrainte de cisaillement à 45°.

Plus profondément et en s'écartant de l'axe, les contraintes orthogonales de cisaillement sont maximales sur une surface séparant les grands allongements de la couche supérieure du métal des allongements plus faibles du métal profond. Ces contraintes orthogonales de cisaillement et les déformations plastiques correspondantes jouent le rôle principal dans la création et l'évolution des contraintes résiduelles de compression susceptibles de retarder la fissuration en fatigue à la surface du métal mais capables de produire un écaillage sous la couche écrouie.

Reichard et al.²³ ont mesuré les variations des contraintes résiduelles et de la dureté induites par le roulement sous la surface des chemins de roulement. Les contraintes résiduelles superficielles étaient mesurées par une technique de rayons X après différents stades d'un usinage chimique éliminant progressivement les couches superficielles. Des mesures de dureté Rockwell C avaient été faites à différentes profondeurs après coupe et polissage. Dans un cas de cage intérieure en acier SAE 52100 d'un roulement à billes à gorges profondes (9 billes ϕ 11,1 mm), les contraintes résiduelles maximales de compression étaient atteintes avant 200 heures d'essais, la moyenne des ruptures intervenant après 1000 heures à 2750 tours/min.; leur valeur maximale était de l'ordre de 351 N/mm² à une profondeur de 80 μ m, soit à la profondeur calculée de la contrainte maximale orthogonale de cisaillement, le maximum de la contrainte de cisaillement à 45° étant à une profondeur calculée de 150 μ m. Les contraintes résiduelles et les durées en fatigue variaient avec la différence de dureté entre les billes et les chemins de roulement, ΔH , et passaient par des maximums pour les mêmes valeurs de ΔH .

Le problème de la répartition des contraintes de cisaillement superficielles dues au frottement à l'intérieur de la surface de contact et celui du champ correspondant des contraintes de traction et de compression n'a été traité que d'une façon approchée dans le cas cylindrique. On peut supposer que la présence d'une force de traction $Q = \mu P$ et du cisaillement correspondant ne perturbe pas la répartition elliptique de Hertz des pressions normales. En fait, d'après BUFLER²⁵ le maximum de la pression est déplacé du centre de la surface de contact dans la direction de la force transversale Q.

Dans l'étude de la fatigue de frottement (fretting), WRIGHT et O'CONNOR²⁶ ont considéré l'état des contraintes superficielles à l'extérieur de la surface de contact d'un rouleau dans le domaine élastique et dans chacune des hypothèses:



LES CONTRAINTES DE CISAILLEMENT SONT CONSIDÉRÉES SUR LES PLANS AUX PROFONDEURS OÙ ELLES SONT MAXIMALES

Fig. 10 - Variation des contraintes de cisaillement aux profondeurs de leurs valeurs maximales.

(a) répartition elliptique de Hertz (cas du rouleau sur un plan):

$$\sigma_z = -p(x) = -p_0 / (1 - (x/a)^2), \quad \tau_{zx} = -\mu p_0 / (1 - (x/a)^2) \quad \text{pour } x/a \leq 1,$$

où p_0 est la pression maximale en $x/a = 0$ et μ est le coefficient de frottement. La pression moyenne est $p_m = p_0 \pi/4$. D'après SMITH et LIU²⁷, la contrainte axiale à la surface serait:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -p_0 \left[\sqrt{1 - (x/a)^2} + 2\mu x/a \right] \quad \text{pour } |x| < a, \\ &= -2\mu p_0 \left[x/a - \sqrt{(x/a)^2 - 1} \right] \quad \text{pour } x > a \text{ et} \\ &= -2\mu p_0 \left[x/a + \sqrt{(x/a)^2 - 1} \right] \quad \text{pour } x < -a; \end{aligned}$$

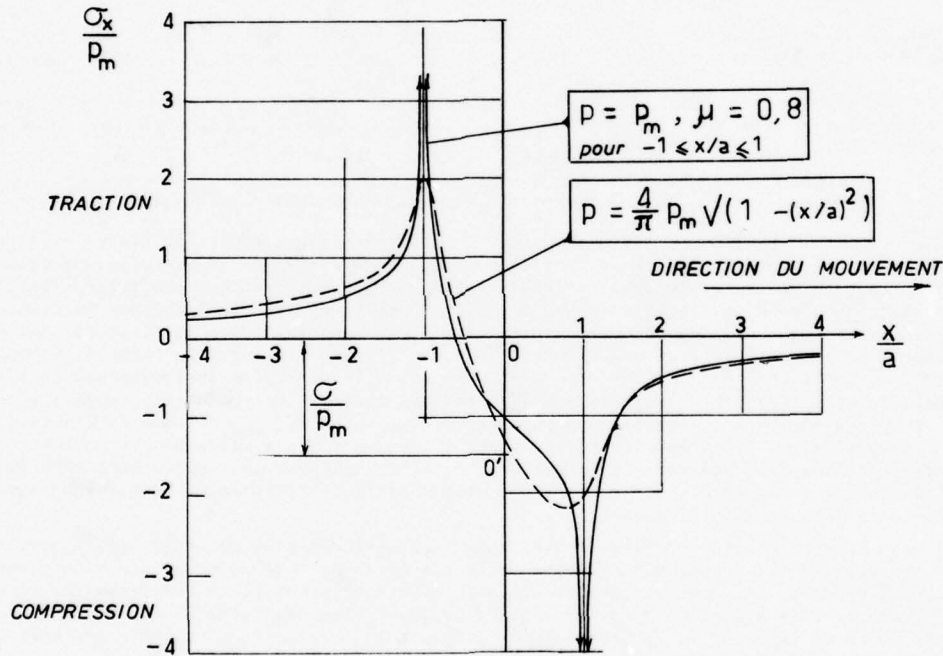
(b) après déformation plastique et usure du sommet d'une bosse cylindrique devenant une surface plane limitée et de largeur $2a$, on suppose une répartition uniforme de la pression et du cisaillement. On peut remarquer que dans le cas d'une vraie surface plane avec une arête de contour, l'effet de poinçon donnerait une pression maximale au contour. Cependant, avec l'hypothèse retenue, les calculs de FENG²⁸ mentionnés par Wright et O'Connor donnent, pour les charges

$$\sigma_z = -p_m \quad \text{et} \quad \tau_{zx} = -\mu p_m \quad \text{pour } |x| < a,$$

appliquées à l'aire de contact, les contraintes axiales suivantes à la surface:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -p_m \left[1 + \frac{2}{\pi} \mu \text{Log}_e \left| \frac{1 + x/a}{1 - x/a} \right| \right] \quad \text{pour } |x| < a, \\ &= -\frac{2}{\pi} \mu p_m \text{Log}_e \left| \frac{1 + a/x}{1 - a/x} \right| \quad \text{pour } |x| > a. \end{aligned}$$

Les répartitions correspondantes de la contrainte axiale en surface sont représentées dans la figure 11.



RÉPARTITION DES CONTRAINTES AXIALES EN SURFACE POUR DES RÉPARTITIONS DE PRESSION (a) ELLIPTIQUE : $\sigma_z = p_0 \sqrt{1 - (x/a)^2}$; (b) UNIFORME : $\sigma_z = p_m$.

$$p_m = \frac{\pi}{4} p_0.$$

Figure 11

Pour tenir compte d'une contrainte générale uniforme de traction dans la surface plane, on peut décaler l'origine 0 en 0', d'une quantité σ/p_m . La rupture intervient statiquement ou en fatigue lorsque $\sigma + \sigma_x$ est suffisamment élevé. CAUBET et AMSALLEM²⁹ signalent qu'à l'arrière d'un curseur, les tensions dans la piste peuvent atteindre deux fois p_0 et donner des micro-fissures dans l'acier mi-dur XC 35 recuit et dans l'acier inoxydable austénitique.

D'après WAY¹⁰⁹, dans le cas du cylindre en contact avec un plan et en l'absence de frottement, le cisaillement octaédrique gouvernant l'évolution des déformations plastiques en fatigue est maximal à la même profondeur que le cisaillement maximum, soit $0,78 b$ et vaut $0,27 p_0$. En présence d'un frottement de coefficient μ , la profondeur du maximum diminue et, d'après SMITH et LIU²⁷, le maximum existe à la surface pour $\mu \gg 1/9$. Avec $\mu = 1/3$, le point du maximum se trouve en $y = 0,3 b$ avec $\sigma_{1\max} = -1,39 p_0$, $\sigma_{2\max} = -0,72 p_0$, $\tau_{\max} = -0,53 p_0$, $\tau_{\text{oct.max}} = 0,37 p_0$. Pour un passage du frotteur, la contrainte axiale dans la direction du mouvement varie d'une traction de $0,67 p_0$ à une compression de $-1,20 p_0$, la contrainte maximale de cisaillement varie de $-0,16 p_0$ à $0,43 p_0$, tandis que la contrainte octaédrique maximale varie de $-0,24 p_0$ à $0,39 p_0$.

7.3.1.2 - Adhérence des aspérités et usure.

Dans les cas réels de frottement, les aspérités des deux surfaces en contact ont des formes variées. Les processus d'usinage entraînent souvent un profil fragmenté des irrégularités de coupe et la forme d'une partie des aspérités est telle qu'elles se rompent dans la première phase de fonctionnement. D'autres aspérités moins fragiles cèdent par écoulement plastique, ce qui entraîne des cassures dans le film superficiel d'oxyde dont certaines parties sont éliminées. Dans les cas très nombreux de métaux miscibles, certaines aspérités, dont le métal nettoyé comporte une matrice cristalline perturbée par l'érouissage, se souderont et le glissement ultérieur entraînera une rupture avec transfert de métal d'une surface à l'autre et production de particules détachées.

L'usure peut aussi être due, en totalité (pour les métaux non soudables) ou en partie, à l'abrasion par pénétration des aspérités d'un métal dur et coupe du métal plus tendre, par pénétration des particules d'un abrasif dur ou des particules dures d'oxyde et coupe du métal. Certaines régions non coupées sont érouées plastiquement; il en est de même pour les régions coupées puisque la coupe est un écoulement plastique en avant de l'arête coupante.

Les débris de métal sont déchiquetés entre d'autres aspérités et, lorsque le rapport de leur surface réelle à leur volume prend une valeur suffisante, ils s'oxydent très vite au contact de l'air. Si les particules oxydées sont plus dures que le métal, elles jouent le rôle d'un abrasif. Pendant cette évolution, le coefficient de frottement μ croît, passe par un maximum puis diminue. C'est ce que CAUBET³⁰ appelle "le coup de rape initial". L'élévation de μ est dû à la soudure des aspérités; l'abaissement ultérieur provient de l'abrasion diminuant les aspérités, augmentant le nombre et l'aire totale des contacts et diminuant la pression. Cette seconde phase peut être appelée "rodage". Lorsque l'abrasion joue un rôle secondaire et en l'absence de graissage, l'aire totale des jonctions soudées croît et les régions soudées peuvent être assez grandes pour que leur rupture accroisse la rugosité et conduise au blocage du mouvement par "grippage". La compression sous les surfaces en contact et en avant de chaque contact donne un bourrelet frontal qui peut être éliminé si une aspérité coupe le métal et "laboure" l'autre surface, ou donner lieu à une pression de contact plus élevée accroissant l'aire soudée et amorçant le phénomène de grippage (d'après COURTEL³¹). C'est peut-être là l'explication de l'existence de deux branches du coefficient de frottement signalées par LING³². Ling a mesuré le coefficient de frottement $\mu = Q/P$ sous charge statique P_0 et, après déchargement, le coefficient de cisaillement $\hat{\mu} = (Q)_{P=0}/P_0$, Q étant l'effort de séparation tangentielle des deux surfaces, et le coefficient d'adhésion $\sigma = (F)_{P=0}/P_0$, F étant la traction amenant la séparation normale des deux surfaces. La figure 12 montre l'allure des deux branches. Dans le domaine des pressions basses et modérées, les valeurs mesurées de μ varient peu avec la charge mais sont séparées en deux groupes distincts. Pour les pressions moyennes les plus élevées et comparables à la limite d'écoulement du métal, les deux branches s'abaissent et se rejoignent, ce qui peut s'expliquer par le fait qu'à la limite d'écoulement, un faible effort tangentiel supplémentaire peut amener le glissement. Après suppression de la charge de pression P_0 , l'adhésion a été mesurée par la force de cisaillement Q et le coefficient de cisaillement $\hat{\mu}$ ou par la traction normale F et le coefficient d'adhésion F/P_0 réalisant respectivement la séparation tangentielle ou normale des deux surfaces. Dans le domaine de l'application antérieure des basses pressions, $\hat{\mu}$ et F/P_0 sont trop faibles pour être mesurés. Dans le domaine des pressions extrêmes où la proportion de l'aire des jonctions soudées n'est plus négligeable devant l'aire géométrique des surfaces en contact, la mesure montre une branche croissante avec la charge et une branche inférieure passant par un faible maximum. On peut penser que la branche supérieure correspond à un grippage atténué tandis qu'un certain rodage rendrait compte de la branche inférieure. Dans le domaine des pressions moyennes plus faibles, la pression sous les aspérités en contact peut être très élevée et la même explication rendrait compte des deux branches du coefficient de frottement.

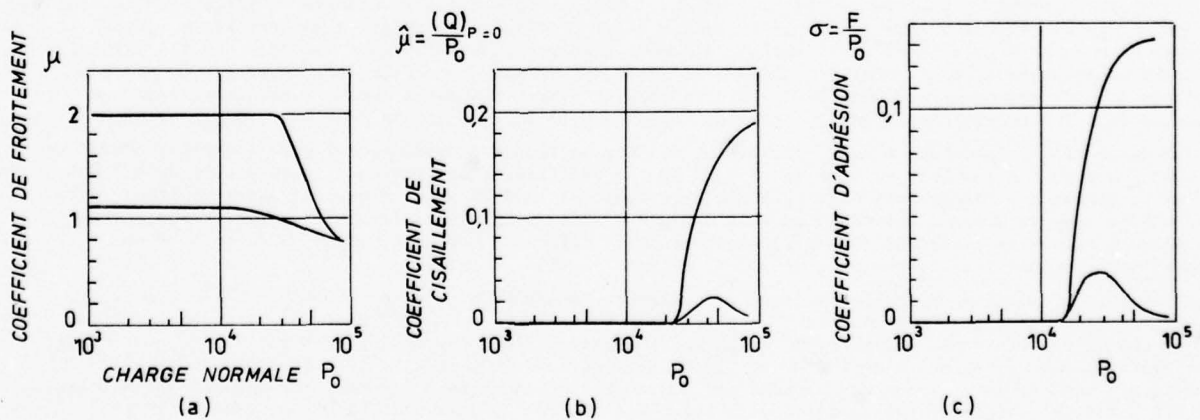


Figure 12

Dans les problèmes pratiques, on désire éviter l'usure générale qui augmente les jeux entre les pièces frottantes. Cependant, si l'usure initiale conduit à des surfaces moins rugueuses, elle tend à diminuer avec le temps de fonctionnement et n'est pas dangereuse. Il en va autrement pour les soudures des aspérités qui peuvent entraîner des ruptures locales et, ou, un grippage endommageant les surfaces et susceptible de bloquer le mouvement. C'est donc là l'aspect fondamental le plus important des problèmes.

La soudure des aspérités en contact a été étudiée par BOWDEN et ses collaborateurs. En 1935, BOWDEN et RIDLER³³ ont montré avec évidence que sous certaines conditions de glissement, la température de surface aux points de contact peut être suffisamment élevée pour donner une fusion réelle du métal. Dans le

polissage du verre, MACAULAY avait avancé dès 1927 que la température était assez élevée pour entraîner une fusion superficielle. BEILBY³⁴ considérait en 1921 que le polissoir bousculait les atomes superficiels et que la couche sous-jacente conserve un instant sa mobilité et, avant toute solidification, est lissée sur la surface par la tension superficielle.

Dans une étude systématique sur les conditions de polissage de divers matériaux (métaux, verres et quartz) BOWDEN et HUGUES³⁵ ont montré en 1938 que l'usure du métal de l'une des surfaces frottantes est conditionnée par un plus bas point de fusion. Si l'on polit avec une poudre, le point de fusion de la poudre peut être plus bas que celui de la pièce mais doit être supérieur à la température de ramollissement de la pièce: *L'écoulement plastique superficiel du métal est gouverné par les propriétés mécaniques relatives du métal et de l'abrasif aux températures élevées des surfaces frottantes.*

Une partie importante du mécanisme du polissage est un chauffage intense local d'une pellicule superficielle et son refroidissement rapide par conduction. Pour les métaux, un chauffage et un refroidissement rapides entraînent une structure de micro-cristaux. PARKS³⁶ a suggéré que le mécanisme du soudage à froid serait celui de la recristallisation rétablissant l'équilibre local par un réarrangement des distorsions de la matrice cristalline. BUCKLEY³⁷ a montré que le coefficient de frottement est plus faible lorsque le plan de la surface et la direction du glissement coïncident avec ceux de la plus grande densité atomique du cristal, c'est-à-dire correspondent au glissement plastique le plus aisé.

Les déformations plastiques superficielles favorisent les transformations métallurgiques. Par exemple, DESESTRET et al.³⁸ signalent que le frottement entraîne dans l'acier inoxydable auténitique Cr18-Ni12-Mo une transformation de l'austénite superficielle en martensite avec une diminution corrélative du potentiel de dissolution qui est susceptible de favoriser la corrosion. Les déformations plastiques s'effectuent par glissement au moyen d'une ligne de dislocation balayant le plan de glissement et réalisant un mouvement atome-par-atome, chaque atome relâchant ses liaisons avec l'atome aval voisin et traversant le vide de la dislocation pour être lié ensuite à l'atome voisin amont lorsque la dislocation avance d'une distance inter-atomique. Les vibrations des atomes sautant chacun d'une position d'équilibre à une autre position d'équilibre comportent un spectre mécanique allant des fréquences audibles aux ultra-sons (KAISER³⁹) et un spectre d'agitation thermique rejoignant le domaine des températures infra-rouges ou supérieures. C'est là l'élément principal favorisant les transformations métallurgiques et les variations de composition résultant de la diffusion des atomes étrangers dissous réalisant ainsi le passage d'un équilibre métastable à un nouvel équilibre plus stable. Le mouvement des dislocations peut aussi drainer les atomes étrangers vers les limites des grains et la surface libre, puis dans l'autre surface frottante s'ils peuvent y être dissous.

La présence d'un film d'oxyde peut modifier ces phénomènes. L'oxydation d'un métal est un phénomène de surface et est d'autant plus intense que les rugosités de la surface géométrique accroissent la surface totale soumise à l'oxydation. D'autre part, le phénomène est favorisé par les températures élevées existant dans le frottement aux points de contact. Il convient de rappeler que dans un électrolyte, le métal est dissous de préférence en certains points; par exemple, il y a à la surface des métaux une attaque préférentielle mettant en évidence les traces des plans effectifs de glissement plastique, même lorsque la surface a été polie électrolytiquement. Ceci implique que les atomes dans une position d'équilibre métastable sont attaqués plus aisément que ceux du cristal sans défaut. Dans la corrosion, les pertes de poids sont nettement plus élevées lorsque le métal, en fil, a été déformé plastiquement en fatigue (Ben BACHIR⁴⁰). Des expériences avec une poudre métallique obtenu par déchiquetage mécanique montrent une très grande activité de la corrosion, utilisée pour étudier plus vite l'action des inhibiteurs de corrosion (MAURET⁴¹). Dans le frottement, il est probable que l'élévation locale de la température permet une oxydation très rapide.

D'après DOBINSKI⁴², pour le cuivre, l'aluminium, le fer, le nickel, le cadmium et l'étain et lorsque le polissage est effectué dans l'air, le chauffage local entraîne une oxydation superficielle rapide. D'après Bowden et Hugues (1938)³⁵, la fatigue des métaux pourrait dans certains cas être due à l'oxydation à haute température dans les plans de glissement par l'air dissous ou occlus dans le métal. Ce point a été repris plus récemment par BRANGERS⁴³ mais ne conduit pour l'instant à aucune conséquence pratique puisque tous les métaux comportent des gaz occlus et que la fatigue existe dans des vides poussés.

Dans le vide et pour des métaux débarrassés de leur pellicule d'oxyde et des gaz adsorbés, BOWDEN et HUGUES⁴⁴ ont montré que sous un vide de 10^{-6} mm Hg, le coefficient de frottement peut passer de 0,5 à 0,6 après un dégazage à température élevée, comme par exemple à 1350 °K pour le nickel. Après un séjour prolongé à la température ambiante dans un vide de 10^{-5} à 10^{-6} mm Hg, le coefficient de frottement diminue de nouveau. C'est probablement là une conséquence de la diffusion des gaz occlus vers les couches superficielles puis vers la surface.

Les lois mécaniques du frottement ont été exprimées par AMONTONS⁴⁵ et par COULOMB⁴⁶. Le rapport entre la force tangentielle Q réalisant le glissement et la force normale P est plus élevé à l'arrêt et prend une valeur constante indépendante de la vitesse pendant le mouvement. BOWDEN et TABOR⁴⁷ ont étudié systématiquement la variation de l'aire réelle de contact avec la charge, à l'arrêt et au cours du mouvement. Les surfaces en contact portent par les aspérités. Même avec les meilleurs procédés d'usinage, il est difficile d'obtenir des surfaces planes à mieux que 10^3 Å, soit environ 300 distances inter-atomiques ou $0,1 \mu\text{m}$. La mesure de l'aire de contact était basée sur la mesure de la résistance électrique. D'après MAXWELL⁴⁸, la résistance de dispersion d'un conducteur cylindrique de rayon a en contact avec une électrode massive à son extrémité est $1/4a\lambda$, λ étant la conductibilité spécifique du conducteur. Dans le cas d'un col de rayon a dans un conducteur infini en diamètre, la résistance serait $R = 1/2a\lambda$; la conductance serait $\Lambda = 2a\lambda$. Pour le contact de deux conducteurs croisés selon une aire de rayon a très petit devant le diamètre des conducteurs, on a encore $\Lambda = 2a\lambda$. Si un conducteur est une sphère de rayon r avec une aire de contact de rayon a sur une surface plane, la résistance est

$$R = \frac{1}{2\lambda} \left(\frac{1}{a} - \frac{2}{\pi r} \right)$$

et tend vers

$$R = \frac{1}{2\lambda} \left(\frac{1}{a} - \frac{1}{r} \right)$$

lorsque r tend vers a . Avec $a \ll r$, $R = 1/2a\lambda$.

Dans le cas d'une déformation élastique, les formules de HERTZ²¹ donnent approximativement

$$a = 1,1 (P/rE)^{1/3}$$

et

$$\Lambda = 2a\lambda = [2,2\lambda/(rE)^{1/3}] P^{1/3}.$$

Pour une déformation plastique et avec la contrainte d'écoulement au matage σ_{em} :

$$P = \pi a^2 \sigma_{em} \quad \text{et} \quad a = \sqrt{(P/\pi \sigma_{em})}.$$

La conductance de contact serait

$$\Lambda = [2\lambda/(\pi \sigma_{em})] P^{1/2}.$$

Avec des métaux propres, l'expérience utilisant des cylindres croisés en cuivre, acier, antimoine, bismuth et carbone, montre bien la proportionnalité de la conductance Λ à la conductibilité spécifique λ et la loi de variation est sensiblement $\Lambda = k \sqrt{P}$. Pour des cylindres en argent, la loi $\Lambda = 2\lambda ar/(r-a)$ est bien vérifiée. Pour un métal très mou, l'aire de contact tend vers l'aire apparente, la résistance est $R = (r-a)/2a\lambda$ et la conductance est $\Lambda = 2a\lambda/(r-a)$. Les résultats avec des cylindres croisés et avec une sphère sur un plan sont identiques pour les aciers. Les résultats pour des surfaces planes sont assez voisins. L'échelle de la rugosité ne joue pas pour les surfaces en contact. La résistance au contact ne dépend pas du film d'oxyde, probablement parce que le glissement plastique casse et élimine le film d'oxyde sur les aspérités en contact.

Dans le cas d'un curseur courbe en métal avec un point de fusion élevé glissant sur un métal à bas point de fusion, l'aire de contact intime croît pendant l'écrasement. Lors du glissement, l'aire de contact intime diminue. Il est alors supposé qu'il y a coupe du métal mou.

Dans le cas d'un curseur à bas point de fusion, la conductance diminue pendant l'écrasement et s'élève pendant le glissement. Il semble que le glissement réaliserait des soudures tandis que le premier écrasement étirerait les soudures initiales jusqu'à leur rupture pendant le glissement. Dans le cas d'un même métal pour les deux surfaces, les soudures sont plus aisées et le frottement est plus constant.

En conclusion, après écrasement des aspérités atteignant la limite élastique au matage, σ_{em} , l'aire de contact réelle est proportionnelle à la charge normale P. La charge tangentielle Q réalisant le glissement dépend du cisaillement des aires soudées et du cisaillement de labourage des aires des aspérités qui interfèrent et qui ont été écrasées. Qu'il y ait soudure des aspérités ou interférences des bosses selon un plan incliné sur la surface, les aires cisailées dans le mouvement sont proportionnelles à P et la force tangentielle Q est proportionnelle à ces aires, donc à P. Pour un métal frottant sur lui-même, les aires soudées prédominent et le coefficient de frottement au cours du glissement diffère moins du coefficient à l'arrêt, les jonctions soudées se reconstituant d'une façon continue en l'absence d'un lubrifiant. Les soudures sont encore le phénomène important dans le frottement à sec de deux métaux mutuellement solubles (LING³²). Pour des métaux non miscibles, la soudure à froid n'est plus possible et le labourage de l'une des deux surfaces ou de chacune par les aspérités de l'autre est le mécanisme principal du frottement avant que les particules détachées ne deviennent abrasives.

MOORE⁴⁹ a montré en 1948 la persistance des très petites aspérités sur les bosses de la surface écrasées plastiquement. La théorie de Hertz ne prédit pas une aire de contact proportionnelle à la charge mais, comme l'a souligné ARCHARD⁵⁰, un modèle où chaque aspérité porterait des aspérités plus fines portant elles-mêmes des aspérités d'un ordre supérieur de petitesse donnerait lieu en première approximation à une relation proportionnelle. Cela suppose que la dimension moyenne des aires de contact varie peu mais que leur nombre est proportionnel à la charge et, par conséquent, que la première loi d'Amontons peut être déduite aussi bien des lois de la plasticité que de la théorie de l'élasticité. D'après WILLIAMSON⁵¹, il y aurait une phase avec un nombre croissant de points de contact et des aires individuelles de contact presque constantes, puis un nombre sensiblement constant de points de contact avec des aires individuelles croissantes, l'aire totale croissant de moins en moins vite. DYSON et HIRST⁵² ont confirmé l'existence d'aires individuelles de vrai contact dans une région de contact. BURWELL et STRANG⁵³ étudiant l'usure d'une tige d'acier sur un disque en acier ont trouvé un taux d'usure proportionnel à la charge jusqu'à une croissance très rapide lorsque la pression sur l'aire apparente de contact atteint le tiers de la dureté. Ils suggéraient que les couches inférieures déformées plastiquement sous les aspérités adjacentes pouvaient émerger entre les aspérités et autour d'elles en accroissant ainsi l'aire de contact réelle.

D'après FINKIN⁵⁴, la rugosité des surfaces frottantes tend vers une valeur indépendante des conditions initiales. Les valeurs d'équilibre de la rugosité crête-à-crête sont bien corrélées avec les dimensions moyennes des particules de débris dans les systèmes constitués d'un seul matériau. Les débris ont des formes caractéristiques, arrondies pour le cuivre, en bandes ou en lamelles pour l'acier SAE 1020. D'après RABINOWICZ et FOSTER⁵⁵, la dimension des particules d'usure est liée au rapport W_{ab}/H_p de l'énergie de surface de l'adhésion à la dureté de pénétration et elle est presque indépendante de la vitesse, de la charge, du temps et de la géométrie. Si des particules de dimension différente sont introduites, elles sont rapidement brisées ou elles s'agglomèrent jusqu'à ce que la dimension correcte soit obtenue. Cependant, les changements dans l'atmosphère ou l'emploi de lubrifiants modifiant l'énergie d'adhésion ont une influence marquée sur les dimensions des débris d'usure. La rugosité de surface engendrée par le frottement est aussi une fonction de W/H_p .

D'après CAUBET et ABSALLEM²⁹, le frottement dû à l'adhésion dans les jonctions soudées est faible pour les métaux propres et non oxydés lorsqu'ils sont insolubles l'un dans l'autre, comme dans le cas du frottement fer sur plomb dans une atmosphère non oxydante. Pour les métaux oxydés, l'adhésion dépend de la solubilité mutuelle des oxydes.

Etudiant un grand nombre de combinaisons de métaux, ARCHARD et HIRTS⁵⁶ ont résumé: l'usure modifie les conditions de surface puis le taux d'usure se stabilise progressivement à une valeur constante ne dépendant pas de l'aire apparente de contact. On peut supposer que l'usure serait le résultat de deux processus opposés: l'usure douce qui aplanit la surface et l'usure sévère qui la rend plus rugueuse. Dans l'usure douce, la surface reste lisse et est protégée par une couche d'oxyde; les débris sont de

petites particules de dimensions inférieures à quelques dixièmes de microns. Dans l'usure sévère et d'après les mesures de résistance électrique de contact, les aires des aspérités en contact ont des diamètres de l'ordre de 10^{-2} cm (100 μ m). La disparition du film d'oxyde sous charge élevée multiplie les points de soudure et favorise l'usure sévère, tandis que les charges faibles et les faibles vitesses de glissement permettent au film d'oxyde de se reconstituer et favorisent l'usure douce.

Pendant le frottement, la couche d'oxyde tend à se reconstituer. D'après BISSON et ANDERSON⁵⁷, le temps nécessaire à la formation d'un film fictif d'oxyde FeO d'une épaisseur de 1 Å varie peu de 25 °C à 1500 °C mais croît beaucoup avec un vide croissant :

$$\text{à } 25 \text{ °C, } t(\text{min.}) = 10^{-7} / p,$$

la pression de l'air étant exprimée en mm Hg. Le grippage peut intervenir lorsque la couche d'oxyde reformée entre deux contacts successifs au même point n'a pas encore une épaisseur suffisante pour empêcher le contact métallique et l'adhésion qui en résulte. Le grippage est donc favorisé dans un vide poussé.

Dans une revue des facteurs influençant l'adhésion des métaux, SIKORSKI⁵⁸ a montré que pour les divers types cristallins, les corrélations entre l'adhésion, réalisée par pression et torsion de 180°, avec la dureté ou le point de fusion ne formaient qu'une corrélation, du fait de la corrélation entre la dureté et le point de fusion. Il y a deux aspects de l'adhésion: (1) Aspect mécanique, l'adhésion est favorisée par la plus grande facilité à obtenir de grandes aires de contact sous l'action des forces normales et tangentielles. Il faut détruire les contaminants superficiels, tels que les films d'oxyde, puis obtenir la conformité de contact des surfaces au moyen de déformations plastiques. De plus, les contraintes élastiques résiduelles doivent être assez faibles pour ne pas provoquer la séparation des jonctions par concentrations de contrainte et rupture par effet de fente à leurs contours. Dans la déformation plastique, les métaux cubiques ont plus de degrés de liberté, par suite des divers systèmes de plans de glissement, que les métaux hexagonaux. Les propriétés telles que dureté, module d'élasticité et point de fusion sont des mesures des forces de cohésion et leur relation avec l'adhésion est évidente. La température de recristallisation affecte la relaxation des contraintes résiduelles. (2) Aspect physico-chimique: la miscibilité mutuelle est de grande importance. ERNST et MERCHANT⁵⁹ étudiant le frottement de couples de métaux tels que Cd-Al, Cd-Bi, Cd-Fe, Cd-Zn, Cu-Fe et Zn-Bi, presque mutuellement insolubles à l'ambiante, ont montré des propriétés anti-rayures et anti-grippage. ROACH et al.⁶⁰ ainsi que GOODZEIT⁶¹ ont trouvé qu'un autre facteur était la position dans la table périodique des éléments. Les éléments du sous-groupe B: Ag, Cd, In, Tl, et Pb non-miscibles avec le fer, ont une bonne résistance au grippage sur l'acier, tandis que les métaux alcalins tels que Li, Mg, Ca et Ba, également non-miscibles, ont de mauvaises performances attribuées aux différences dans le type de liaisons. Les métaux hautement covalents tels que Ge, Sn, Se et Tl ont peu d'adhésion avec les métaux de base.

Sous charges élevées, les essais de frottement à sec d'un curseur hémisphérique sur un disque plat montrent un aspect exagéré de l'usure par transfert de métal, du disque au curseur. D'après les essais de COCKS⁶² et ses propres essais, ANTLER⁶³ a discuté l'usure sévère de curseurs et de disques d'un même métal. Les métaux étudiés étaient In, Pb, Bi, alliage 50/50 Sn/Pb, alliage d'Al 5052, Ag, Au, Cu, Fer Armco, Ni, Pt, alliage beryllium-Cu, Ti, Rhodium, bronze phosphoreux. Le curseur s'use dans les cas de l'antimoine, du Cu, Pb, de l'Al et de l'Ag glissant sur eux-mêmes. Dans le cas de l'indium, il y a de grandes déformations plastiques du curseur et le métal est déplacé dans la direction du frottement, ce qui conduit à un grippage. Dans le cas de l'alliage 50/50 Sn/Pb, le métal flue sous le curseur et une languette ou coin se forme à l'arrière du fait que l'adhésion avec le curseur est faible. Dans les autres cas, il se forme une languette de métal déformé adhérent au curseur et grossissant en avant de lui. Il est probable que de petites particules de métal très déformé se séparent du disque et adhèrent au curseur où elles se soudent les unes aux autres et au curseur. La proue grossit par addition de particules provenant du bourrelet plastique du disque en avant du curseur. Le métal distordu de la proue est très dur et peut ensuite entamer et rayer le disque. La proue se fragmente par soudure au disque ou par rencontre d'une forte aspérité. Les conditions nécessaires à la formation de proues sont: frottement sévère, transfert de particules métalliques du disque au curseur, le disque ne doit pas être très dur, la température de recuit du disque doit être supérieure à la température de l'expérience et le métal transféré doit être plus dur que le métal restant du disque.

Sous des charges faibles et en présence d'un lubrifiant, le mode d'endommagement et d'usure est bien différent de ce qui précède. Depuis l'existence du microscope électronique à balayage, les observations fines des débris d'usure et de la surface usée des métaux deviennent possibles. SCOTT, SEIFERT et WESTCOTT⁶⁴ ont montré par l'étude des débris en suspension dans l'huile de graissage de moteurs d'avions que le degré d'usure et la nature de l'usure pouvaient être détectés d'après la granulométrie des débris et leur forme. Les particules avaient des dimensions allant de 20 Å (2×10^{-9} m) pour les plus petites, à plusieurs microns (10^{-6} m) pour les plus grandes. Les particules d'acier étaient trop petites pour être attirées par un aimant et leur seul mouvement était une rotation alignant les pôles magnétiques trop rapprochés pour que la force résiduelle puisse vaincre la viscosité de l'huile. Avec un aimant puissant posé dans le microscope et donnant un champ hautement divergent, la plupart des très petites particules se comportaient comme des aimants permanents, ceci impliquant qu'elles ne comportaient qu'un nombre très réduit de domaines magnétiques élémentaires ne se neutralisant pas. Dans l'huile des moteurs endommagés en service, on a trouvé une haute concentration de particules d'acier avec une dimension moyenne plus grande et un moment magnétique plus faible que dans le cas des moteurs en bon état. Un analyseur (Ferroglyph) constitué par un champ magnétique hautement divergent placé sous une plaque enduite d'un produit susceptible de retenir les particules d'acier en suspension dans un écoulement d'huile permettait de classer les particules par ordre de grandeur croissant. Le champ magnétique croît de l'entrée à la sortie et, les particules étant magnétiquement saturées, l'attraction est proportionnelle à leur volume. Un accroissement rapide du rapport des nombres des grandes particules et des petites particules correspond au début de l'usure sévère. Les particules étaient ensuite examinées avec diverses techniques de microscopes optique et électronique.

Les particules les plus nombreuses dans l'usure douce sont des écailles polies attribuées à l'endommagement d'une couche superficielle de métal déformé, analogue à la couche de Beilby, où l'ordre cristallin à longue distance paraît éliminé. Le matériau de cette couche s'étend et recouvre les irrégularités du métal sous-jacent. Le frottement répété fatigue cette couche et les écailles se détachent. On pourrait encore admettre que le frottement déverse et écrase certaines aspérités des surfaces comme c'est le cas

dans le renversement des plis du sol terrestre dans les montagnes. Sous la pression hydrostatique élevée existant sous les aires de contact et les contraintes tangentielles dues au frottement ainsi que grâce à l'élévation de température qui en résulte, la couche de Beilby est très malléable pendant le contact de deux aspérités. Ce forgeage à chaud crée des lignes et des noeuds de dislocations bloqués par les atomes étrangers entraînés par les dislocations et favorise la création de très petits précipités; les dislocations ainsi stabilisées constituent un réseau cellulaire à mailles fines tel que celui observé par NAKAJIMA et MIZUTANI⁶⁵ à la surface usée d'un acier où les mailles avaient de 0,5 à 1 micron. Après le refroidissement presque immédiat par conduction, le matériau superficiel devient très dur. L'action répétée de ce mécanisme donne une couche superficielle très dure avec des écailles qui se détachent après que des fissures de fatigue aient préparé leur cassure. Scott et al.⁶⁴ ont encore trouvé des particules en grains constituées d'oxyde de fer Fe_3O_4 et de fer dissous qui indiquent une usure sévère. L'abrasion donne des copeaux microscopiques produits par une aspérité durcie et coupante ou par un grain abrasif. Un accroissement rapide du nombre des particules coupées indique l'imminence d'une défaillance de fonctionnement. La fatigue superficielle résultant de contraintes tangentielles élevées a été rencontrée dans les engrenages et donne des débris en forme de très petits pavés résultant d'un quadrillage de fissures de fatigue sensiblement normales à la surface. Des particules sphériques microscopiques ont été trouvées dans l'huile étudiée par Scott et al.⁶⁴ et des particules analogues avaient été observées par Scott et ses collègues au National Engineering Laboratory de Glasgow. Elles sont attribuées au mouvement relatif tangentiel des deux surfaces de fracture des fissures obliques de fatigue s'ouvrant sur la surface des cages des roulements à billes. Par roulement des billes, la surface est soumise à des alternances de très hautes pressions et de basses pressions. La fissure peut être remplie de lubrifiant introduit et éjecté alternativement qui introduit des écailles dans la fente. Ces écailles sont ensuite enroulées en sphères par le mouvement tangentiel alterné des deux surfaces de la fissure.

Des particules sphériques analogues ont été trouvées par GOSS et HOEPPNER⁶⁶ sur les surfaces de fracture de fissures de fatigue obtenues par frottement sec lors des essais d'altération de contact (fretting) correspondant à un frottement à sec et des oscillations de très faible amplitude sur un alliage de titane T A6 V4. Dans ce cas, le dommage créait d'abord des écailles puis ensuite des particules sphériques.

La similitude entre l'endommagement dans le frottement de très faible amplitude (fretting) et l'usure douce a été soulignée également par WATERHOUSE⁶⁷ d'après des examens au microscope électronique: "L'exfoliation est une bonne description de nombreux endommagements de fretting observés au microscope électronique. Le matériau paraît être retiré de la surface en plaques, ce qui diffère de l'hypothèse usuelle de débris d'usure provenant des sommets des aspérités. Des observations similaires en usure unidirectionnelle ont conduit à une théorie de l'usure par écaillage, basée sur la création de fissures de fatigue se propageant sous la surface parallèlement à celle-ci et conduisant au détachement d'écailles minces du matériau⁶⁸. Les fissures s'amorcent aux lacunes se développant par empilement de dislocations, sous la surface libre exempte de dislocations."

D'après WELSH⁶⁹ étudiant les aciers au carbone, une première transition d'usure douce à usure sévère apparaît à une charge P_1 , puis une transition opposée de l'usure douce à l'usure sévère intervient à une charge P_2 ($P_2/P_1 = 25$ pour l'acier à 0,52 % C, revenu pour une dureté de 268 DPN). La seconde transition correspond à un durcissement de la surface dû à une transformation martensitique causée par les températures de flash aux aires réelles de contact. Avec un revenu moins poussé, le domaine des charges limitant l'usure sévère se rétrécit et, à une dureté située entre 360 et 436 DPN l'usure est toujours douce. Cependant, Welsh remarquait que les aciers à faible carbone durcissent plus par frottement que par un traitement thermique. D'après DAWSON et al.⁷⁰ ainsi que HOTHER-LUSHINGTON⁷¹, l'expérience pratique montre un endommagement aisé des aciers à teneur élevée en chrome.

En accroissant les tensions internes résiduelles et le désordre cristallin, c'est-à-dire en accroissant le potentiel thermodynamique et en abaissant l'énergie d'activation, les déformations plastiques conduisent à la transformation directe des phases métastables; elles sont aussi le principal mécanisme de la transformation de l'énergie mécanique en chaleur. L'élévation locale de la température coïncide avec la déformation plastique des micro-volumes aux points de contact. Si la température croît au delà du point de transformation, le changement de phase se produit. Le refroidissement par conduction conduit au changement de phase opposé. Le taux de chauffage des micro-volumes est de l'ordre de 10^{-7} °C/sec., d'après ZAMORUEV⁷². Une autre possibilité est une combinaison chimique avec le milieu ambiant. La pression hydrostatique élevée sous les aires de contact et les températures élevées favorisent l'oxydation et les combinaisons avec le carbone, l'azote et l'hydrogène. Comme indiqué par KRICHEVSKII⁷³, l'azote moléculaire se combine directement avec le fer sous une pression et une température suffisamment élevées. La déformation plastique favorise la diffusion des atomes étrangers dissous entraînés par le mouvement des dislocations réalisant la déformation plastique. Des composés chimiques du fer et des atomes dissous peuvent être formés si la concentration en atomes dissous est suffisante.

D'après ZAMORUEV⁷², les transformations principales dans le cas des aciers sont la transformation de l'austénite résiduelle en martensite sous l'influence des déformations plastiques et la transformation de la martensite ou des structures de revenu en austénite puis en martensite au cours des cycles d'échauffement rapide et de refroidissement rapide correspondant au contact et à la séparation des aspérités. Cependant, la déformation plastique des micro-volumes superficiels reste le processus primaire conduisant à la formation de martensite. Il a été souvent observé que le degré élevé de dispersion de la microstructure initiale, par exemple de la structure des produits de revenu de la martensite, intensifie la formation de martensite secondaire pendant le meulage.

Comme indiqué au paragraphe 7.2.2.2 relatif aux transformations métallurgiques des couches superficielles de l'acier au cours du meulage, une couche dure dite "martensitique", examinée par la tranche après polissage et attaque par un réactif, réfléchit la lumière et paraît de couleur blanche par contraste avec l'acier superficiel décarburé et le métal profond qui sont attaqués et paraissent noirs ou gris. Dans le cas de la déformation de la couche superficielle de l'acier par un frottement moins rude, la couche décarburée n'apparaît pas mais on trouve encore une couche blanche très dure que l'on admet être de structure martensitique bien qu'aucun détail de structure n'apparaisse au microscope optique. EYRE et BAXTER⁷⁴ ont passé en revue des données plus modernes sur les couches blanches. Dès 1941, TRENT⁷⁵ considérait ces couches comme étant une martensite à grains extrêmement fins produits par la rapidité

du chauffage et du refroidissement. La cassure des fils d'acier pendant l'étirage à froid ou en service a parfois été attribuée par STEININGER et KRZEMNISKI⁷⁶ à la présence de martensite amorphe en surface. Un autre genre de couche dure a été trouvée dans les âmes des mitrailleuses⁷⁷, les segments des pistons⁷⁸ et dans la fonte grise des moteurs diesels⁷⁹ où elle résultait aussi d'une nitruration.

Dans le cas de l'acier, il y a une transition avec le métal profond alors qu'avec la fonte, on trouve une frontière nette. Par revenu, la couche blanche des aciers s'adoucit plus lentement que la martensite ordinaire et à une température plus basse que la couche blanche de la fonte. Pour l'acier doux lubrifié, la dureté de la couche blanche subsistait jusqu'à 800°C et elle est probablement de la cémentite partiellement graphitée, la source de carbone étant l'huile surchauffée. Pour la fonte, d'après ROGERS⁷⁹, la couche blanche se comporte pendant le revenu comme un acier à 0,24% C, du point de vue de la dureté.

D'après SAVITSKIY et al.⁸⁰, la couche blanche des aciers comporte une fine dispersion de particules de 500 à 1000 Å. BRAININ et SELEZNEVE⁸¹ ont suggéré que la dureté des couches blanches était due à la diffusion du carbone vers la surface. Pendant le très rapide traitement thermo-mécanique, il y a une tendance vers l'affinage de la matrice du fer et des carbures produits. D'après EMBURY⁸², la sous-structure formée dans les grains par déformation à haute température est intrinsèquement plus stable que celle formée par déformation à froid. Comme dans le cas des aciers forgés dans l'état austénisé entre 600 et 800 °C, le corroyage ancrant la sous-structure par une fine précipitation de carbures, accroît la résistance au revenu pour les températures inférieures. D'après O'BRIEN et al.⁸³ ainsi que SCOTT et al.⁸⁴, le microscope électronique révèle une matrice de fine structure cellulaire avec de très fins précipités de carbure.

En englobant le cas général de la couche de Beilby dans les métaux autres que les aciers, on pourrait énoncer: *La densité très élevée des lignes de dislocations entrelacées et des distorsions du réseau cristallin de la matrice par les déformations plastiques, leur stabilisation par les atomes étrangers dissous entraînés par les mouvements des dislocations ou diffusant dans les lacunes du réseau, le fractionnement du film d'oxyde et l'introduction par malaxage de ses débris dans le métal sous-jacent favorise, dans les grains érasés, l'organisation des dislocations en frontières de très petits sous-grains, ainsi que la migration des atomes étrangers dissous ou adsorbés à la surface dans les lacunes des frontières des sous-grains, facilite l'oxydation par l'environnement ou par l'air occlus et entraîne la création à chaud de très fins précipités constituant des obstacles au glissement plastique d'autant plus efficaces qu'il sont plus nombreux et, d'autant plus stables à chaud que leur température de formation aura été élevée.*

Dans l'usure des machines lubrifiées, la première phase du rodage en fonctionnement sous faible charge correspondrait à l'usure par abrasion et éliminerait les aspérités aiguës et fragiles. La seconde phase du rodage correspondrait à la formation de la couche de Beilby dans le cas général et d'une couche "blanche" extra-dure dans le cas des aciers. Ensuite, l'usure douce normale pendant le fonctionnement de la machine correspondrait à la formation des écailles minces et à leur détachement par fatigue de la couche de Beilby ou de la couche "blanche". Enfin, avec des surcharges locales répétées provenant d'un fonctionnement de la machine en surcharge ou d'un endommagement local profond en fatigue, l'adhésion peut entraîner une usure locale sévère, analogue à l'usure à sec sous charges élevées des essais de laboratoire, puis le grippage et la rupture.

7.3.1.3 - Usure par abrasion.

L'abrasion, comme l'usure due à la coupe de l'une des surfaces par les aspérités de l'autre est d'abord un processus de coupe, les particules d'abrasif maintenues par les aspérités d'une surface dure ou partiellement enfouies dans une surface molle coupent l'autre surface. L'usure de coupe est gouvernée par les combinaisons de métaux en présence tandis que l'abrasion dépend principalement de la nature et de la dimension des particules abrasives existant entre les deux surfaces frottantes. Ces particules peuvent être les éléments d'une poudre de polissage, des poussières introduites par accident entre les deux surfaces ou des particules formées par réaction chimique du métal déformé et détaché avec l'atmosphère environnante. La plupart des études relatives à l'abrasion mesurent celle-ci par la perte de poids de l'une ou de l'autre surface frottante. Les essais concernent l'usure d'un matériau frottant sur un disque ou sur une bande recouverts d'abrasif ou, exceptionnellement l'usure de deux surfaces entre lesquelles on introduit de l'abrasif.

Puisque la coupe des métaux est due à des déformations plastiques de cisaillement en avant de l'arête coupante et que la dureté est une mesure de la résistance aux déformations plastiques, il est normal qu'en l'absence d'une autre cause d'usure que la coupe par les aspérités ou l'abrasion par des particules, la résistance à l'usure et la dureté soient étroitement corrélées. D'après KHRUSHCHOV⁸⁵, on peut mesurer la résistance relative à l'abrasion par le rapport

$$\epsilon = \frac{\Delta l_s}{\Delta l_m}$$

de la profondeur d'usure Δl_s pour un matériau standard à la profondeur d'usure Δl_m du matériau étudié. Usuellement, cette grandeur empirique est indépendante des particularités expérimentales. $\epsilon = 1$ pour l'alliage de référence 30 % Sn - Pb.

Pour les métaux commercialement purs et les aciers recuits, il y a une relation linéaire entre la dureté Vickers H et la résistance relative à l'usure:

$$\epsilon = C H,$$

où H est exprimé en kgp/mm^2 et $C = 1,39 \cdot 10^{-2} \text{ mm}^2/\text{kgp}$.

Pour les aciers traités:

$$\epsilon = \epsilon_0 + C_1 (H - H_0),$$

où ξ_0 = résistance relative à l'usure de l'acier recuit, H_0 = dureté de l'acier recuit et C_1 est le coefficient de proportionnalité relatif à l'acier étudié.

L'écroissage à froid modifie la dureté des métaux mais ne modifie pas l'usure relative puisque l'usure se produit après un processus d'écroissage à chaud éliminant localement l'écroissage antérieur.

La trempe dans un bain de sel à une température située au dessus du point de formation de la martensite⁸⁶ mais en dessous de celui de la perlite donne une corrélation entre la dureté et la résistance relative à l'usure correspondant à la relation principale pour les métaux purs ou alliés recuits, $\xi = CH$. C'est le cas de l'austénite revenue (austempering en anglais) des aciers américains 4340 et 4335M austénisés 0,5 h à 835 °C, -trempés dans un bain de sel, 24 h à 317 °C et refroidis à l'air ($\sigma_R = 1400 \text{ N/mm}^2$). La figure 13 montre schématiquement la variation de la résistance relative à l'usure avec la dureté pour les aciers. Il semble, d'après LARSEN-BADSE⁸⁷ que la résistance à l'usure des aciers dépende linéairement de la proportion de cémentite et qu'elle diminue avec une température de revenu croissante.

On peut penser que la déformation plastique en cours d'usure favorise la transformation locale austénite-martensite de l'acier initialement trempé au dessus du point de transformation, puis chauffé, déformé plastiquement et trempé par conduction. Cette transformation accroît la dureté et la résistance à l'usure dans des proportions identiques au contraire de l'écroissage à froid modifiant seulement la dureté.

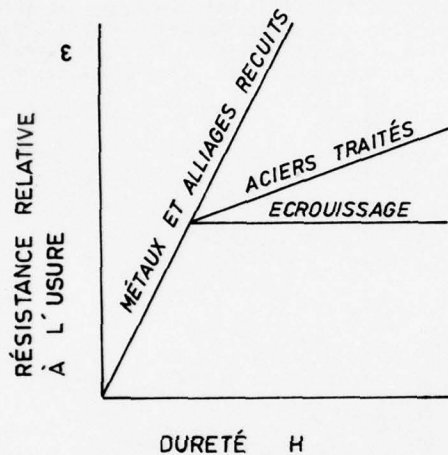


Figure 13

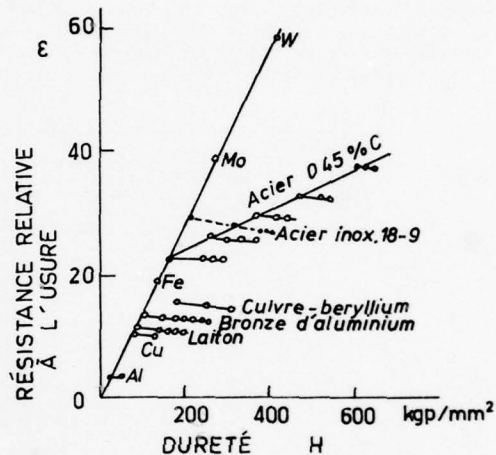


Figure 14 (d'après KHRUSHCHOV⁸⁶).

Le peu d'effet de l'écroissage sur l'usure est assez général et la figure, 14 d'après KHRUSHCHOV⁸⁶, illustre ce comportement pour divers métaux et alliages. Cependant, les contraintes résiduelles de compression à la surface, obtenues par grenailage, galetage, etc., peuvent retarder l'endommagement profond par l'usure sévère.

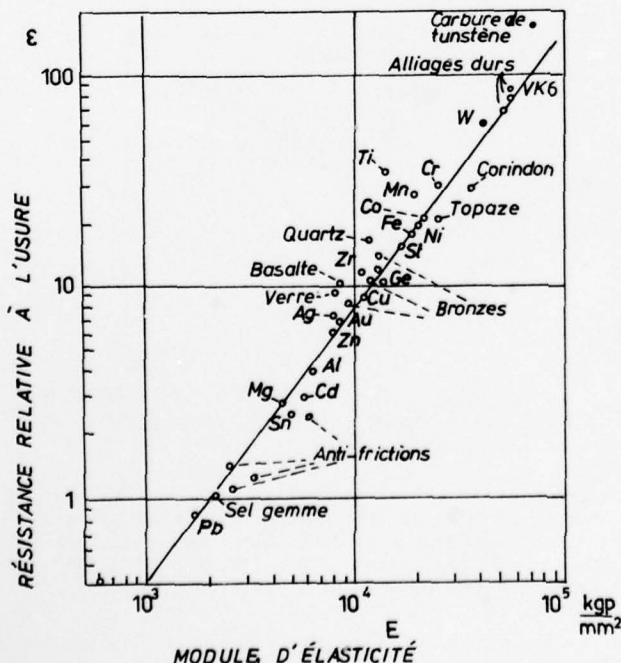


Figure 15, d'après KHRUSHCHOV et BABICHEV⁸⁷.

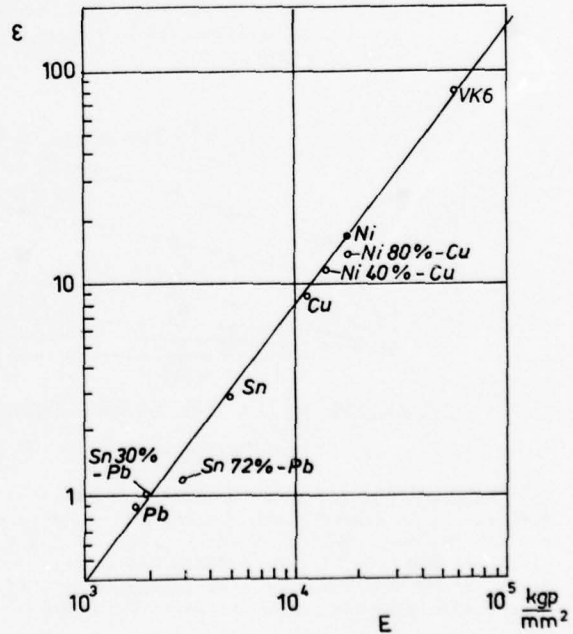


Figure 16, d'après ref. 87.

Du fait que la limite élastique des matériaux et leur dureté sont corrélées avec les modules d'élasticité, il en est de même pour la résistance relative à l'usure. D'après KHRUSHCHOV et BABICHEV⁸⁷, la corrélation moyenne est:

$$\text{où } E \text{ est en } \text{kgp/mm}^2; \text{ avec } E \text{ en } \text{N/mm}^2, \text{ on a: } \begin{aligned} \epsilon &= 0,49 \times 10^{-4} E^{1,3}, \\ \epsilon &= 0,025 \times 10^{-4} E^{1,3}. \end{aligned}$$

Cette relation ne s'applique pas aux aciers traités et aux alliages avec un traitement de précipitation. Les figures 15 et 16 montrent que la relation moyenne s'applique aux métaux purs, à certains alliages binaires et à d'autres matériaux tels que le quartz, le corindon, etc.

Dans le cas des aciers traités, on sait que le module d'élasticité reste sensiblement celui de la matrice de ferrite alors que la résistance relative à l'usure croît avec la dureté, laquelle est fonction du traitement. La relation ϵ -H est illustrée par la figure 13.

L'influence de la dureté de l'abrasif a été étudiée par BABICHEV⁸⁹. La figure 17 reproduit des résultats d'essais pour deux aciers. L'usure absolue est mesurée par le volume usé. Le volume usé croît linéairement avec la différence entre la dureté de l'abrasif et celle du métal jusqu'à une valeur au delà de laquelle l'accroissement de l'usure est faible. NATHAN et JONES⁹⁰ ont étudié l'influence de la charge et celle du diamètre moyen des particules d'abrasif. Le volume usé croît avec le diamètre moyen des particules abrasives, puis plus lentement, selon deux droites raccordées par une courbe de transition. Il croît aussi linéairement avec la charge pour les faibles charges. Une hypothèse d'AVIENT⁹¹ est que le papier abrasif fin est plus rapidement couvert par les débris d'abrasion. La figure 18 montre des résultats dans des conditions comparables de charge (2 kg), de trajet parcouru (6m) et de vitesse (0,5 m/s) pour divers métaux. La figure 19 montre l'influence de la charge pour le fer suédois, les autres conditions étant inchangées.

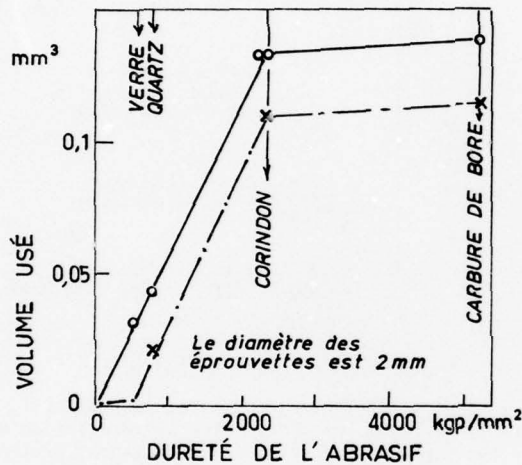


Figure 17, d'après Babichev⁸⁹.

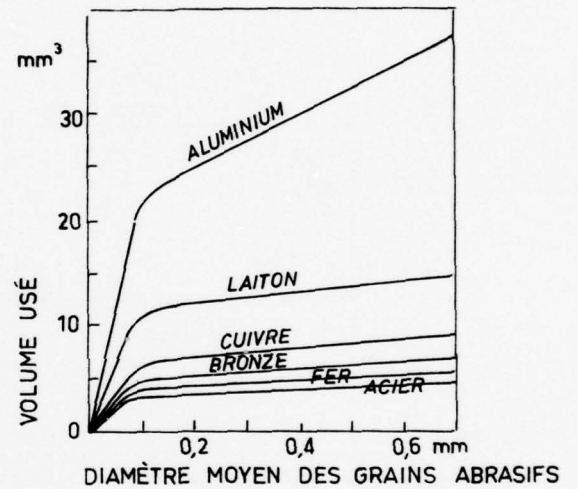


Figure 18, d'après Nathan et Jones⁹⁰.

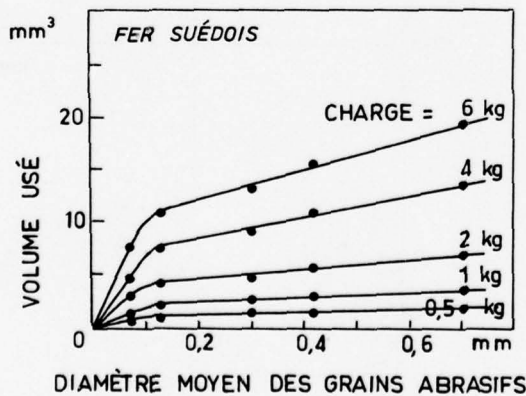


Figure 19, d'après Nathan et Jones⁹⁰.

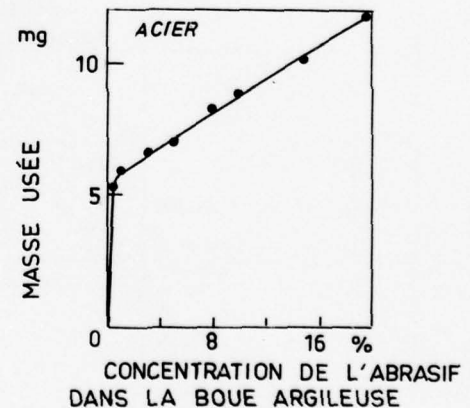


Figure 20, d'après LOMAKIN⁹².

La figure 20, d'après LOMAKIN⁹², montre l'influence de la concentration de l'abrasif dans une boue argileuse. Au-dessus d'une concentration minimale, l'usure croît assez lentement avec la concentration. Dans le cas de l'usure à sec de l'acier à 0,8 % C par du corindon (tamis de 180 mailles au pouce), les essais de BABICHEV⁸⁹, pour différentes valeurs du volume de corindon introduit par seconde, montrent qu'au-dessus d'une concentration très faible en abrasif, l'usure est indépendante de la quantité d'abrasif. En conséquence, l'élimination des corps étrangers abrasifs doit être complète pour être utile.

Dans le cas de l'usure à sec ainsi que pour les charges très élevées en présence d'un lubrifiant, on rencontre des oscillations de relaxation dues à la diminution du coefficient de frottement lorsque la

vitesse croît. On peut l'expliquer par le fait qu'il faut du temps pour que les jonctions des aspérités en contact adhèrent les unes aux autres par déformation plastique et par fluage et diffusion. C'est la cause des oscillations de "broutage" des outils de coupe et des vibrations des systèmes mécaniques avec frottement étudiés par KOSTERIN et KRAGEL'SKII⁹³.

Le concassage de certains minerais et matériaux est effectué au moyen de broyeurs à boulets ou à mâchoires dont les éléments de broyage sont en acier ou en fonte blanche perlitique. Bien que la résistance relative à l'abrasion, ξ , soit souvent considérée comme une constante du matériau, MARATRAY⁹⁴ souligne, d'après les résultats obtenus par NORMAN⁹⁵ dans le broyage de différents minerais, que ξ peut aussi varier avec l'abrasif utilisé. Par exemple, l'acier perlitique est supérieur à la fonte blanche avec des minéraux durs mais il a un moins bon comportement que la fonte avec le minerai le plus doux. Aux vitesses pratiques de concassage, la perte de poids des boulets de broyage croît avec la vitesse, ce qui peut être la conséquence d'une température plus élevée. En présence d'eau, l'usure souvent plus importante peut être attribuée à une agglomération des débris abrasifs les plus fins.

Les microstructures austénitiques instables résistent bien à l'abrasion de concassage. La durée de vie d'éléments de broyeurs utilisés pour des minerais de molybdène a été prolongée de 50% en utilisant un acier avec une fine dispersion de carbures globulaires dans la matrice d'austénite. D'autre part, en accroissant la stabilité de l'austénite aux effets thermiques, son instabilité aux déformations plastiques donne néanmoins une structure stable après déformations aux températures éclairées du frottement, du fait de la fine précipitation d'une phase ferro-magnétique. C'est, d'après MARATRAY⁹⁴, le cas d'un acier à 1,3% C, 6% Mn et 1% Mo.

Dans le travail des concasseuses et des pelleteuses, on rencontre une abrasion par coupe brutale, alors que l'abrasion par frottement se rencontre dans les opérations d'écrasement où l'usure par déformation prédomine sur l'usure de coupe.

En 1971, BORIK et al.^{96, 97} ont utilisé un dispositif d'essai simulant un broyeur à mâchoires pour tester la résistance à l'usure de divers matériaux par écrasement avec frottement d'éléments de roches contenant du quartz, du basalte, du granit, du calcaire et du schiste, concassés à une dimension allant de 40 à 50 mm, ainsi que d'un minerai dit Taconite constitué par du quartz terne et coloré par 25 à 35% d'hématite et de magnétite, en morceaux de 25 à 75 mm. Chaque essai consistait à écraser 908 kg de pierres. Le broyeur comportait une plaque fixe faite avec le matériau à étudier et une plaque mobile, faite d'un acier ASTM 4517-68 à 0,19% C, 0,28% Si, 0,84% Mn, 0,18% Mo, 0,56% Cr, trempé à l'eau depuis 900 à 955 °C, revenu à 595-690 °C, servant de matériau de référence pour le calcul de l'usure relative. Un dispositif à excentrique donnait à la plaque mobile un mouvement elliptique, les ellipses étant larges à l'entrée du minerai, à la partie supérieure bien ouverte de la goulotte constituée par les deux plaques, et de faible largeur à la sortie étroite inférieure, les éléments à concasser étaient écrasés et entraînés vers le bas par un frottement usant davantage les grains entre eux qu'au contact avec les plaques. Dans les essais préliminaires avec des plaques fixe et mobile du même acier, une corrélation existait entre la température de la surface des plaques, variant de 80 °C à 120 °C, et les pertes de poids, variant de 85 g à 105 g. Pour éliminer cette variable dans les essais ultérieurs, le haut du support de la plaque mobile a été refroidi par une circulation d'eau. Dans deux séries de deux essais utilisant des plaques fixes en acier austénitique au manganèse (coulé, grade E-1, Désignation ASTM: A-128-64), l'usure relative était $1/\xi = 0,200 \pm 0,006$ pour les roches concassées et $0,182 \pm 0,005$ pour le minerai de taconite, le second nombre de chaque valeur étant la déviation standard. L'usure relative était presque la même, bien que les valeurs de l'usure absolue soient doublées avec le minerai de taconite. Le tableau 7.3.1.3. de la page suivante montre la composition, le traitement et les résultats d'essais pour 35 des matériaux étudiés dans les laboratoires de la Climax Molybdenum Company of Michigan (Ann Arbor, Mich. 48106).

Ces essais confirment le bon comportement des aciers coulés austénitiques au manganèse, avec $0,226 \leq 1/\xi \leq 0,310$, par comparaison avec les aciers inoxydables laminés 304 et 316 ($1/\xi \approx 1,2$) et avec les aciers de construction en barres traités et revenus pour une microstructure de ferrite et de carbures ($0,67 \leq 1/\xi \leq 1,08$). Cependant, avec une trempe à l'huile et un faible revenu à 200 °C, donnant une microstructure de martensite avec des carbures eutectoïdes et des carbures secondaires, l'acier 4340 se comporte aussi bien ($1/\xi = 0,23$) que les aciers coulés austénitiques. De meilleurs résultats sont obtenus avec les fontes blanches à haute teneur en chrome. Le meilleur résultat ($1/\xi = 0,048$) correspond à la fonte blanche à 3,5% C, 15% Cr, 3% Mo, trempée à l'huile depuis 900 °C, revenue à 205 °C et ayant une microstructure de martensite et de carbures eutectoïdes avec des carbures secondaires. Pour trois fontes blanches martensitiques à 3% C, 27% Cr et 0,5 et 5% Mo, la dureté après usure était sensiblement égale à la dureté initiale et il semble qu'il n'y avait pas de transformation métallurgique notable dans la couche superficielle au cours de l'usure.

Désignation du matériau	Traitement thermique	Usure relat. l/£	Dureté Brin. avant après essai	Microstructure
<i>ACIERS INOXYDABLES (Façonnés)</i>				
Type 304, 0,08C-2Mn-1Si-18-20Cr - 8-12Ni Type 316, 0,04C- 1,6Mn-0,5Si- 17Cr -13,5Ni-2,2Mn 0,3Co-0,24Cu.	Recuit Recuit 1h à 1040 °C, trempé eau	1,192 1,291	165 193 377 381	Austénite Aust.
<i>ACIERS DE CONSTRUCTION (Façonnés)</i>				
Acier 0,19C-0,8Mn-0,3Si-0,56Cr-0,18Mo-0,05V-0,02Ti Acier SAE 4340, 0,4C-0,7Mn-0,3Si-0,8Cr-1,8Ni-0,25Mo do. do.	Livré trempé eau de 930°C, revenu à 650°C 2h à 95°C, refroidi à l'air 2h à 870°C, trempé huile, revenu 650°C 2h à 870°C, trempé huile, revenu 205°C	1,084 0,674 0,716 0,232	260 320 340 520 346 368 356 627	Ferrite, Carbures Ferrite, perlite Ferrite, carbures Martensite revenue
<i>ACIERS COULES AUSTENITIQUES à teneur modérée en manganèse</i>				
5Mn-2Cr-1Mo-0,6Si - 1C - 0,6Si 6Mn-5Cr-1Mo- 0,7C -0,53Si - 0,02Al do. 6Mn-5Cr-1Mo- 1C - 0,55Si- 0,03Al do. 6Mn-5Cr-1Mo- 1,2C - 0,55Si- 0,05Al do. 6,5Mn-2Cr-1Mo - 1C - 0,6Si 6,5Mn- 1Mo- 1C - 0,6Si 6,5Mn-5Cr-1Mo- 1C - 0,6Si 8Mn-2Cr-1Mo- 1C - 0,6Si	2h à 1040°C, refroidi au four 24h à 595°C, refroidi air, 1h à 1040°C, trempé huile 24h à 595°C, refroidi air, 2h à 1040°C, refroidi four 24h à 595°C, refroidi air, 2h à 1040°C, trempé huile 24h à 595°C, refroidi air, 2h à 1040°C, trempé huile 24h à 595°C, refroidi air, 2h à 1040°C, refroidi four 24h à 595°C, refroidi air, 2h à 1040°C, trempé huile 24h à 595°C, refroidi air, 2h à 1040°C, refroidi four 2h à 1040°C, refroidi au four 2h à 1040°C, refroidi au four 2h à 1040°C, refroidi au four 2h à 1040°C, refroidi au four	0,226 0,296 0,267 0,256 0,242 0,250 0,239 0,291 0,258 0,286 0,310	288 243 339 258 352 275 385 474 507 240 452 256 456 229 442	Austénite, 23,3% perlite Austénite, 0,9% carbures Austénite, 4% carbures Austénite, 2,9% carbures Austénite, 8,1% carbures Austénite, 5% carbures Austénite, 11,3% carbures Austénite, 58,2% perlite Austénite, 10,2% perlite Aust., 3,8% carbures primaires Aust., 15,1% perlite
<i>ACIERS COULES AUSTENITIQUES</i>				
Acier Hadfield, 11Mn-1C - 0,4Si - 0,36Ni 12,6 Mn-3,5Ni- 1C - 0,64Si 12,6Mn-2,14Cr- 1C - 0,6Si 12,8Mn-1Mo- 1,18C - 0,6Si 12,7Mn-2Mo- 1,07C - 0,6Si do. 8,6Mn-0,93Mo- 1,3C - 0,5Si	1h à 1040°C, trempé eau 1h à 1040°C, trempé eau 2h à 1040°C, trempé eau 1h à 1065°C, trempé eau 2h à 1040°C, trempé eau Forgé à 1145°C, trempé eau, 2h 1040°C, trempé eau Chauffe lente, 4h à 1065°C, trempé eau	0,279 0,328 0,249 0,200 0,253 0,246 0,223	199 461 184 419 232 504 212 506 232 436 236 455 228 486	Austénite, moins de 1% carbures do. do. do. do. do. do.
<i>ACIERS COULES AUSTENITIQUES AU MANGANESE à abaissement structural</i>				
13,8Mn-3,1Ni-1,8Mo-0,3C - 0,6Si- 0,61V 13,8Mn-3,1Ni-1,8Mo-0,6C - 0,6Si- 0,61V do. do.	2h à 1145°C, trempé eau, 8h à 705°C, trempé eau do. do.	0,629 0,535 0,381	262 378 337 420 365 441	Austénite, moins de 1% carbures do. do.
<i>FONDES BLANCHES à haute teneur en Chrome</i>				
Fonte blanche 27Cr- - 0,75Mn- 2,6C- 0,5Si- 27Cr-0,5Mo- 0,75Mn- 2,6C- 0,5Si- do. 27Cr-5 Mo - 0,75Mn- 2,6C- 0,5Si do. 27Cr- 0,75Mn- 3,1C- 0,5Si do. 27Cr-0,5Mo- 0,75Mn- 3,1C- 0,5Si do. 27Cr-5 Mo - 0,75Mn- 3,1C- 0,5Si do. 15Cr-2,6Mo- 0,8Mn- 2,5C- 0,5Si do. 15Cr-2,6Mo- 0,75Mn- 3,6C- 0,5Si	2h à 1010°C, refroidi air, revenu à 230°C 2h à 1010°C, refroidi air, revenu à 230°C do. do. do. do. do. do. 6h à 900°C, trempé huile, revenu à 205°C	0,144 0,140 0,097 0,112 0,109 0,082 0,076 0,048	662 719 665 700 725 731 725 720 715 745 694 816 856	Aust., Mart., Perl., carb. eutect. Aust., Mart., carbures eutectoïdes do. do. Mart., Aust. résid., carb. eutect. do. do. Mart., Carb. eutect., Carb. second. do.

Table 7.3. 1.3. - Essais d'usure dans un broyeur à mâchoires, d'après Borik, Scholz et Sponseller
(Laboratoire de Recherches, Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, Mich., 48106), ref. 96.

7.3.2 - Modes d'endommagement de l'usure sévère.

Il a déjà été souligné que la température instantanée (température éclair) du métal peut être très élevée au cours du contact dans les aires très petites des aspérités des deux surfaces. Une température élevée et une faible vitesse de glissement sous une charge élevée peuvent induire des soudures des aspérités en contact. Lorsque la première phase de l'usure a éliminé les aspérités les plus saillantes, soit par rupture sous un effort frontal, soit par rupture à la base après soudure, les aires de contact sont plus grandes et plus nombreuses, la température au voisinage immédiat des aires de contact peut prendre des valeurs suffisantes pour faciliter les déformations plastiques dans la couche superficielle du métal et le fluage partiel de certains grains ou sous-grains les plus mous, "tartinés" par le frottement tangentiel sous pression quasi-hydrostatique, crée une couche de Beilby.

Les alternances de chauffage local et de refroidissement par conduction pendant le temps très court de rencontre de deux sommets d'aspérités induisent des contraintes moyennes de compression dans la couche de Beilby, à l'échelle de son épaisseur, et des contraintes locales très élevées de traction au pourtour immédiat des jonctions soudées puis rompues. Ces contraintes de traction peuvent expliquer la rupture des écailles de la couche de Beilby ou elles peuvent donner des amorces de fissures en fatigue, tandis que l'écoulement plastique de la couche de Beilby dans la direction du frottement peut entraîner des fissures dans des plans parallèles à la surface ou légèrement inclinés. Une autre possibilité de rupture de la couche de Beilby par des fissures perpendiculaires à la surface, après une décollement de cette couche par la fissuration de cisaillement entre cette couche et le métal sous-jacent ou à l'intérieur de la couche, est le flambage en compression de la couche de métal située entre la fissure et la surface. Les déformations alternées de flambage et d'aplatissement sont favorisées par la température et peuvent entraîner la rupture en fatigue et la création de débris en écailles ou en pavés, selon les cas.

Ces divers mécanismes de défaillances locales soutiennent l'hypothèse de BLOK⁹⁸ sur l'existence d'une température critique de la surface frottante au delà de laquelle le grippage interviendrait, cette température dépendant seulement du matériau et du lubrifiant, pour une surface donnée.

L'influence de la fatigue épidermique de la couche de Beilby sur l'usure et le grippage se retrouve aussi dans l'altération de la surface par l'action conjuguée du frottement et de la fatigue, rencontrée dans les glissements relatifs de très faibles amplitudes dus aux déformations élastiques des éléments en contact, comme dans le cas du "frottement-fatigue-corrosion" (fretting) des assemblages et dans le cas des empreintes d'usure (false brinelling, en anglais) obtenues sous les contacts concentrés des billes ou des rouleaux des roulements soumis à des vibrations normales et à des oscillations de roulement de très faibles amplitudes sous charge statique.

Dans les problèmes pratiques concernant des mécanismes, l'usure ou l'endommagement de la surface met toujours en oeuvre une combinaison en proportions variables de la coupe, de la soudure des aspérités, de la déformation plastique alternée ou répétée d'une couche superficielle et de sa fissuration en fatigue. Il semble que la fatigue soit le mécanisme principal du détachement des débris et prédomine dans l'usure, excepté dans les opérations où un abrasif en grains frotte sur la surface du métal dans des conditions où la température éclair reste assez faible pour éviter la formation de fissures par des contraintes de traction comme dans le cas de la rectification à la meule effectuée dans de mauvaises conditions.

7.3.2.1 - Evaluation des températures des surfaces frottantes.

Les températures éclair instantanées des surfaces frottantes pendant les contacts successifs entre des aspérités dépassent notablement la température moyenne de chacune des surfaces lorsque les aires de contact sont soumises à des pressions élevées et à des cisaillements tangentiels permettant les déformations plastiques constituant le principal moyen de la transformation de l'énergie de frottement en chaleur, puisque la coupe est elle-même un processus de déformation plastique. En conséquence, les domaines éventuels d'utilisation des évaluations des températures des surfaces frottantes sont:

- (1) Le frottement sans lubrifiant, considéré comme un cas limite étranger aux problèmes pratiques mais considéré dans les études de laboratoire.
- (2) Le frottement avec un lubrifiant solide adhérant à chacune des surfaces et transmettant des pressions localement très élevées susceptibles d'amener de grandes déformations plastiques mais avec un faible coefficient de frottement et des contraintes tangentielles modérées sur les aires de contact.
- (3) Le frottement dans les conditions de la lubrification élasto-hydrodynamique, rencontrées dans les contacts concentrés des dents d'engrenages, où le film de lubrifiant est suffisamment mince (quelques centaines d'Å) et la vitesse de glissement est suffisamment grande pour un comportement quasi-solide du film transmettant des pressions susceptibles de déformer élastiquement les aires de contact des surfaces mais limitant les charges tangentielles, donc le coefficient de frottement.
- (4) Dans les conditions de la lubrification hydrodynamique limite, la pellicule de lubrifiant est assez épaisse pour n'être traversée que par un nombre réduit d'aspérités et pour transmettre une pression moyenne en limitant les pressions locales à des valeurs n'introduisant pas de déformations notables des surfaces et réduisant les efforts tangentiels aux valeurs résultant de la viscosité de l'huile. Alors, la température de la surface est conditionnée par la circulation de l'huile et non par le frottement, excepté au voisinage des aspérités traversant le film d'huile, aspérités qui seront éliminées pendant la première phase de fonctionnement à condition de limiter la charge et la vitesse.

Le problème de l'ingénieur mécanicien est l'évaluation des conditions conduisant à l'usure sévère et des limitations nécessaires dans les conditions de fonctionnement des mécanismes pour donner une durée d'utilisation convenable à chaque organe. Bien que les théories soient discutables les travaux sur l'évaluation des températures des surfaces frottantes ont donné une base pratiquement valable aux interpolations des résultats des essais de fonctionnement et des données sur le comportement en service des engrenages et des éléments de roulement.

En 1937, BROK⁹⁸ émettait l'hypothèse que le début de l'usure sévère des surfaces lubrifiées dans des conditions extrêmes de pression intervenait lorsque la température maximale sous les aires de contact atteignait une valeur critique. Une théorie permettait de calculer la température maximale dans chaque cas

particulier et son application au cas des engrenages en acier lubrifiés à l'huile minérale sans additif permettait de considérer la température ainsi déterminée comme sensiblement constante pour diverses conditions de charge, de vitesse ainsi que pour différentes géométries. Les mesures effectuées par BLOK⁹⁹ en 1939 et par NIEMAN et LECHNER¹⁰⁰ en 1965 pour les engrenages, et celles de MENG¹⁰¹ en 1960 pour le contact de deux rouleaux simulant le frottement dans les dents des engrenages, ont justifié la valeur pratique de l'hypothèse de Blok et des règles de dimensionnement qui en ont été tirées pour les engrenages¹⁰², les galets et les cames^{103,104}.

L'échauffement pendant le frottement s'effectue par les vibrations des atomes dérangés de leurs positions d'équilibre pendant les mouvements des dislocations réalisant les déformations plastiques et concerne donc une couche très mince de chaque matériau de chaque côté de la surface de jonction dans un contact élémentaire. Pour deux matériaux différents, l'intensité des déformations plastiques sera différente et même à égalité d'intensité des déformations plastiques, la réponse et les fréquences excitées dans les atomes de chacun des matériaux seront différentes ainsi que les températures correspondantes pouvant ainsi présenter une discontinuité à l'interface de jonction. Dans les calculs, il est usuel de considérer que l'interface est une couche fictive d'épaisseur nulle dans laquelle l'énergie mécanique se transforme en chaleur à une température qui est la moyenne arithmétique des températures de chacune des surfaces frottantes. On admet encore, qu'en dehors de l'aire de contact considérée, il n'y a aucun échange de chaleur entre chacune des deux surfaces et l'extérieur. Du point de vue mécanique, on simplifie le problème en considérant le frottement d'une bosse de l'une des surfaces frottant sur l'autre surface considérée comme parfaitement plane. Du point de vue thermique, on pourra supposer qu'avec de grandes vitesses de glissement, il est possible de négliger la vitesse de diffusion de la chaleur dans le corps limité par la surface plane.

Pour tenter l'évaluation des températures des surfaces frottantes et préciser l'influence des divers paramètres, on est conduit à considérer successivement les modèles simplifiés suivants, accessibles à un traitement mathématique: (a) Le frottement selon un plan de deux corps de dimensions illimitées, avec un flux de chaleur constant créé par le frottement en tous points de la surface de séparation; ce problème mathématiquement bien défini sert de base au traitement des autres problèmes. (b) Le frottement d'une aspérité individuelle de l'un des corps sur la surface plane de l'autre corps; on suppose que la chaleur diffuse seulement dans la direction normale à la surface de contact. Dans les deux cas précédents, la température au contact est commune aux deux surfaces. Enfin, (c), à l'échelle géométrique des contacts entre des pièces mécaniques avec des pressions moyennes constantes ou de répartition semi-elliptique comme dans les contacts hertziens des engrenages ou des rouleaux, on considère que la chaleur créée par les contacts successifs entre les aspérités est statistiquement constante et que l'on peut tenir compte de la création de chaleur par une source interfaciale du flux de chaleur se répartissant entre deux surfaces sans aspérités dans la zone de jonction constituée par la surface géométrique de contact comportant de nombreuses aspérités individuelles.

7.3.2.1 - a - Partage de chaleur entre deux corps frottants infiniment étendus.

Dans ce cas, rien ne distingue les uns des autres des points d'un plan situé à la distance x du plan de séparation et il n'y a rigoureusement aucune diffusion de chaleur selon les directions des axes y et z . Les équations aux dérivées partielles de la transmission de chaleur se réduisent à :

$$\text{- conduction thermique:} \quad \partial T / \partial x = - q / K, \quad (1)$$

où T est la température sur le plan situé à la profondeur x , q (cal/cm² s) est la densité du débit thermique à travers ce plan et K (cal/°C cm s) est la conductibilité thermique;

- conservation de l'énergie calorifique:

$$\partial T / \partial t = (K / c\rho) (\partial^2 T / \partial x^2), \quad (2)$$

où c est la chaleur spécifique, ρ la masse spécifique et $K / c\rho = k$ est le coefficient de diffusivité thermique.

On peut encore¹⁰⁵ transformer l'équation (2) en posant $\xi = x / \sqrt{k}$, ce qui donne

$$\partial T / \partial t = \partial^2 T / \partial \xi^2. \quad (3)$$

Dans ce cas, les ordonnées en ξ correspondant à la même répartition des températures en fonction du temps sont proportionnelles à la constante $1/\sqrt{k}$. Les flux de chaleur sont proportionnels à la conductivité K et au gradient $\partial T / \partial x = (\partial T / \partial \xi) (1/\sqrt{k})$; ils sont donc proportionnels à $K/\sqrt{k} = \sqrt{Kc\rho}$. On peut énoncer:

Pour des corps illimités avec un contact de frottement selon toute l'aire de la surface de séparation, le rapport des flux de chaleur pénétrant dans chaque corps est égal au rapport des valeurs de $\sqrt{Kc\rho}$.

Dans le cas de surfaces de contact d'aires limitées, ce partage des flux de chaleur est encore valable à la limite lorsque la diffusion latérale de la chaleur peut être négligée devant la diffusion normale.

Revenant à l'équation (2) assortie des conditions initiales et à la frontière:

$$q = -K (\partial T / \partial x)_{x=0} = \text{constante} = q_0,$$

$$(T)_{x, t=0} = T_0 \text{ en tous points,}$$

la transformation de Laplace (voir, par exemple, la référence 106, page 108) donne la solution:

$$T(x, t) = (q_0 / K) \left[2\sqrt{(kt/\pi)} e^{-(x^2/4kt)} - \frac{2x}{\sqrt{\pi}} \int_{x/2\sqrt{kt}}^{\infty} e^{-\lambda^2} d\lambda \right], \quad (4)$$

$$\partial T / \partial x = -2(q_0 / K\sqrt{\pi}) \int_{x/2\sqrt{kt}}^{\infty} e^{-\lambda^2} d\lambda \quad \text{et} \quad \partial^2 T / \partial x^2 = \frac{q_0}{K(\pi kt)} e^{-x^2/4kt} \quad (5), (6)$$

À la surface, en $x = 0$,

$$T(0, t) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{q_0}{\sqrt{Kc\rho}} \sqrt{t}, \quad (\partial T / \partial x)_{x=0} = -q_0 / K, \quad (7), (8)$$

$$(\partial^2 T / \partial x^2)_{x=0} = \frac{q_0}{K\sqrt{\pi kt}} \quad \text{et} \quad (\partial T / \partial t)_{x=0} = k(\partial^2 T / \partial x^2)_{x=0} = \frac{q_0 \sqrt{k}}{K\sqrt{\pi t}}. \quad (9), (10)$$

Pour chacun des deux corps, avec $T_1 = T_2$ en surface, les flux de chaleur q_{01} et q_{02} sont tels que:

$$q_{01} + q_{02} = \mu V P / A J \quad \text{et} \quad q_{01} / q_{02} = \sqrt{(K_1 c_1 \rho_1 / K_2 c_2 \rho_2)},$$

V étant la vitesse relative de glissement, P étant la charge normale et A étant l'aire de la surface de séparation. On obtient ensuite la température commune à la surface des deux corps:

$$(T_1)_{x=0} = (T_2)_{x=0} = 2 \mu (P/A) \frac{V \sqrt{t}}{\sqrt{(Kc\rho)_1} + \sqrt{(Kc\rho)_2}} \quad (1/4, 18 \text{ joules}) \quad (11)$$

Dans ce problème, la température à la surface suit une loi parabolique en fonction du temps (en \sqrt{t}) et correspond à un régime irréal du fait que les surfaces réelles ont des aires de contact limitées impliquant un contact intermittent des aspérités, de telle façon que la température à la surface d'une aspérité à le temps de rejoindre la température profonde du matériau entre deux contacts successifs. Pour approcher les conditions réelles, il faut obligatoirement considérer que l'une au moins des surfaces en contact est limitée.

7.3.2.1 -b- Frottement d'une aspérité individuelle sur une surface plane.

Considérons une aspérité individuelle aplatie par l'usure antérieure et les déformations plastiques. On suppose que la pression normale est limitée à une valeur constante sur l'aire de contact par l'écoulement plastique ayant causé les déformations antérieures: $p = p_e$, p_e étant la limite d'écoulement au matage en présence d'un cisaillement tangentiel, $\tau = \mu p_e$.

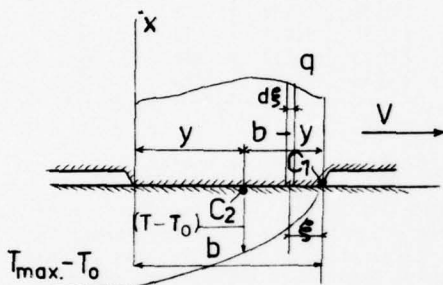


Figure 21

Avec les notations de la figure 21, on cherche quel est l'accroissement de température au point C_2 situé sur la surface lisse lorsque le point C_1 situé à l'avant de la bosse a parcouru un trajet $(w - y)$ depuis sa coïncidence avec C_2 . En différentiant l'expression (7), on a:

$$dT(0, t) / dt = q \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{\sqrt{(Kc\rho)}} \cdot \frac{1}{\sqrt{t}}$$

Le flux de chaleur élémentaire $q d\xi$ a été ajouté alors que le trajet parcouru par C_1 était ξ après le temps $t = \xi / V$. La contribution de ce flux à l'élévation de température est:

$$dT = \frac{dT}{dt} \cdot \frac{dt}{d\xi} d\xi = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{q}{\sqrt{(Kc\rho)}} \cdot \sqrt{(V/\xi)} \cdot \frac{1}{V} d\xi.$$

En intégrant, il vient¹⁰⁷:

$$T = T_0 + \frac{1}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{\sqrt{(Kc\rho)}} \cdot \frac{1}{\sqrt{V}} \int_{\xi=0}^{\xi=b-y} \frac{q}{\sqrt{\xi}} d\xi. \quad (12)$$

Dans le cas d'une aspérité individuelle, les déformations plastiques ont uniformisé la pression et on admet ici que la densité d'écoulement thermique q est constante. L'intégration donne alors:

$$T = T_0 + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{q}{\sqrt{(Kc\rho)}} \cdot \sqrt{(b-y)/V};$$

depuis l'avant de la bosse, la température de la surface lisse varie paraboliquement depuis la température initiale T_0 jusqu'à la température maximale. La température maximale est:

$$T_{\max} = T_0 + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{q}{\sqrt{(Kc\rho)}} \cdot \sqrt{(b)/V}. \quad (13)$$

Exprimé en calories, $q = \mu p_e V / (4, 18 \text{ joules})$ et:

$$T_{\max} = T_0 + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{\mu p_e}{\sqrt{(Kc\rho)}} \cdot \sqrt{V} \cdot \sqrt{b} \quad (1/4, 18 \text{ joules})$$

Ici, K , c et ρ sont des coefficients relatifs au corps lisse B , alors que la limite d'écoulement au matage-cisaillement, μp_e , est relative aux aspérités du corps A , ce qui justifie la loi formulée par CAUBET³⁰: Aux contacts, la température éclair des rugosités d'un corps frottant sur un autre corps parfaitement lisse sera d'autant plus basse que le facteur $\sqrt{(Kc\rho)}$ du corps lisse sera plus élevé.

Dans l'expression (13), μ est le coefficient de frottement local; il peut être voisin de l'unité pour le frottement à sec d'aspérités susceptibles de se souder. Autrement dit, le corps lisse devrait être poli le mieux possible et devrait être tel que sa surface ne soit pas soudable par diffusion avec celle de l'autre corps, même après la disparition du film d'oxyde; enfin, sa conductibilité thermique K et sa capacité calorifique $c\rho$ devraient être les plus grandes possibles. Caubet explique ainsi les remarques pratiques sur l'intérêt de polir parfaitement le revêtement de chrome dur épais ($Kc\rho = 0,140$) d'un arbre en acier frottant sur des matériaux de $Kc\rho$ plus faibles et que l'arbre d'acier frottant dans des coussinets en alliage antifricition à base d'étain ($Kc\rho = 0,055$) ou de plomb ($Kc\rho = 0,028$) doit avoir un état de surface parfait.

Le calcul précédent est valable si la quantité de chaleur apportée au corps lisse pendant le temps de passage de la bosse n'a pas encore eu sa répartition en profondeur notablement modifiée, c'est-à-dire, si la vitesse de diffusion de la chaleur depuis la surface vers la profondeur, (dx/dt) à T constant et $x = 0$, est négligeable devant la vitesse de glissement. Supposons $T = \text{constante}$, il faut $dT = (\partial T / \partial x) dx + (\partial T / \partial t) dt = 0$, d'où $(dx/dt)_{T \text{ constant}} = (\partial T / \partial x) / (\partial T / \partial t)$. A la surface, en utilisant les expressions (8) et (10), on obtient:

$$(dx/dt)_{T \text{ constant}, x=0} = \sqrt{(k/\pi t)}$$

et, avec $V = w/t$,

$$\frac{1}{V} (dx/dt)_{T \text{ const.}, x=0} = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \sqrt{(k/Vb)}. \quad (14)$$

On peut négliger la vitesse de diffusion de la chaleur depuis la surface devant la vitesse V de défilement pour les grandes valeurs du nombre sans dimension (Vb/k) ou les petites valeurs de son inverse k/Vb . Le tableau 7.3.2.1, tiré des données réunies par CAUBET³⁰ donne quelques valeurs des grandeurs physiques K, c, ρ , de leurs combinaisons, de la température de fusion et du coefficient de dilatation thermique à l'ambiante.

Table 7.3.2.1 - Constantes thermiques des métaux usuels et des revêtements électrolytiques.

Matériau superficiel	chaleur spécifique c cal/(g.°C)	masse spécifique ρ g/cm ³	conductibilité thermique K cal/(°C.cm.s)	diffusibilité thermique $k = \frac{K}{c\rho}$ cm ² /s	$\sqrt{(c\rho K)}$	Fusion à θ °C	coefficient de dilatation $\frac{\Delta L}{L} / ^\circ\text{C}$
Métaux							
Cuivre	0,10	8,5	0,92	1,07	0,89	1080	170 10 ⁻⁷
Aluminium	0,23	2,71	0,49	0,79	0,61	625	230
Alliage Al-Si	0,20	2,58	0,38	0,74	0,44		
Bronze	0,09	8,7	0,16	0,21	0,35	900	180
Fonte	0,13	7	0,12	0,13	0,33	1200	107
Acier mi-dur	0,12	7,83	0,11	0,12	0,31	1350	110
Etain	0,05	7,3	0,15	0,40	0,23	232	230
Antifriction	0,04	7,4	0,11	0,37	0,18		
Plomb	0,034	11,3	0,08	0,21	0,18	327	290
Graphite	0,21	2,1	0,012	0,03	0,07		
Revêtements électrolytiques							
Chrome	0,12	7,14	0,165	0,19	0,38	1800	80 10 ⁻⁷
Cobalt	0,103	8,71	0,165	0,18	0,38	1489	123
Nickel	0,108	8,8	0,14	0,15	0,36	1452	130
Etain	0,056	7,3	0,15	0,37	0,25	232	230
Zinc	0,094	7,14	0,28	0,42	0,43	419	312

7.3.2.1-c- Frottement moyen avec des points de contact multiples dans une région de conjonction.

En premier lieu, la croissance de la charge appliquée normalement à une région de conjonction comportant de nombreuses aspérités au contact d'une surface lisse peut, soit augmenter les aires de contact des aspérités individuelles, ou bien accroître leur nombre en augmentant moins leurs dimensions. Dans le cas limite où leur nombre ne croîtrait pas pour une charge croissante, leurs dimensions varieraient comme la racine carrée de la charge et les températures éclair correspondant à l'équation (13) varieraient comme la racine quatrième de la charge. Cela explique que la vitesse intervenant par sa racine carrée soit, par rapport à la charge un facteur prépondérant de la température éclair des aspérités et que les conditions de rodage en fonctionnement limitent souvent la vitesse, alors que la charge n'est pas limitée.

Le problème se complique dans le cas du frottement sec des aspérités de corps convexes comme c'est le cas pour les dents d'engrenages dans la zone de conjonction où les deux dents en prise, déformées par la pression, se touchent selon une surface mobile par rapport aux points appartenant à l'une ou l'autre des dents. Par rapport au centre de la zone de conjonction, les points des deux dents ont des vitesses de même sens mais, pendant que le centre parcourt la ligne de poussée, les vitesses inégales de chaque point homologue des deux dents entraînent une vitesse relative de glissement $v_g = s(\omega_1 + \omega_2)$ qui s'annule et qui change de signe au passage de la ligne des centres des deux engrenages, comme illustré figure 22.

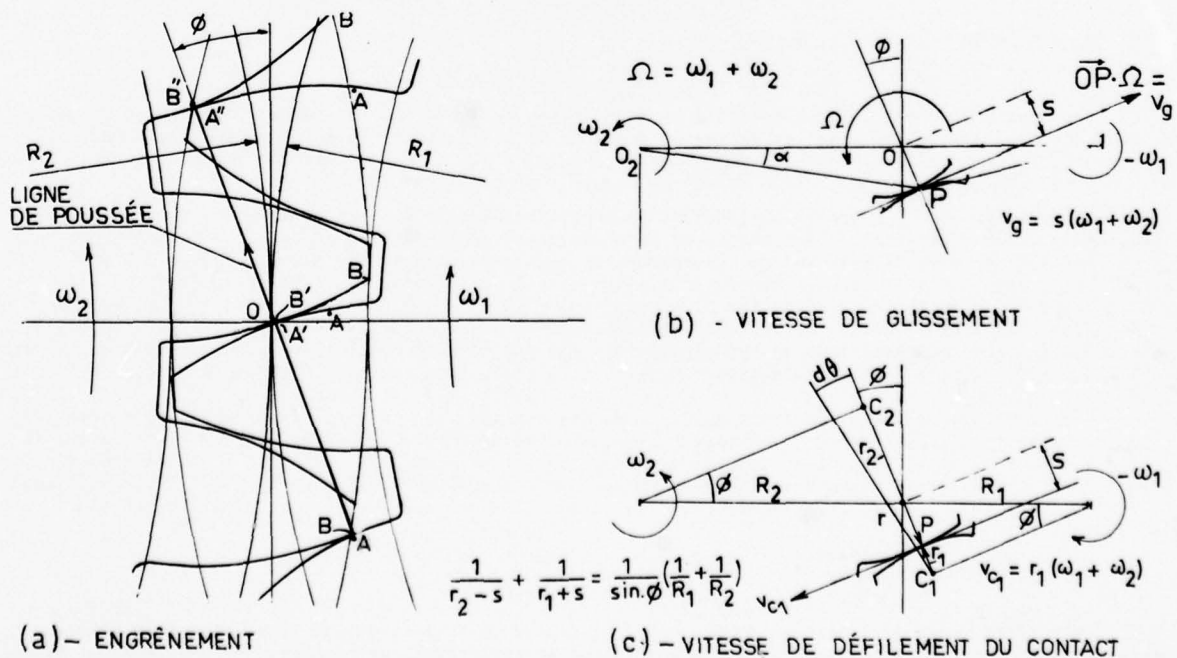


Fig. 22 - Cinématique du contact dans les engrenages droits.

Dans les engrenages droits à développante de cercle, les profils des dents sont engendrés par une droite inclinée d'un angle ϕ sur la normale à la ligne des centres des roues, roulant sur les cercles de base des deux roues, chacun de ses points engendrant deux développantes de cercle, une sur chacune des roues et mutuellement tangentes en chacun des points. Par suite, le point de contact entre la face d'une dent de la roue menante et la face tangente de la roue menée reste sur la droite roulante, appelée ligne de poussée. Comme illustré par la figure 22a, le contact commence à l'intersection (AB) de la pointe d'une dent de la roue menante avec la ligne de poussée. Jusqu'à la position (A'B') sur la ligne des centres O_1O_2 , le frottement agit dans la direction tendant à refouler le métal superficiel vers la racine de chaque dent. Le frottement est nul en (A'B') puis le glissement relatif change de signe et croît de nouveau jusqu'à l'échappement dans la position (A''B''). Dans cette seconde phase, le frottement inverse tend à refouler le métal vers les pointes des faces des dents en prise. La figure 22b montre qu'en immobilisant la roue menante en donnant à l'ensemble une vitesse angulaire $(-\omega_1)$, le mouvement de la roue menée est une rotation à la vitesse angulaire $\Omega = (\omega_1 + \omega_2)$ autour du centre instantané de rotation O, donnant lieu à un glissement de vitesse $v_g = \overline{OP} \Omega$ selon la tangente commune aux profils des dents en contact. La vitesse de glissement de la dent menée sur la dent menante est donc:

$$v_g = s(\omega_1 + \omega_2), \quad (15)$$

où s est la distance entre le point de contact et le point O à l'intersection de la ligne de poussée et de la ligne des centres. D'autre part, le point de contact se déplace aussi sur les faces des dents. Par rapport au profil de la dent menante, la ligne de poussée tourne à la vitesse $d\theta/dt = (\omega_1 + \omega_2)$, le point P décrivant le profil de la dent menante avec un rayon de courbure r_1 tel que

$$r_1 = R_1 \sin \phi - s.$$

La vitesse du point de contact sur le profil de la dent menante est alors:

$$v_c = (R_1 \sin \phi - s)(\omega_1 + \omega_2). \quad (16)$$

Les expressions (15) et (16) permettent d'obtenir les vitesses de glissement et de défilement de la zone de jonction des surfaces déformées des dents ainsi que les dimensions de cette zone aplatie par les charges de contact. Pour les engrenages usuels ayant plus de 20 dents, un diamètre supérieur à 50 mm, une vitesse angulaire supérieure à 500 tours par minute et des pressions de contact inférieures à 300 N/mm^2 , une évaluation donne l'ordre de grandeur de Vw/k inférieur à 25 pour des dents en acier. Donc, dans la plupart des cas d'engrenages, on peut considérer que la vitesse de diffusion de la chaleur peut être négligée devant la vitesse de glissement.

L'importance de la vitesse relative de glissement à la pointe et à la racine des dents explique la localisation de l'usure uniforme dans les mêmes zones. Sur la face de la dent menante, le métal est sollicité vers la racine et la pointe de la dent, hors de la zone centrale, tandis qu'au contraire, le métal superficiel de la face de la dent menée est tiré vers la région centrale. Cela explique l'aspect des endommagements observés dans les cas d'usure sévère.

Si l'on considère l'effet d'un accroissement de la pression normale sur le nombre et les dimensions des aspérités en contact après un certain temps de fonctionnement, suffisant à amener un régime quasi-stationnaire de l'usure, on ne peut préjuger du partage de l'accroissement de la charge entre la croissance des aires des micro-aspérités déjà aplaties, la disparition d'autres contacts et la création de contacts nouveaux; on peut admettre la difficulté d'un calcul a priori de la température de contact dans la zone de jonction.

L'évaluation des températures des surfaces des dents implique la connaissance de la largeur w du contact entre les faces des dents. Dans le cas du contact de deux cylindres de rayons r_1 et r_2 pressés avec une force P/L par unité de longueur, les calculs de Hertz donnent pour la largeur w du contact:

$$w = 2 \left[\frac{4}{\pi} \cdot \frac{P}{L} \left\{ \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right\} \frac{r_1 r_2}{r_1 + r_2} \right]^{1/2}; \quad (17)$$

avec une répartition semi-elliptique de la pression, $p = p_0 \left(\frac{w^2}{4} - y^2 \right)^{1/2}$, $\frac{P}{L} = \pi w p_0$, $c_i = (1 - \nu_i^2)/E_i$ et $r_1 r_2 / (r_1 + r_2) = r$, il vient:

$$w = 4 p_0 r (c_1 + c_2), \quad (18)$$

avec la condition de l'élasticité

$$P/Lw < \pi p_e / 4,$$

où p_e est la pression limite d'écoulement plastique au matage.

Pour un même matériau et avec $\nu = 0,3$:

$$w = 3,044 \sqrt{\left(\frac{P}{L} \frac{r}{E} \right)}. \quad (19)$$

Dans la zone de jonction, la chaleur est émise par l'ensemble des aspérités en contact. L'évaluation de la température par le calcul se heurte à une difficulté: la température éclair ne peut être appréciée que pour une aspérité isolée en supposant que la température superficielle est T_0 en dehors de l'aire microscopique de contact. Quand de nombreuses aspérités existent dans une surface finie de contact entre deux cylindres, cette hypothèse n'est plus exactement vérifiée et les expressions précédentes de la température éclair ne permettent pas l'évaluation de la température de contact. Cependant, en supposant que chaque micro-aire de contact des aspérités est soumise à la pression d'écoulement plastique p_e et que la densité superficielle du nombre des aspérités reste constante, il est nécessaire que les micro-aires de contact varient comme \sqrt{P} , puisque l'aire totale de la surface de jonction varie comme \sqrt{P} , d'après l'expression (19). Alors, la longueur de frottement pendant la traversée d'une micro-aire d'aspérité varierait comme la racine quatrième de la charge P . L'expression (13) de la température éclair à la fin du passage d'une aspérité devient:

$$T_{max.} = T_o + \frac{\alpha \mu P_e}{\sqrt{(Kc\rho V)}} v_g \sqrt[4]{(P)C},$$

où α est la proportion de la chaleur transmise à l'un des cylindres, v_g est la vitesse de glissement, V est la vitesse de défilement de la surface sous l'aspérité par rapport à la zone de conjonction et k est un facteur inconnu dépendant éventuellement des variations de micro-aires des aspérités et de leur densité avec la charge P . L'unicité de la température à l'interface donne :

$$\frac{\alpha}{\sqrt{(Kc\rho V)_1}} = \frac{\beta}{\sqrt{(Kc\rho V)_2}} = \frac{1}{\sqrt{(Kc\rho V)_1} + \sqrt{(Kc\rho V)_2}}, \quad \alpha + \beta = 1.$$

Avec les deux rouleaux de la figure 23 tournant en sens opposés, $v_g = V_1 - V_2$ et l'on obtient pour deux cylindres ayant des valeurs égales de $\sqrt{(Kc\rho)}$:

$$T_{max.} - T_o = k \frac{\mu P_e}{\sqrt{(Kc\rho)}} (\sqrt{V_1} - \sqrt{V_2}) \sqrt[4]{(P)}. \quad (20)$$

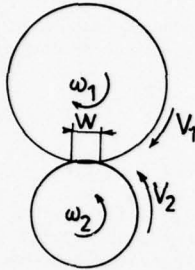


Figure 23

Les figures 24 à 26 représentent certains résultats des essais préliminaires de MENG¹⁰¹ avec des rouleaux en acier et une charge augmentée par degrés toutes les heures. Le rouleau supérieur avait un diamètre de 100 mm et celui du rouleau inférieur était de 44 mm. La piste de roulement avait 5 mm de largeur. Dans les essais préliminaires, la zone de conjonction du rouleau supérieur en acier russe 40 Kh et du rouleau inférieur en acier russe 2 Kh 13 constituait l'élément chaud d'un thermo-couple naturel permettant la mesure de la température des points de contact pendant les essais de frottement sous charge. La force électromotrice était de 1,48 mV à 250°C, l'étalonnage étant effectué au four en présence d'un thermomètre sur des éprouvettes de jonction soudée des deux métaux, le tout étant isolé au moyen d'un enrobage d'amiante; la soudure froide était maintenue à température constante dans une bouteille thermos contenant de la glace fondante à 0°C. Il a été admis que l'étalonnage restait valable pour les conditions de fonctionnement en présence des ébranlements causés à la surface par les déformations plastiques et l'usure.

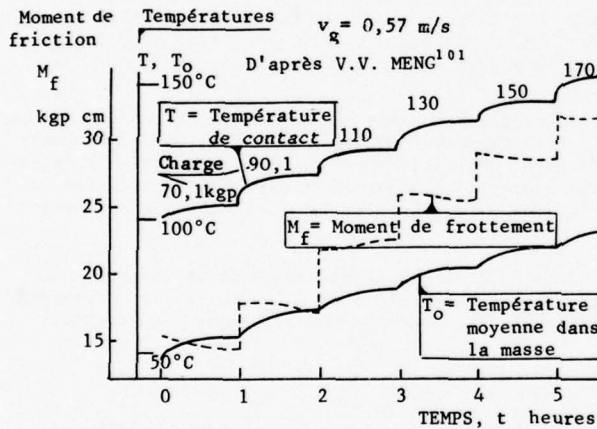


Fig. 24 - Variation de la température de contact T , de la température moyenne T_o et du moment de frottement M_f .

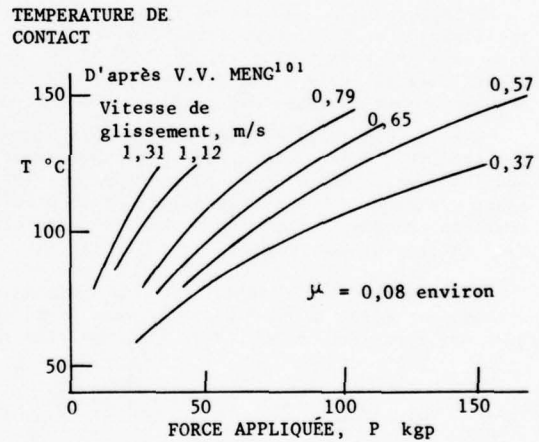


Fig. 25 - Variation de la température de contact T en fonction de la charge et de la vitesse en régime stabilisé de fonctionnement.

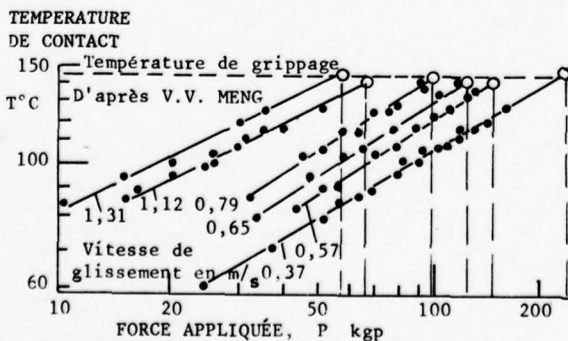


Fig. 27 - Evolution de la température de contact avant grippage et constance de la température de grippage.

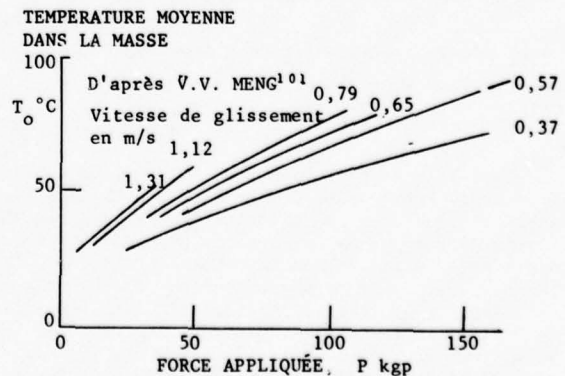


Fig. 28 - Variation de la température moyenne T_o en fonction de la charge et de la vitesse en régime constant de fonctionnement.

La température moyenne T_0 du rouleau supérieur était mesurée au moyen d'un thermocouple chrome-aluminium. La figure 24 montre que l'élévation progressive de la température de contact était parallèle à celle de la température moyenne T et qu'après chaque accroissement de la charge P , le moment de frottement M_f ainsi que les températures tendaient vers des valeurs stabilisées. En pratique, la stabilisation était obtenue après 40 minutes. Les courbes des figures 25 et 26 montrent l'évolution des températures T et T_0 pour diverses valeurs de la vitesse de glissement, $v_g = V_1 - V_2$, en fonction de la charge P .

Avec des échelles logarithmiques, la figure 28 montre que la température de contact au cours du dernier fonctionnement précédant le grippage est sensiblement constante et que la valeur pour le grippage est indépendante de la vitesse de glissement ou de la charge, le produit (Pv_g) correspondant aux conditions de grippage étant sensiblement constant et égal à 80 kgp m/s dans le cas de la figure. Avec des valeurs différentes pour ce produit, la constance correspondant aux conditions du grippage a été vérifiée pour un grand nombre d'aciers de construction et d'aciers cimentés avec des duretés Brinell variant de 144 à 276 pour le rouleau supérieur et de 170 à 550 pour le rouleau inférieur.

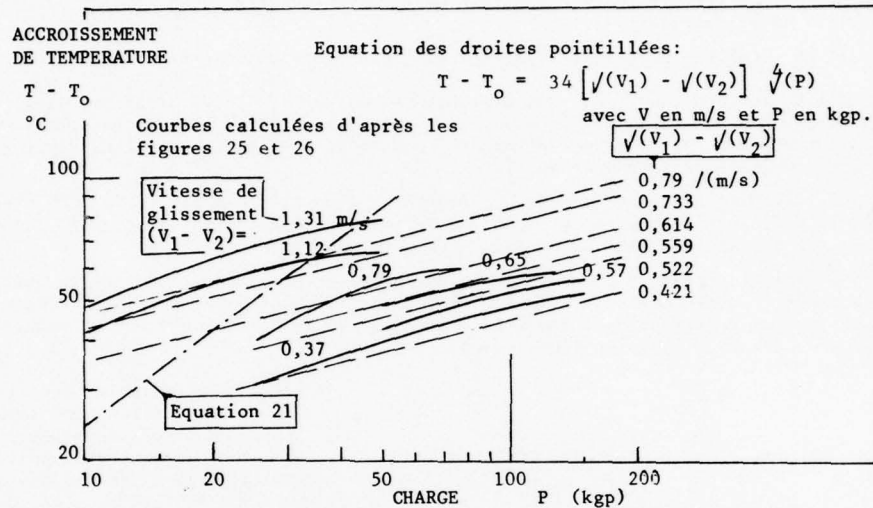


Fig. 28 - Ajustement des variations mesurées de la température dues au frottement stabilisé et d'une équation de corrélation (eq. 20).

Les courbes représentées dans la figure 28 et calculées d'après les figures 25 et 26 montrent une certaine corrélation entre les résultats des essais et l'équation (20) correspondant à l'élévation de la température sous une aspérité individuelle frottant sous une surface lisse et établie en supposant qu'en avant et en arrière du contact la température de la surface lisse est T_0 , c'est-à-dire, que la conduction de la chaleur est assez lente pour que la température ne soit pas modifiée en arrière du contact et, assez rapide, pour avoir repris la valeur moyenne T_0 au prochain passage d'une aspérité au même point. Ces conditions ne sont probablement réalisées qu'approximativement si l'on considère une seule aspérité mais ne sont probablement pas valables lorsque l'on considère la zone de jonction finie entre deux cylindres en tenant compte d'une répartition elliptique des pressions de contact apparentes. Par exemple, BLOK¹⁰⁷ a proposé une expression de T (eq. 30b, p.217, ref.107) qui est, avec les présentes notations et

$$w = 3,044 \sqrt{(Pr/LE)} :$$

$$T = T_0 + 1,11 \frac{\mu}{\sqrt{(Kc\varphi)}} \left[\sqrt{(V_1)} - \sqrt{(V_2)} \right] \cdot (P/L)^{3/4} (E/\tau)^{1/4} 0,573 \quad (21)$$

avec le nouveau Système International d'Unités; dans le système C.G.S., le terme $T - T_0$ devrait être divisé par l'équivalent mécanique de la calorie, soit $4,18 \times 10^7$ ergs. Pour une vitesse de glissement $v_g = 1,31$ m/s, la droite de pente $3/4$ correspondant à l'équation (21) a été reportée dans la figure 28; les résultats des essais de Meng n'appuient pas la théorie de Blok, à moins de supposer que la Théorie de l'Elasticité n'est pas valable pour le calcul de w , ce qui enlève alors toute valeur pratique à cette expression.

Puisque la température de contact ne peut être calculée a priori, il est bon en pratique de fixer les conditions de fonctionnement d'après une connaissance expérimentale des conditions de grippage du mécanisme étudié. On peut utiliser les conclusions principales de MENG¹⁰¹:

- Pour un dessin, des matériaux et des conditions de lubrification donnés et dans des conditions stabilisées de fonctionnement, le coefficient de frottement avant grippage, μ , la vitesse de glissement v_g et la charge de grippage P_g satisfont à la relation $\mu \cdot P_g \cdot v_g = \text{constante}$: la puissance de frottement avant le grippage est constante.
- D'après des essais de grippage sur des rouleaux de différents aciers, on trouve que le coefficient de frottement avant grippage est sensiblement indépendant de la vitesse de glissement, ce qui conduit à:

$$P_g \cdot v_g = \text{constante}. \quad (22)$$

Il convient encore de noter que l'accroissement $T - T_0$ de la température dû au frottement instantané est superposé à l'élévation de la température moyenne T_0 et que le grippage sera souvent évité en pratique si le graissage assure une évacuation suffisamment rapide de la chaleur de frottement.

7.4 - ENDOMMAGEMENT PAR ROULEMENT ET FROTTEMENT.

Bien que les conditions locales et l'apparence de l'endommagement de surface diffèrent dans l'endommagement des engrenages et des cames, des rails de roulement des voies ferrées, des billes et rouleaux des roulements tournant en continu, des chemins de roulement et des billes ou rouleaux des roulements ou butées oscillants dans une position quasi-fixe, des trous de rivets ou de boulons dans les assemblages ou des arbres et des alésages dans les emmanchements à force, les déformations plastiques et la fatigue y jouent un rôle analogue.

7.4.1 - Endommagement des engrenages, des cames et des rails.

Dans le cas des engrenages où le glissement susceptible d'engendrer l'usure et l'endommagement par frottement et fatigue est relativement important et dans le cas des cames, l'endommagement peut être de l'usure par abrasion, de l'usure sévère (*scoring en anglais*), la formation de cavités (*pitting*) ou un écaillage (*spalling*). Ensuite, la rupture finale peut intervenir par grippage ou par la progression d'une fissure de fatigue détruisant la pièce.

L'usure normale en fonctionnement devrait être très lente et relativement uniforme. Les conditions sont:

- Une bonne réalisation des conditions géométriques et, notamment, un parallélisme correct des axes des engrenages et des génératrices des dents pour les engrenages droits. Il est encore nécessaire que les conditions géométriques correctes soient encore conservées en fonctionnement en dépit des déformations des dents d'engrenage, des arbres et du carter.
- Une bonne lubrification assurant la présence constante d'un film d'huile et un faible coefficient de frottement, la diffusion suffisamment rapide de la chaleur dégagée et l'évacuation des particules abrasives et des particules métalliques détachées vers un filtre d'huile.
- Une micro-rugosité et un état d'érouissage convenables de la surface tels que les contacts réels des sommets des aspérités traversant le film d'huile soient les plus rares possibles. Cette condition peut être réalisée par un rodage abrasif fin suivi, au début du fonctionnement par un rodage in-situ polissant la surface par usure douce et érouissage.

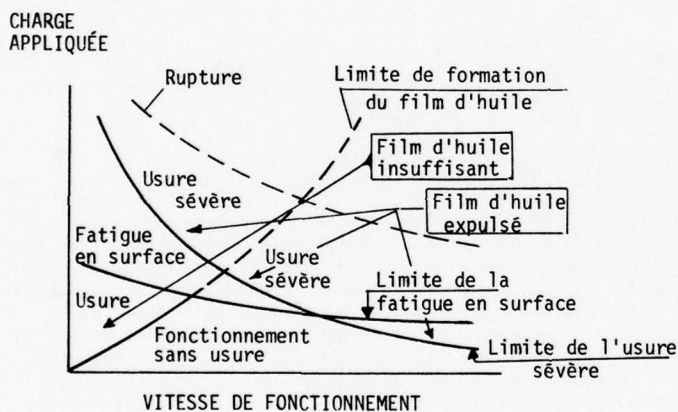


Fig. 29 - Schéma des modes d'endommagement de surface des engrenages en fonction de la charge appliquée et de la vitesse de fonctionnement, d'après E.E. SHIPLEY¹⁰⁸.

Une usure notable peut se produire sous des charges élevées aux faibles vitesses de fonctionnement auxquelles l'huile retombant au fond d'un carter ne peut plus former un film sur les faces des dents. Si la charge reste assez faible, l'usure se limite à l'abrasion des sommets des aspérités et la présence d'une mince pellicule d'huile évite l'usure sévère par soudures où la création de piqûres ou l'écaillage par fatigue de surface.

Au dessus d'une certaine valeur de la charge, le film d'huile est expulsé et les déformations plastiques du métal ainsi que les soudures qui en résultent créent les conditions de l'usure sévère favorisée par l'élévation de la température locale croissant avec la racine carrée de la vitesse et la racine quatrième de la charge sous appliquée. Ainsi, la limite de la charge pour l'endommagement par l'usure sévère diminue constamment avec une vitesse croissante comme illustré par le schéma de la figure 29, proposé par SHIPLEY¹⁰⁸.

Une autre limite entre modes d'endommagement correspond à l'apparition de la fatigue en surface. Dans certaines conditions de charge appliquée et de vitesse, la surface du métal est le siège d'une évolution sous l'influence des déformations alternées de cisaillement créées par le glissement alterné sous pression locale pendant la durée de l'engrènement de la dent. Comme pour les autres types de chargement de fatigue concernant les aciers de construction, l'existence d'une contrainte limite de fatigue au delà de 10^7 cycles implique que pour les grandes vitesses, c'est-à-dire, pour les grands nombres de cycles de fatigue, la charge limite reste sensiblement constante et ne dépend plus de la vitesse. Il existe donc comme indiqué par Shipley une vitesse de fonctionnement au dessus de laquelle l'usure sévère apparaît à une charge plus faible que la fatigue de la surface.

Dans le cas des faibles vitesses pour des engrenages lourdement chargés, les déformations plastiques peuvent être suffisamment intenses pour amener un écoulement d'ensemble du métal superficiel pouvant donner lieu à la formation d'ondulations superficielles (*rippling*). Ce phénomène favorise les vibrations et est favorisé par elles. C'est une instabilité analogue à celles qui gouvernent la formation de la houle, des dunes de sable et de la "tôle ondulée" des pistes terrestres en latérite.

La fatigue superficielle des champignons des rails des voies ferrées des déformations plastiques latérales; aux faibles vitesses de fonctionnement ne peut conduire à un endommagement dangereux mais la rupture peut intervenir lorsque l'une des fissures superficielles se propage dans la masse. SMITH et LIU²⁷ ont admis que la fatigue réalisant l'écaillage était gouvernée par l'amplitude de variation de la contrainte maximale de cisaillement dans le plan du maximum de la contrainte octaédrique de cisaillement. A notre point de vue, c'est dans ce plan que l'évolution plastique conduisant à la fatigue est maximale.

De grandes déformations plastiques analogues à celles du grippage ont été rencontrées sur les galets d'un dispositif de guidage à rail courbe utilisé pour les volets hypersustentateurs d'un avion soumis à des charges élevées et en l'absence d'un graissage quelconque du rail.

Dans certains cas de dispositifs de guidage par rails et galets, le blocage ou le freinage de la rotation du galet peut donner lieu à l'usure par abrasion du galet et à la formation d'un méplat s'opposant définitivement à la rotation du galet et assurant ainsi la croissance du méplat même si la cause du blocage du galet a disparu. Si le galet tourne directement autour d'un axe lisse graissé, un défaut de graissage peut conduire à une usure sévère de l'axe gênant la rotation, ou même à un blocage par grippage. Si un roulement à bille ou à rouleaux est interposé entre le galet et l'axe, des charges très élevées et très rares peuvent amener un marquage des cages du roulement et gêner la rotation ultérieure. Même avec un roulement en bon état, une déformation dynamique du support des galets et du rail peut encore créer un défaut d'alignement gênant la rotation du galet. La fatigue en roulement pur est traitée dans la suite.

L'origine de la fissuration en fatigue peut être une inclusion sous la surface, donnant naissance à une ou plusieurs fissures montant vers la surface avec une trajectoire dépendant de la prédominance de la contrainte orthogonale de cisaillement (voir page 11) ou de la contrainte de traction.

WAY¹⁰⁹ introduit en 1935 le point de vue de l'existence de la propagation en fatigue sous la surface des fissures de fatigue de contact par la pression hydraulique subie par la fissure lors du passage du frotteur fermant d'abord les lèvres de la fissure et comprimant l'huile ayant pénétré à l'intérieur. LITTMANN et WIDNER¹¹⁰ ont rencontré ce type de propagation pour une fissure ayant son origine à une inclusion sous la surface. Dès qu'une branche de la fissure avait atteint la surface, la pression alternée de l'huile pénétrant dans la cavité entraînait une modification de la propagation de la branche opposée qui, cessant son ascension vers la surface bifurquait en sous-couche et s'étendait très loin avant que son extension n'amène un trouble apparent dans l'essai. La croissance de la fissuration par pression du lubrifiant dans une amorce de fissure est favorisée pour les lubrifiants de faible viscosité avec lesquels la fissure peut être remplie avant le prochain passage d'une dent ou d'un rouleau¹¹¹.

Les pièces cémentées en acier comportent au voisinage de la surface deux composants ayant des structures métallurgiques, des limites élastiques, des propriétés plastiques et des comportements en fatigue différents. En présence de contraintes élevées dues à une traction parallèlement à la surface, la déformation reste dans le domaine élastique pour la couche cémentée alors qu'elle est déjà dans le domaine plastique pour le métal sous-jacent moins dur. Il en résulte des contraintes résiduelles de traction dans la couche cémentée et de compression dans le métal sous-jacent et dans la zone de transition. La chute de la contrainte de traction à travers une zone de transition assez mince entraîne un maximum local de la contrainte orthogonale de cisaillement (voir page 11 précédemment). Selon les conditions d'essai et l'épaisseur de la couche cémentée, on peut rencontrer la fatigue de contact avec détachement de particules ou un écaillage étendu mais de faible profondeur, ou bien une fissuration en sous-couche se propageant dans la zone de transition où les contraintes de traction à l'échelle géométrique sont assez faibles mais où les contraintes de traction à l'échelle des obstacles au glissement plastique sont très élevées le long des plans cristallins de glissement aisé activés par le cisaillement orthogonal, ce qui entraîne une extension de la fissure selon le plan de cisaillement maximum sous la couche cémentée.

Enfin, on peut noter avec BENEDICT¹¹² la possibilité d'une usure de corrosion due à l'action chimique du lubrifiant ou d'un agent contaminant tel que l'eau à la surface des dents. Les faces des dents étant constamment nettoyées de la pellicule d'oxyde et chauffées par la chaleur dégagée par le frottement, en même temps que l'édifice cristallin superficiel est perturbé par les déformations plastiques, comportent de nombreux sites favorables pour la corrosion. Il peut en résulter de fines piqûres de corrosion pouvant ne pas se produire si l'usure favorisée par la corrosion est assez rapide.

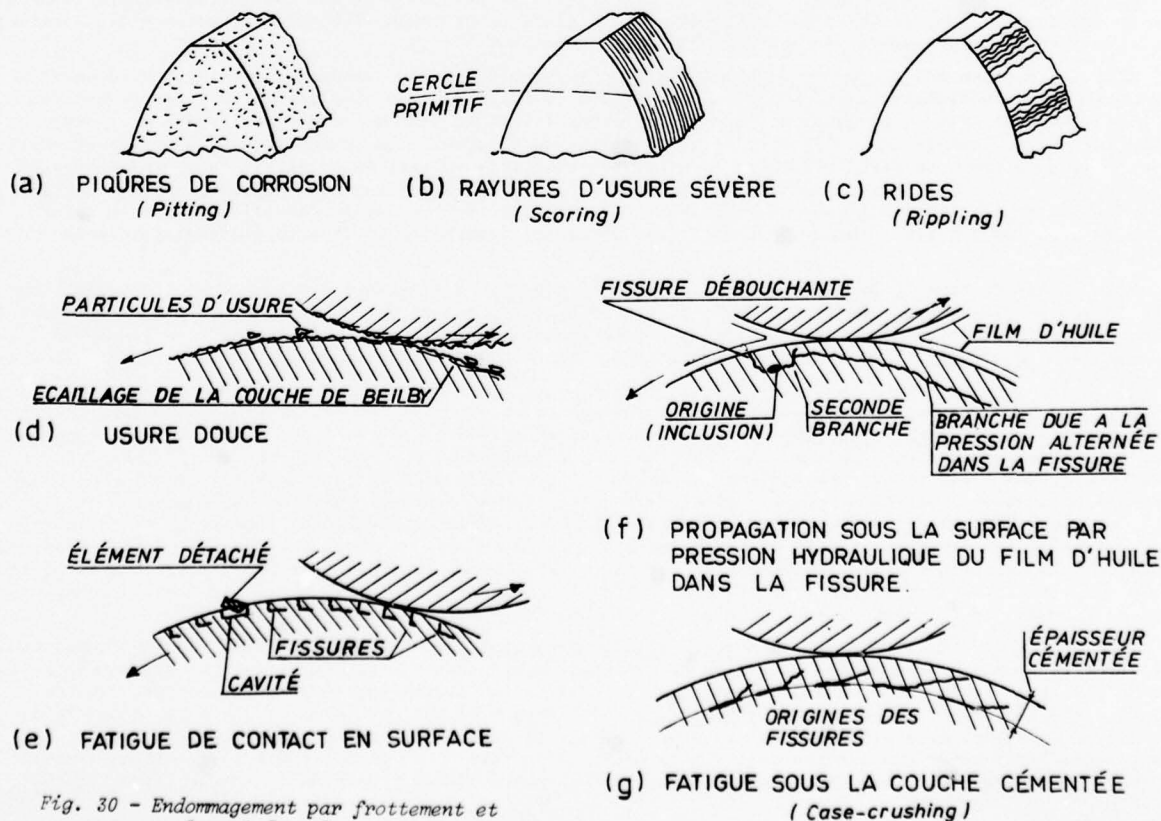


Fig. 30 - Endommagement par frottement et roulement dans les contacts concentrés.

Avant de discuter les points précédents et les schémas illustrés par la figure 30, il convient de rappeler le mécanisme du processus appelé fatigue des métaux^{113,114} déjà effleuré au Chapitre 2, en 2.1:

Essentiellement, la fatigue est une diminution locale du rapport de la résistance du métal à la contrainte appliquée, par suite de l'effet des déformations plastiques alternées du métal dans la région de l'origine de la fissure au début de la fissuration ou, après fissuration profonde, du métal voisin de l'extrémité de la fissure. Ces déformations éliminent les obstacles au glissement plastique de faible stabilité et en créent d'autres, adoucissant ainsi des micro-régions et durcissant les autres. La diversification de rigidité plastique qui en résulte reporte la charge extérieure sur les micro-régions relativement plus rigides où peuvent apparaître des micro-fissures sous l'effet des contraintes de traction plus élevées et de concentrations de lacunes du réseau cristallin. L'évolution plastique précédant le début de la fissuration et celles qui précèdent chaque progression de la fissure sont gouvernées par les déformations de cisaillement. Le début de fissuration suit souvent des plans de glissement plastique aisé dans les grains superficiels avant de s'orienter perpendiculairement à la contrainte principale de traction. La première orientation selon les plans de glissement est due à la longue période d'évolution plastique précédant le début de la fissuration et à la plus grande ductilité du métal superficiel.

Dans le cas des endommagements de contact, la répartition des contraintes axiales et des contraintes de cisaillement, en surface dans la direction du frottement et selon la profondeur, éclaire bien les conditions de localisation du début de l'endommagement lorsque le métal ne comporte pas de défaut significatif:

- à la surface, dans le cas d'un coefficient de frottement élevé, tel que la contrainte octaédrique de cisaillement gouvernant l'évolution plastique en fatigue et la contrainte axiale de traction gouvernant la fissuration avec la précédente atteignent leurs valeurs maximales à la surface;
- sous la surface, dans le cas d'un très faible coefficient de frottement tel que la contrainte octaédrique de cisaillement soit maximale à une profondeur où les contraintes axiales sont encore notable bien qu'un peu diminuées par rapport aux valeurs à la surface.

Un gros défaut ponctuel peut encore déterminer l'origine du début de la fissuration. En surface, on peut rencontrer une inclusion affleurante, une piqûre de corrosion ou bien une indentation causée par l'écrasement en frottement-roulement d'une particule d'usure relativement dure. En profondeur, les ségrégation et les inclusions peuvent être des origines de fissures. La localisation en profondeur étant gouvernée par l'état de contrainte, le départ effectif sera fixé par un défaut interne à cette profondeur.

Dans le cas d'une origine à la surface, LITTMANN et WIDNER¹¹¹ ont souligné que la propagation de la fissure était largement influencée par le processus de pression hydraulique de l'huile pénétrant dans la fissure décrit par WAY¹⁰⁹.

Les fissures partant de la surface peuvent être normales à la surface comme dans le cas des aciers très durs et relativement fragiles, ou inclinées sur la surface dans le cas d'aciers ductiles pour lesquels l'évolution plastique précédant la fatigue est relativement plus longue avant la création de micro-fissures ce qui réduit les contraintes de traction axiales par création de contraintes résiduelles de compression, tandis que les accumulations de lacunes et les contraintes de traction autour des obstacles au glissement plastique créent davantage de micro-fissures dans la région de cisaillement octaédrique maximum, ce qui entraîne la fissure à quitter la direction de propagation normale à la surface pour tendre vers une direction parallèle à la surface. Lorsque les fissures sont importantes, leur propagation ultérieure peut encore être modifiée et gouvernée par les contraintes dues aux charges extérieures autres que le frottement. Dans le cas d'une prépondérance initiale du processus lié aux déformations de cisaillement, la fissure se propagera dès le départ selon une direction oblique.

Dans le cas d'un départ en profondeur à partir d'une inclusion, la fissure ne peut s'étendre vers le bas puisque les contraintes axiales y diminuent et que la contrainte de cisaillement n'augmente que peu si elle n'est pas déjà à son maximum. Elle peut s'étendre vers le haut ou commencer à s'étendre à la même profondeur. Dans ce cas, elle atteindra une dimension à laquelle la couche située au dessus et encastree le long du front de fissuration sur le métal adjacent sera sollicitée en flexion-compression répétée, donnant ainsi lieu, à l'encastrement et sur le dessous de la couche, à des contraintes répétées de traction susceptibles de propager la fissure vers le haut, à moins que, comme pour le cas illustré par la figure 30 f, la pression d'huile n'intervienne en créant une autre branche de la fissure s'étendant sous la surface.

Dans le cas de départs de fissures dans la zone de transition plastique sous une couche cimentée, comme dans l'exemple illustré par le schéma de la figure 30 b, la dimension de la fissure peut être relativement grande avant que la flexion-compression de la couche cimentée supérieure n'induisse une remontée de la fissure vers la surface. Tant que la fissure ne débouche pas, aucune action de la pression de l'huile n'est à envisager.

L'usure douce discutée précédemment (bas de la page 16 et page 17) est un cas analogue à celui de la couche cimentée. La couche de Beilby résultant d'un tartinage des aspérités laminées par le frottement et d'un écrouissage superficiel intense sur une très faible profondeur devient progressivement très dure et comprimée par les contraintes résiduelles. Après une petite durée de fonctionnement initial, les déformations plastiques ultérieures ne peuvent être que du cisaillement dans une zone sous la couche où déjà des micro-fissures et des replis de charriage. Le cisaillement alterné ou répété étend la fissuration dans une nappe discontinue. Ensuite et bien que retardée, la fatigue de la couche durcie crée des fissures normales à la surface détachant des écailles enroulées ensuite par le frottement. Selon l'étendue des fissures de la sous-couche, les fissures traversantes peuvent partir de la surface ou, par flexion-compression ou flambage de la couche au-dessus d'une fissure de sous-couche, monter vers la surface.

Tout ce qui précède montre que la durée d'un engrenage peut dépendre principalement de l'endommagement des faces des dents, endommagement fonction de la pression de contact et de la vitesse de glissement ainsi que de l'état de surface, de la lubrification et des surcharges dynamiques en service. Les méthodes de calcul comportent la pression de contact comme point de départ et mettent en oeuvre un certain nombre de coefficients correctifs empiriques tenant compte des autres paramètres. La méthode ISO préconise de calculer la pression de contact maximale sur le point de la face de la dent situé sur le cercle primitif (point O de la figure 22) et tient compte des autres dents en prise au moyen d'un facteur correctif C_E

fonction du rapport de conduite (*contact ratio en anglais*) est le rapport $\epsilon = 2s / p$ de la longueur s parcourue sur la ligne d'action pendant l'engrènement au pas circonférentiel $p = 2\pi R/N$ du pignon. La mise en application de la méthode ISO a fait l'objet d'un article¹⁵; elle s'appuie sur l'ouvrage de HENRIOT¹⁶. La méthode AGMA admet que l'usure est maximale en même temps que la pression de contact et le glissement comme le prouvent les localisations de l'usure sévère sur les faces des dents des engrenages au dessus et en dessous d'une zone d'usure faible centrée sur le niveau du cercle primitif selon le schéma de la figure 30 B; le calcul de la pression maximale de contact correspond à la position des dents avec le contact au point de la dent du pignon le plus rapproché de la racine de la dent où commence l'engrènement et où une seule paire de dents est en prise. Comme pour la méthode ISO, la mise en œuvre pratique implique la connaissance empirique des valeurs de nombreux coefficients correctifs dont un détail peut être trouvé dans un document de WELLAUER¹⁷. Une comparaison des deux méthodes est très difficile par suite des nombreux coefficients empiriques dans l'évaluation d'une grandeur liée à la pression de contact et d'une valeur admissible de cette grandeur repère traduisant au mieux l'expérience des spécialistes. Les deux méthodes sont valables lorsqu'elles conduisent à des interpolations ou des extrapolations timides par rapport à l'ensemble des cas limites révélés par le comportement en service des réalisations antérieures.

7.4.2 - Endommagement des roulements à billes et à rouleaux.

7.4.2.1 - Endommagement et durée des roulements droits en rotation continue.

Dans le fonctionnement correct des roulements à billes, à rouleaux ou à aiguilles, les glissements sont très faibles par comparaison aux surfaces de contact des dents des engrenages. Dans le cas des roulements droits qui sont chargés radialement, la composante axiale de la charge extérieure étant nulle ou accidentellement très faible, le frottement est le plus faible possible et la résistance au roulement provient pour la plus grande partie de l'existence d'un bourrelet de très faible hauteur dû à la déformation élastique en avant de l'aire de contact (figure 31 a); les glissements se réduisent aux micro-glissements dirigés en partie dans le sens du mouvement et dans le sens opposé (figure 31 b) résultant des vitesses linéaires différentes des points de la bille situés à des distances différentes de son axe de rotation. Dans certains cas, on a observé sur l'anneau extérieur d'un roulement à bille des traces d'usure formées de deux pistes latérales et d'une piste centrale dues aux glissements du type précédent. Si le moment résistant est rapporté au diamètre de l'arbre, le coefficient de frottement apparent des roulements à billes droits après une certaine période de "rodage" en fonctionnement est compris entre 0,001 et 0,002.

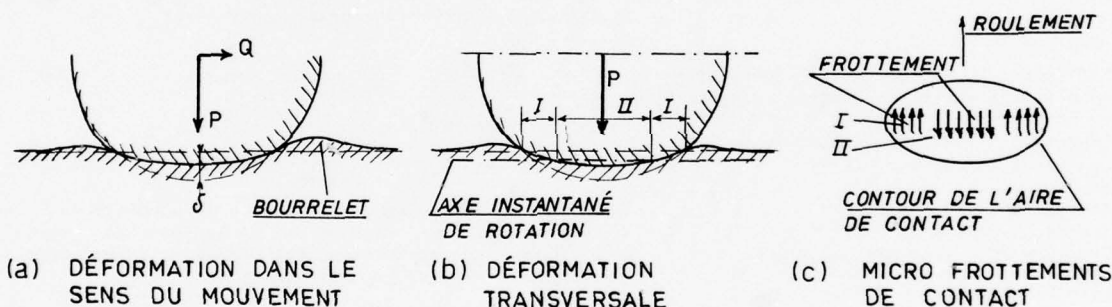


Fig. 31 - Déformations et frottements dans le roulement d'une bille dans un roulement à billes, d'après Palmgren¹⁸.

La charge statique admissible ou *capacité de chargement statique* d'un roulement dépend de la pression maximale de contact de la bille la plus chargée. Pour un roulement radial, STRIBECK avait en 1901 vérifié expérimentalement l'équation de HERTZ donnant la flèche δ résultant de la déformation d'une bille appliquée avec une force P sur un chemin de roulement plan:

$$P = k (\delta)^{3/2}; \quad (23)$$

en considérant que la déformation concerne seulement le métal de la bille et des chemins de roulement au voisinage immédiat des aires de contact, le reste étant indéformable, des considérations géométriques et d'équilibre des forces ont conduit à l'expression théorique de la charge sur la bille la plus chargée d'un roulement sans jeu ni ovalisation comportant plus de 8 billes sur la circonférence (figure 32):

$$F = P_0 \left[1 + 2 \sum_i (\cos \beta_i)^{5/2} \right]$$

$$P_i = k (\delta_i)^{3/2}$$

$$P_0 = P_{\max.} = 5 F/n$$

n BILLES

Fig. 32 Répartition de la charge entre les billes de la demi-circonférence inférieure.

$$P_{\max.} = 4,37 F/n,$$

où F est la charge sur le roulement et n est le nombre des billes sur la circonférence. Dans les roulements réels, on tient compte des défauts inévitables avec l'expression corrigée:

$$P_{\max.} = 5 F/n. \quad (24)$$

Une charge très élevée, même appliquée une seule fois pendant une très brève période de fonctionnement peut marquer les chemins de roulement et gêner le fonctionnement ultérieur sous des charges plus faibles. On est donc conduit à définir la charge statique

admissible ou capacité de charge statique (*Basic static load rating*). La pression moyenne sous une bille, dans l'aire de contact, est donnée par la formule de Hertz $p_m = K P^{1/3}$ où K est une constante dépendant des courbures et des modules d'élasticité des éléments des roulements et P est la charge sur un élément roulant, bille ou cylindre. D'après TABOR¹¹⁹, la déformation plastique du métal sous-jacent apparaît en profondeur lorsque $p_m = 1,1 S_{0,2\%}$, $S_{0,2\%}$ étant la limite élastique à 0,2 % de déformation permanente en traction. HAUSSEGUY et MARTINOD ont étudié la variation de la limite élastique hertzienne en fonction de la contrainte de traction appliquée à une éprouvette et ils ont montré qu'elle ne variait pas lorsque l'éprouvette était comprimée¹²⁰. Ils mesuraient la flèche sous charge et la flèche résiduelle dans la mise en charge d'une éprouvette en acier au carbone avec $S_{0,2\%} = 270 \text{ N/mm}^2$ par une bille standard de 10 mm de diamètre. Les mesures étaient effectuées dans une enceinte isolée à température constante avec la précision de $0,1 \mu\text{m}$ et la limite élastique hertzienne était définie par une flèche nulle ou non mesurable après suppression de la charge. Pour une éprouvette comprimée axialement, la limite élastique hertzienne était constante et valait 970 N/mm^2 ; lorsque la charge axiale était une traction, la limite élastique hertzienne diminuait linéairement avec la contrainte croissante de traction. Des résultats analogues ont été obtenus par d'autres expérimentateurs utilisant des moyens de mesure différents^{121, 122}. La notion de limite élastique hertzienne est quelque peu imprécise. Des charges P très faibles donnent des déformations plastiques en dessous de la surface. Avec une valeur croissante de la charge, les déformations plastiques gagnent la surface puis entraînent un écoulement bi-directionnel d'une couche de métal laminé entre la bille et le chemin de roulement. C'est ce cas qui entraîne ultérieurement des endommagements significatifs du chemin de roulement. En s'appuyant sur des travaux expérimentaux concernant l'acier AISI 52100 le plus utilisé dans la fabrication des roulements (1% C, 0,35% Mn, 0,30% Si, 1,45% Cr, 0,025 max P, 0,025 max S) traité pour une dureté Rockwell $R_C = 64$, JONES¹²³ a suggéré l'utilisation d'une valeur limite de p_m , calculé par la théorie du contact élastique, égale à 2300 N/mm^2 , la flèche considérée comme nulle étant de $10 \mu\text{m}$, soit $0,254 \mu\text{m}$.

7.4.2.1 - a - Capacité de charge statique des roulements droits.

En pratique, on peut admettre des déformations permanentes bien plus importantes et le comportement en service d'un roulement à billes n'est guère modifié dans un fonctionnement en service normal lorsque les surfaces des chemins de roulement comportent des indentations de profondeur bien supérieure à $0,0001 \text{ in.}$, soit $2,54 \mu\text{m}$. PALMGREN¹¹⁸ a proposé d'admettre des flèches permanentes inférieures ou égales à $0,0001 d$, d étant le diamètre de l'élément roulant, bille ou rouleau. La charge statique ainsi définie peut même être largement dépassée si l'on demande seulement que le roulement puisse tourner dans la suite, l'usure n'étant pas gênante, comme dans le cas des roulements placés dans les pièces des commandes de vol des avions, le nombre des manoeuvres étant faible. Avec la condition $\delta/d = 0,0001$, les capacités statiques des éléments roulants deviennent:

Tableau 7.4.2.1 - 1

Coefficient k_0 de charge statique limite des éléments roulants, d'après Palmgren¹¹⁸

roulements à billes démontables	$k_0 = 1,5$
roulements à rotule sur billes	1,7
butées à billes	5
roulements rigides à billes	6,2
roulements à rouleaux	11

Ces valeurs sont valables seulement pour des roulements concus et exécutés pour obtenir une répartition correcte des charges entre les billes.

$$\text{pour les billes} \quad P_{\text{lim. statique}} = k_0 d^2 \quad (25)$$

et, pour les rouleaux,

$$P_{\text{lim. statique}} = k_0 d L \quad (26)$$

où P est exprimé en kgp, d en mm est le diamètre de l'élément roulant et L en mm est la longueur du rouleau. Les valeurs recommandées par PALMGREN sont reproduites dans le tableau 7.4.2.1-1 ci-contre.

La normalisation des dimensions et des caractéristiques d'utilisation des roulements établie par American Standards Association¹²⁴ utilise la définition précédente. D'après GILLETTE et RULEY¹²⁵, un fabricant américain de roulements utilise la valeur limite de 500.000 lb/in^2 (3450 N/mm^2) pour la pression moyenne au contact correspondant à la capacité de charge statique et 335.000 lb/in^2 (2300 N/mm^2) pour la pression moyenne correspondant à la capacité de charge statique lorsque le roulement est au repos. Dans le cas des butées, le même fabricant utilise deux conditions, (1) $p_m \leq 335.000 \text{ lb/in}^2$ et (2) l'ellipse de contact ne doit pas atteindre les bords des anneaux. Cette dernière condition correspond aux plus grandes facilités de déformation plastique et de fatigue apportées par une arête même un peu émoussée par un arrondi de faible rayon.

On peut effectuer une comparaison entre la méthode de Palmgren utilisée par l'ASA et basée sur une valeur limite admissible de la déformation permanente relative, $\delta = 0,0001 d$, et la limitation par une pression moyenne admissible, en les appliquant au cas particulier d'une bille d'acier roulant sur une plaque.

- (1) Limitation de la charge statique par la pression du contact élastique: tout le calcul est basé sur la théorie de l'élasticité et l'on utilise les formules de Hertz. Dans le cas d'une bille de diamètre d roulant sur un plan, la pression moyenne est les 2/3 de la pression maximum égale à:

$$p_{\text{max.}} = 0,388 \sqrt[3]{(4 P E^2/d^2)}; \text{ il vient ensuite: } P = 14,45 d^2 (p_m)^3/E^2. \text{ Pour les aciers, } E=2 \cdot 10^5 \text{ N/mm}^2 \text{ et, en utilisant la valeur limite } p_m = 500.000 \text{ lb/in}^2 = 3450 \text{ N/mm}^2, \text{ on obtient:}$$

$$P(\text{Newtons}) = 14,83 d^2 \text{ avec } d \text{ en mm ou encore } P(\text{kgp}) = 1,51 (d_{\text{mm}})^2. \text{ Le coefficient } 1,51 \text{ est presque celui utilisé par Palmgren pour les roulements droits.}$$

- (2) Limitation par la déformation plastique résiduelle relative, $\delta/d = 0,0001$. Le calcul de la déformation utilise des formules semi-empiriques traduisant de nombreuses expériences. Pour un contact ponctuel le déplacement normal ou flèche permanente globale de l'ensemble de l'élément roulant et de l'un des chemins de roulement après suppression de la charge statique P est donnée par la formule suivante lorsque les plans des courbures principales de l'élément roulant et du chemin de roulement coïncident:

$$\delta_{\text{permanent}} (\text{mm}) = 1,25 \cdot 10^{-5} (1/R_{1a} + 1/R_{1b})(1/R_{2a} + 1/R_{2b}) P^2/d_a, \quad (27)$$

l'indice a étant relatif à l'élément roulant et l'indice b correspondant au chemin de roulement. Le diamètre d_a et les rayons de courbure R sont en mm, tandis que la charge normale P est exprimée en kgp/mm². Avec P exprimé en Newtons, le coefficient serait $0,013 \cdot 10^{-5}$. Dans le cas d'une bille et d'un plan, $R_{1a} = R_{2a} = d/2$ et $R_{1b} = R_{2b} = \infty$; on obtient $\delta(\text{mm}) = 0,052 \cdot 10^{-5} (P_{\text{Newtons}})^2/(d_{\text{mm}})^3$ et

la condition limite $\delta = 0,0001 d$ devient : $P_{\text{limite}} = 13,9 (N/mm^2)(d_{\text{mm}})^2$. Si P est exprimé en kgp, il vient : $P_{\text{limite}} (kgp) = 1,42 (d_{\text{mm}})^2$ ou le coefficient 1,42 est assez voisin de la valeur précédente (1,51) pour que l'on puisse admettre l'équivalence pratique des deux méthodes. Cependant, les calculs élastiques permettant la mise en oeuvre de la méthode de la pression moyenne limite peuvent toujours être effectués et cette méthode sera utilisable dans la pratique pour vérifier qu'un projet sera aussi bon que les réalisations antérieures ayant donné satisfaction en service et dont on aura déduit une valeur empirique de la pression p_m admissible, soit pour la charge statique évitant le marquage par des empreintes de déformation plastique, soit pour la charge de service en rotation n'amenant pas d'endommagement en fatigue avant une durée fixée.

La mise en oeuvre de la première méthode implique le calcul de la pression moyenne de contact calculée dans l'hypothèse de l'élasticité par les formules de Hertz. Dans le cas, très général en pratique, où les plans principaux des courbures au point de contact sont parallèles pour l'élément roulant et le chemin de roulement, l'aire de contact est une ellipse dégénérant en un rectangle pour le cas des rouleaux cylindriques. Les demi-axes de l'ellipse sont donnés par des expressions dépendant des paramètres donnés dans la

Table 7.4.2.1-2 - Valeurs des coefficients de Hertz.

τ	90°	80°	70°	60°	50°	40°	30°	20°	10°	0
$\cos \tau$	0	0,174	0,342	0,500	0,643	0,766	0,866	0,940	0,985	1
k_a	1	1,128	1,284	1,486	1,754	2,136	2,731	3,778	6,612	∞
k_b	1	0,893	0,802	0,717	0,641	0,567	0,493	0,408	0,319	0
$k(\tau)^*$	0,654	0,650	0,629	0,614	0,581	0,536	0,495	0,408	0,277	0
$\frac{1}{k_a k_b}$	1	0,993	0,971	0,939	0,889	0,827	0,743	0,649	0,474	

Les demi-axes a et b sont alors :

$$a = k_a \sqrt[3]{\left[\frac{3}{2} P \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right) \left(\frac{1}{1/R_1 + 1/R_2 + 1/R_1' + 1/R_2'} \right) \right]}, \quad b = a k_b/k_a \quad (28)$$

La pression moyenne est telle que $p_m = P/\pi ab$, soit

$$p_m = \frac{1}{\pi k_a k_b} \cdot P^{1/3} \left[\frac{2}{3} \frac{(1/R_1 + 1/R_2 + 1/R_1' + 1/R_2')}{(1-\nu_1^2)/E_1 + (1-\nu_2^2)/E_2} \right]^{2/3} \quad (29)$$

et, pour l'acier avec $E_1 = E_2 = 206.000 N/mm^2$ et $\nu_1 = \nu_2 = 0,3$, il vient :

$$p_m = \frac{568}{k_a k_b} \left[\frac{P}{d^2} \left(\sum \frac{d}{R} \right)^2 \right]^{1/3} \quad (29b)$$

où P est exprimé en Newtons et p_m en N/mm^2 .

Pour apprécier l'influence des jeux ou des serrages accidentels, on peut avoir à utiliser l'expression des déplacements élastiques relatifs entre le centre des billes et un point de l'anneau éloigné de la surface :

$$\delta = k(\tau) \sqrt[3]{\left[P \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)^2 (1/R_1 + 1/R_2 + 1/R_1' + 1/R_2') \right]} \quad (30)$$

où les coefficients $k(\tau)$ sont donnés par la table 7.4.2.1-2 en fonction de l'angle auxiliaire τ et où les rayons sont négatifs pour les surfaces concaves.

D'autre part, les nombreuses expérimentations effectuées sur le contact des billes et des anneaux utilisés dans les roulements ont permis à PALMGREN de proposer l'expression suivante pour les déplacements relatifs permanents des roulements à billes :

$$\delta_{\text{plastique}} = 1,25 \cdot 10^{-5} (P^2/d)(1/R_1 + 1/R_1')(1/R_2 + 1/R_2'), \quad (31)$$

(résiduel)

où P est en kgp, d , les R et δ sont en mm. Si P est exprimé en Newtons, le coefficient devient $1,3 \cdot 10^{-7}$.

Afin de situer les capacités de charge statique données par un catalogue par rapport à celles que l'on pourrait déduire d'un calcul, les deux méthodes sont appliquées à un roulement à rotule sur billes ayant fait l'objet d'essais de fatigue par STYRI¹²⁶. Dans ce cas, $R_1 = R_2 = d/2$, $R_1' = R_2' = 30,7$ mm et $d = 7,93$ mm. On peut faire apparaître des rapports de dimensions sensiblement valables pour une série homothétique de roulements en écrivant :

$$\delta_{\text{résiduel}} = 1,25 \cdot 10^{-5} \frac{P^2}{d^3} \left(2 - \frac{d}{R} \right)^2 = d \cdot 10^{-4},$$

il vient :

$$P^2/d^4 = k_0^2 = 8 / (2 - 0,258)^2 = 2,636 \quad \text{et} \quad k_0 = 1,62$$

au lieu de la valeur 1,7 conseillée par PALMGREN. Avec 2 rangées de 16 billes dans le roulement et un angle de contact α tel que $\cos \alpha = 0,99$, la capacité de charge statique correspondante est

$$F = \frac{nm}{5} k_0 (\cos \alpha) d^2 = C_0 = (16 \cdot 2)(1/5)(1,7)(0,99)(7,93)^2 = 677 \text{ kgp} = 6645 \text{ N} = 1491 \text{ lb.}$$

Dans l'autre méthode basée sur une valeur de la pression moyenne $p_m = 500.000 \text{ lb/in}^2 = 352 \text{ kgp/mm}^2 = 3450 \text{ N/mm}^2$, on pose $E_1 = E_2 = E$, $\nu = 0,3$ et l'expression (29) de p_m donne :

$$P = p_m^3 \frac{d^2}{E^2} \cdot 231,1 / (4 - 2d/R)^2 = 19 p_m^3 d^2 / E^2 = 118 \text{ kgp.}$$

La capacité de charge statique du roulement serait $C_0 = (32/5) \cdot 0,99 \cdot 118 = 750 \text{ kgp} = 1650 \text{ lb}$, ce qui est un peu plus élevé que la valeur donnée par l'ASA tirée de la définition de Palmgren, soit 1500 lb.

* Valeur empirique proposée par PALMGREN pour le cas des billes.

7.4.2.1- b - Capacité de charge dynamique et durée en fatigue des roulements.

La fatigue créant des écailles puis des cavités à la surface des chemins de roulement des roulements à billes ou à rouleaux est un phénomène superficiel localisé au voisinage du point de chaque chemin de roulement où la pression moyenne est maximale. Au passage de l'élément roulant, cette région est soumise à des déformations, plastiques en sous-couche et de traction-compression en surface. Le nombre de cycles de charge alternée par tour est proportionnel à la vitesse de rotation et au nombre des passages par tour d'un élément roulant au point où il est soumis à la charge maximale. Afin de préciser comment les essais de fatigue peuvent être interprétés, on utilise ici les résultats d'un essai de STYRI¹²⁶ reportés dans la figure 33.

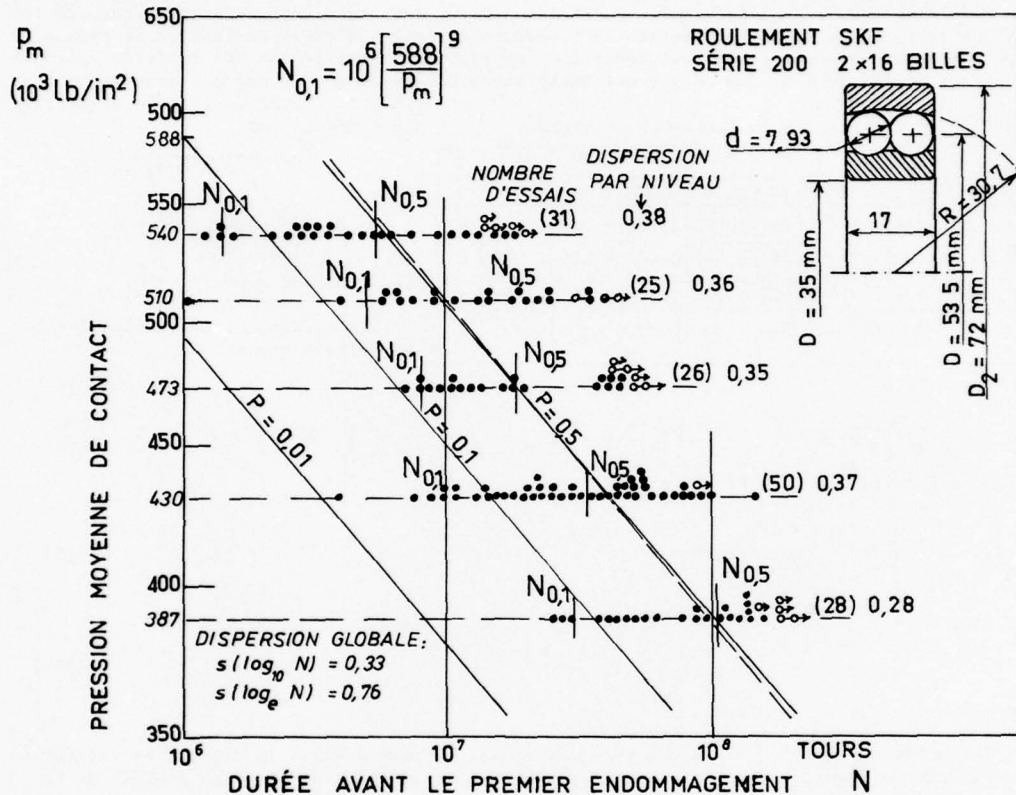


Fig. 33 - Relation entre la pression moyenne et le nombre de tours pour le premier endommagement dans un roulement à rotule sur billes, d'après les essais de STYRI¹²⁶. Les probabilités résultent d'un groupement des données selon une loi moyenne de régression et la loi statistique des moindres valeurs extrêmes.

Dans ces essais, l'endommagement était détecté au moyen d'un stéthoscope par la variation du bruit et confirmé par inspection visuelle après l'arrêt de chaque essai, l'endommagement étant une exfoliation (écaillage), une piqûre ou une fissure naissante de fatigue. Dans les essais représentés par les points de la figure 33, les endommagements intéressaient surtout l'anneau extérieur, du fait d'un contact beaucoup plus ponctuel sur la rotule que dans la gorge étroite de roulement de l'anneau intérieur où l'ellipse de contact est allongée transversalement.

Pour chacun des niveaux de chargement, on a tenté la détermination des droites d'Henry, en supposant une loi log-normale pour N , et des droites de Weibull en supposant une loi statistique des valeurs extrêmes minimales. Si toutes les éprouvettes soumises à un niveau de chargement étaient cassées, on pourrait calculer directement la valeur moyenne x de $\log_{10} N$ et l'écart quadratique moyen $s(x)$. Ces deux paramètres permettraient de tracer une droite d'Henry dans un diagramme comportant une échelle normale des fréquences cumulées de rupture, f_j , assimilées à des probabilités de rupture P . En matière de durée de roulements, la loi des valeurs extrêmes minimales étudiée par GUMBEL¹²⁷ et proposée par WEIBULL¹²⁸ est universellement utilisée. Elle découle de la théorie de Weibull de la résistance à rupture des céramiques et des fibres textiles.¹⁴⁵ et, bien que l'on puisse douter de sa justification physique, elle comporte l'avantage précieux que ses extrapolations vers les très faibles probabilités de défaillance des roulements sont généralement du côté sûr.

Dans le cas de la loi statistique des valeurs extrêmes, l'échelle des probabilités cumulées de défaillance, $P(X_j < x)$ correspond à une loi statistique des valeurs extrêmes minimales de la durée $x = \log_{10} N$ en chaque point de la région la plus chargée des n roulements essayés. La probabilité de survie $(1 - P)$ pour $X_j < x$ est :

$$1 - P = e^{-e^Y}, \quad (33 a)$$

où la variable réduite est

$$Y = \alpha(x - U), \quad (33 b)$$

U étant le mode, c'est-à-dire, la valeur de x correspondant au maximum de la densité de probabilité, atteint en $1 - P = 0,368$. α est la pente de la droite passant au mieux à travers les points d'essai;

avec

$$x = \log_{10} N = 0,4343 \text{ Log}_e N,$$

on obtient

$$Y = 0,4343 \alpha \text{ Log}_e (N/A)$$

où

$$A = 10^U.$$

En posant $W = 0,4343$ l'équation (33 a) devient

$$\frac{1}{1-p} = e^{(N/A)^W} \tag{34 a}$$

ou

$$\text{Log}_e \text{Log}_e \frac{1}{1-p} = W \text{Log}_e \frac{N}{A}. \tag{34 b}$$

W est encore appelé pente de Weibull. Ce serait la pente $\Delta Y / \Delta \text{Log}_e N$, alors que α est la pente $\Delta Y / \Delta \log_{10} N$ dans le diagramme habituel avec l'échelle logarithmique à base 10. L'intérêt de W, écrit e par les auteurs de langue anglaise, réside dans l'utilisation des valeurs publiées; on a $W = \alpha \log_{10} e$.

En pratique et pour utiliser le même papier quadrillé dans le cas des valeurs extrêmes minimales que dans celui des valeurs extrêmes maximales ayant été à l'origine des travaux de GUMBEL, on utilise le même quadrillage et l'échelle de la variable réduite a le signe moins au dessus de la valeur zéro.

Si tous les roulements étaient essayés jusqu'à l'apparition d'un endommagement, on calculerait les paramètres U et α ou W d'après la connaissance de la moyenne X et de l'écart quadratique s(X) calculés à partir des n valeurs des X_j . En suivant l'exposé de GUMBEL et CARLSON¹³⁰ et la table reproduite ci-dessous, on calculerait les paramètres définissant la droite par

$$U = X + \bar{Y}_n / \alpha \text{ et } \alpha = \sigma_n / s(X) \text{ ou } W = 0,4343 \alpha .$$

Ensuite, N pourrait être calculé pour deux valeurs de P, par exemple $P=0,1$ et $P=0,5$.

Malheureusement, pour gagner du temps, les essais sont rarement poursuivis jusqu'à ce que tous les roulements essayés sous le même niveau de charge soient endommagés. Le tracé des droites à l'oeil introduirait des variations indépendantes de la physique et on est conduit à tracer une droite moyenne à travers les points expérimentaux connus comme s'il s'agissait d'une régression linéaire $Y = \alpha x + c$. Cette méthode déjà discutable dans le cas d'une loi normale tronquée l'est encore plus dans le cas de la loi des valeurs extrêmes des logarithmes des durée qui est essentiellement dissymétrique alors que la méthode des moindres carrés suppose la symétrie statistique des écarts positifs et des écarts négatifs. Cependant, on peut la considérer comme une normalisation de calcul permettant la comparaison de résultats.

Table 7.4.2.1 - 3 - Valeurs de la moyenne \bar{Y}_n et de l'écart quadratique σ_n de la variable réduite $Y = \alpha(x - U)$ des lois statistiques des valeurs extrêmes minimales et maximales, d'après GUMBEL et CARLSON¹³⁰.

n	\bar{Y}_n	σ_n	n	\bar{Y}_n	σ_n	n	\bar{Y}_n	σ_n
			40	0,5436	1,1413	70	0,5548	1,1854
			41	0,5442	1,1436	72	0,5552	1,1873
			42	0,5448	1,1458	74	0,5557	1,1890
			43	0,5453	1,1480	76	0,5561	1,1906
			44	0,5458	1,1499	78	0,5565	1,1922
20	0,5236	1,0628	45	0,5463	1,1519	80	0,5569	1,1938
21	0,5252	1,0696	46	0,5468	1,1538	82	0,5572	1,1953
22	0,5268	1,0754	47	0,5473	1,1557	84	0,5576	1,1967
23	0,5283	1,0811	48	0,5477	1,1574	86	0,5580	1,1980
24	0,5296	1,0864	49	0,5481	1,1590	88	0,5583	1,1994
25	0,5309	1,0915	50	0,5485	1,1607	90	0,5586	1,2007
26	0,5320	1,0961	51	0,5489	1,1623	92	0,5589	1,2020
27	0,5332	1,1004	52	0,5493	1,1638	94	0,5592	1,2032
28	0,5343	1,1047	53	0,5497	1,1653	96	0,5595	1,2044
29	0,5353	1,1086	54	0,5501	1,1667	98	0,5598	1,2055
30	0,5362	1,1124	55	0,5504	1,1681	100	0,5600	1,2065
31	0,5371	1,1159	56	0,5508	1,1696	150	0,5646	1,2253
32	0,5380	1,1193	57	0,5511	1,1708	200	0,5672	1,2360
33	0,5388	1,1226	58	0,5515	1,1721	250	0,5688	1,2429
34	0,5396	1,1255	59	0,5518	1,1734	300	0,5699	1,2479
35	0,5403	1,1285	60	0,5521	1,1747	400	0,5714	1,2545
36	0,5410	1,1313	62	0,5527	1,1770	500	0,5724	1,2588
37	0,5418	1,1339	64	0,5533	1,1793	750	0,5738	1,2651
38	0,5424	1,1363	66	0,5538	1,1814	1000	0,5745	1,2685
39	0,5430	1,1388	68	0,5543	1,1834	∞	0,5772	1,2826

Table 7.4.2.1-4

Y	0,5	0	+0,5	+1	+1,5	+2
f(Y)	1,244	1,311	1,506	1,813	2, 241	2,813

k	1,28	1	0,84
limites de P	0,1 - 0,9	0,166-0,833	0,2 - 0,8
degré de confiance	0,8	0,67	0,6

$$f(Y) = e^Y \sqrt{e^{-Y} - 1},$$

La table 7.4.2.1-4 également tirée de GUMBEL et CARLSON permet de déterminer les limites de variation de (1 - P) dues au seul hazard. La plage à cheval sur la moyenne estimée est

$$x = \bar{Y} + k f(Y) / \alpha \sqrt{n}, \tag{35}$$

correspondant aux diverses valeurs des degrés de confiance et des limites.

La figure 34 représente les résultats de cette analyse des essais de Styri reportés dans la figure 33. Les fréquences cumulées, reportées sur l'échelle des probabilités de défaillance, P, ont été calculées en classant les $X_j = \log_{10} N_j$ par ordre croissant et en utilisant l'expression approchée proposée par BENARD et BOSI-LEVENBACH¹²⁹:

$$P_j = (j - 0,3)/(n + 0,4). \quad (36)$$

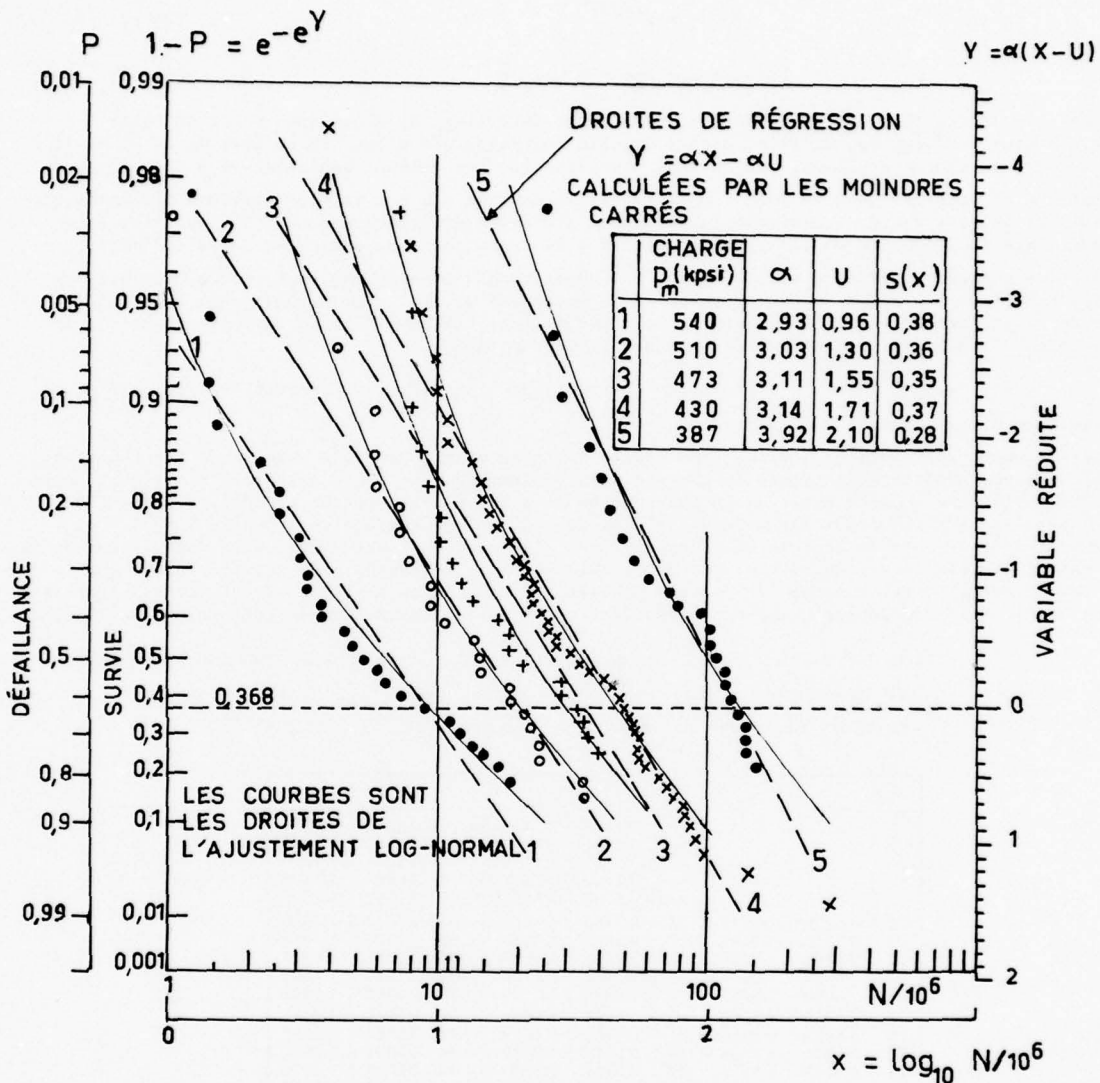


Fig. 34 - Répartition statistique des durées des essais de la figure 33. Echelle des valeurs extrêmes minimales des logarithmes des durées.

Une autre tentative d'ajustement des données avec une loi statistique log-normale a donné les résultats représentés par les courbes en traits fins continus de la figure 34. Bien que l'ajustement soit meilleur, on ne peut conclure sur une meilleure loi statistique puisque le but des analyses est de justifier une méthode de prédiction de la fiabilité aux très faibles valeurs de la probabilité de défaillance, de l'ordre de 0,001 à 0,0001. Dans le cas de la loi log-normale, les paramètres des répartitions étaient:

Charge en 1000 lb/in ²	540	510	473	430	387
Médiane et moyenne, $N_{0,5}$	6,1	14,5	22	32,7	94
Ecart quadratique, $s(\log_{10} N)$	0,40	0,39	0,36	0,37	0,36

Dans les deux analyses, les dispersions aux différents niveaux de chargement étaient comparables, ce qui justifie un groupement des données au moyen d'une loi de régression basée sur les valeurs médianes. La régression des médianes, calculée par la méthode des moindres carrés donne $\log_{10} p_m = 2,825 - 0,117 x$ où $x = \log_{10} N_{0,5}$, soit encore:

$$N_{0,5}/10^6 = (668.000/p_m)^{8,52},$$

où l'exposant est voisin de la valeur 9 obtenue par Styri et généralement admise pour les roulements à billes où le contact est ponctuel. La droite de régression ainsi calculée est portée en trait continu sur la figure 33, alors que celle de Styri est en pointillé.

Pour grouper les données précédentes, on a calculé les durées relatives $N/N_{0,5}$, rapportées à la médiane réelle de chaque niveau de chargement. Toutes les valeurs ont été classées par ordre croissant

et les fréquences cumulées ont été calculées au moyen de l'expression (36) où $n = 159$ est le nombre total des roulements essayés, endommagés ou non, et j est la position ou ordre dans le classement ordonné par valeurs croissantes de $\log N/N_{0,5}$. L'ordre j suit la suite des entiers successifs, 1, 2, 3, ..., etc., jusqu'à la première limite inférieure de durée des roulements non endommagés. Ensuite, opérant comme JOHNSON¹³⁵, on suppose une répartition uniforme de l'ordre telle que l'écart entre les ordres de la suite des durées croissantes passe de l'unité à $(1 + \varepsilon)$ et que le dernier et n -ième élément soit logé à la distance $(1 + \varepsilon)$ en avant de $(n + 1)$. Si les k éléments non endommagés de même limite inférieure de la durée ont une durée supérieure au j -ième élément ordonné, les $(n + 1 - j)$ intervalles d'ordre restants sont à répartir entre les éléments non encore classés, majorés de 1 et amputés des k éléments non classables:

$$1 + \frac{k}{n + 1 - j} = (n + 1 - j) / (1 + \text{nombre des éléments après } j + k)$$

La figure 35 montre les résultats de cette analyse pour l'hypothèse d'une statistique des valeurs extrêmes minimales, compte tenu de la correction précédente.

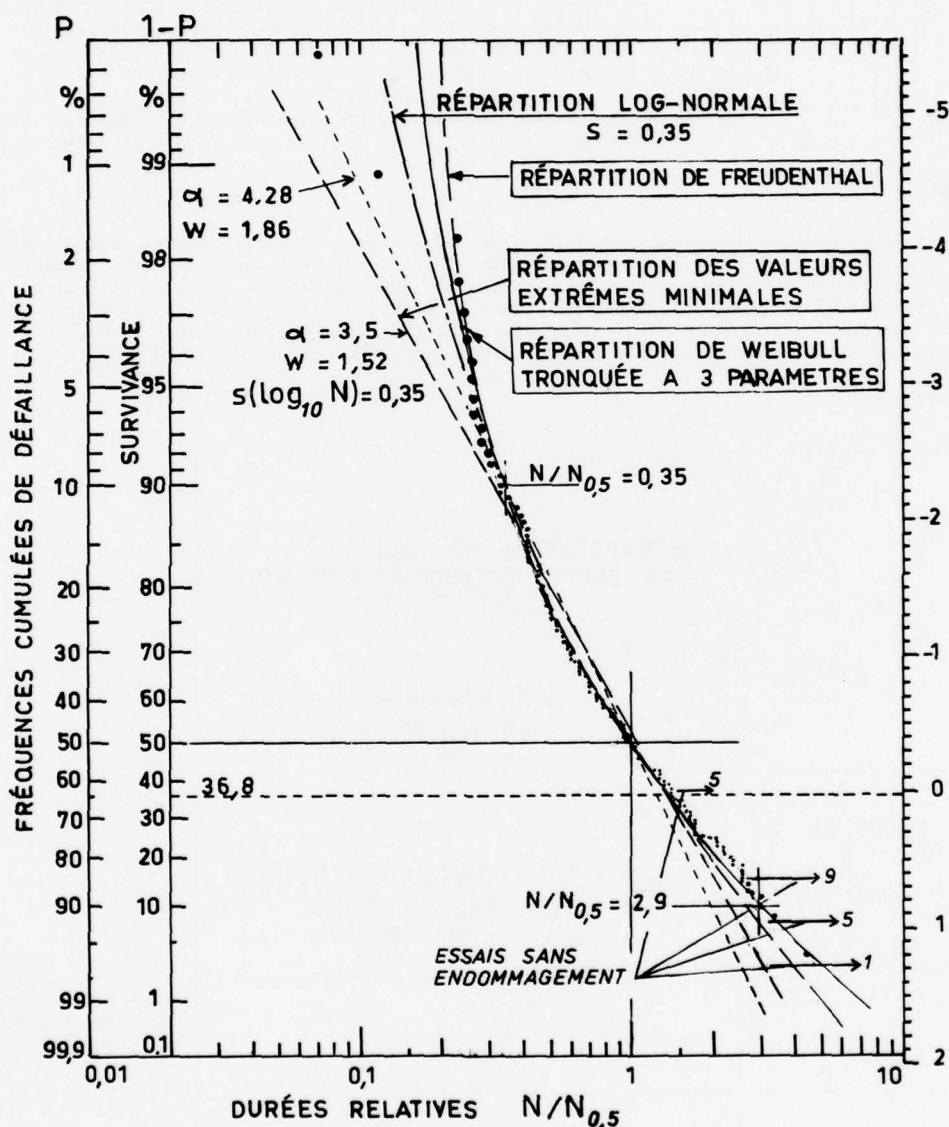


Fig. 35 - Durées relatives, rapportées aux valeurs médianes de chaque niveau de charge des essais reportés dans la figure 33. Echelles des valeurs extrêmes minimales et des logarithmes des durées.

On a reporté sur la figure la régression déterminée par une analyse analogue supposant une répartition log-normale des durées relatives. Dans ce dernier cas, les écarts par rapport à la droite moyenne sont beaucoup plus faibles et la droite moyenne est aisément tracée, définissant ainsi un écart quadratique moyen $s(\log_{10} N/N_{0,5}) = 0,35$. Revenant au cas de la loi statistique de la figure 35, on pourrait définir une droite $Y = \alpha x + c$ par la méthode des moindres carrés bien que son emploi n'ait aucune justification. Ici, on a préféré utiliser la valeur connue de s pour calculer en utilisant la table 7.4.2.1-3 d'après Gumbel et Carlson: $n = 159$, $\alpha = 1,227/0,35 = 3,5$. On pourrait être tenté de conclure que la loi log-normale est plus convenable que la loi des valeurs extrêmes. Pour éclaircir ce point, la figure 36 montre l'histogramme de la répartition des fréquences par classes pour des intervalles de $x = \log_{10} N/N_{0,5}$ de 0,1. Cette répartition diffère de celle des valeurs extrêmes où le mode ou maximum devrait être au voisinage de 0,15 et diffère encore très notablement de la répartition normale où le mode devrait être

à la fois la moyenne et la médiane en $x=0$. La méthode habituelle pour rendre compte de répartitions de ce type consiste à utiliser une loi à trois paramètres proposée par Weibull¹³⁰ :

$$P = 1 - e^{-(x - x_0)/\beta}$$

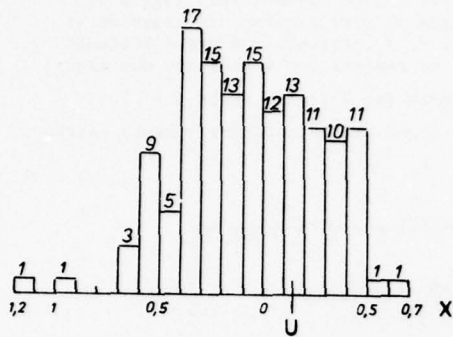


Fig. 36 - Répartition des fréquences par classes.

Une autre hypothèse consiste à supposer que la répartition est la somme de deux répartitions correspondant chacune à un type de défaut dans le matériau. Le type courant serait les inclusions d'oxyde finement réparties dans l'acier, tandis que le second type serait constitué par des inclusions rares de plus grande taille telles que leur probabilité d'exister dans le volume de matériau intéressé par les contraintes élevées de cisaillement alterné soit très faible. Cette composante apparaîtrait dans la queue de la répartition pour les très faibles durées. Un calcul de TALLIAN¹³¹ nous paraît venir appuyer ce point de vue. Pour pouvoir grouper un grand nombre de résultats d'essai de fatigue, il a défini une durée normée telle que tous les points devraient s'aligner sur la même droite de régression si la statistique des valeurs extrêmes minimales était satisfaite. De l'équation (34) et avec $X_j = \log_{10} N_j = 0,4343 = W$, Tallian a retenu la durée normée:

$$y = (\text{Log}_e 2) (N/N_{0,5})^W \quad (37)$$

En utilisant les résultats des essais de fatigue de 2500 roulements de différents types et dimensions, les résultats des calculs de Tallian sont reportés dans la figure 37. Les durées de très faibles probabilité sont nettement supérieures à celles obtenues en ajustant une loi des valeurs extrêmes minimales au domaine compris entre les probabilités de défaillance 0,1 et 0,9. Dans le cas des essais de la figure 33, un ajustement avec une loi log-normale paraissait meilleur que celui des valeurs extrêmes. Ceci nous a conduit à chercher quelle serait la loi log-normale des durées normées passant par les points $N_{0,1}$ et $N_{0,5}$.

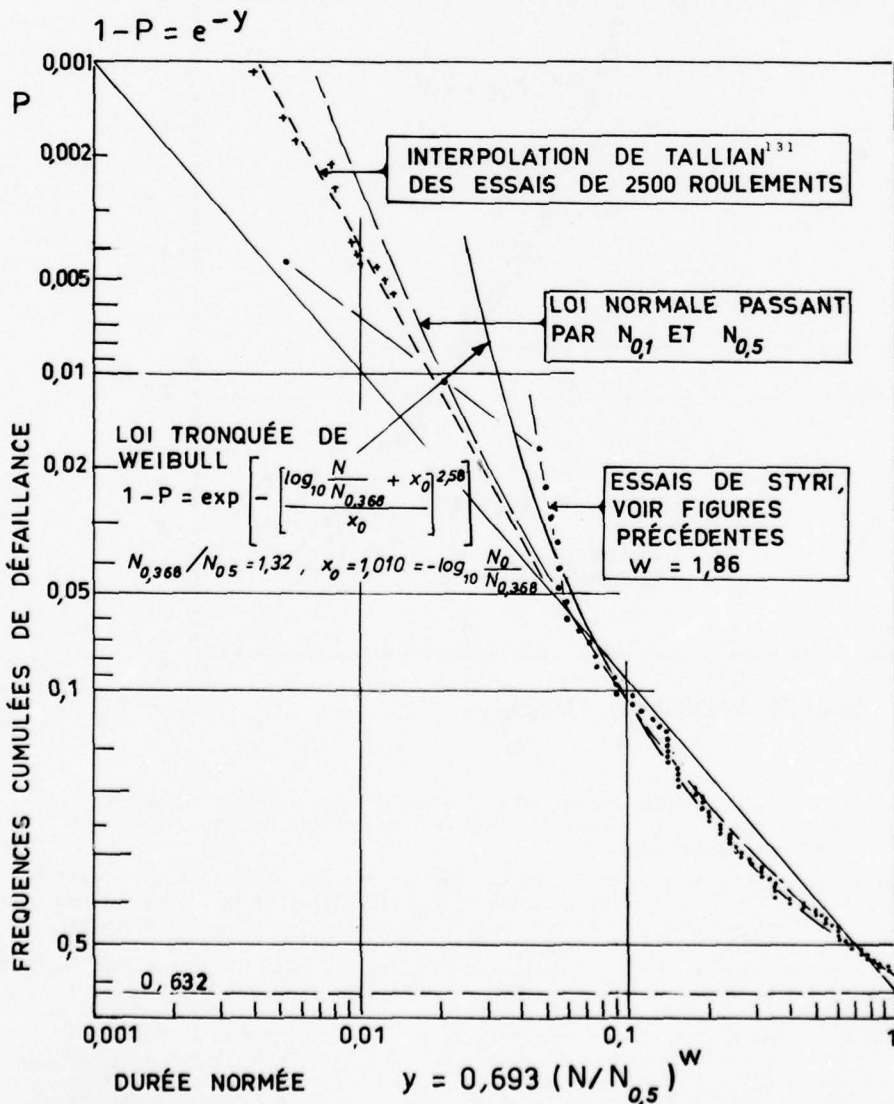


Fig. 37 - Comparaison des résultats des essais avec la statistique des durées normées de Tallian.

Bien que l'histogramme de la figure 36 montre que la répartition n'est pas du type "valeurs extrêmes minimales" ni du type log-normal, la figure 37 montre que l'une ou l'autre donnent un bon ajustement dans le domaine usuel des probabilités cumulées de défaillance entre 0,10 et 0,6. La rectitude de l'interpolation de Tallian pour les très faibles probabilités tend à montrer qu'une répartition du type "valeurs extrêmes minimales" règle les durées d'un petit nombre de roulements particulièrement faibles. Cependant, on ne peut ainsi rendre compte de la plus faible durée des points compris entre les probabilités de défaillance 0,01 et 0,05. On est ainsi conduit à utiliser la répartition de Weibull à trois paramètres, particulièrement souple et adaptée à de nombreux cas d'ajustement. Pour une répartition des durées logarithmiques partiellement tronquée vers les faibles durées, on utilise la forme de FREUDENTHAL et CUMBEL¹³ établie pour la variable N et comportant une durée minimale N_0 , à la variable $\log N/N_0$, selon l'expression:

$$1 - P = \exp. \left[- \left[\frac{N/A - N_0/A}{1 - N_0/A} \right]^k \right],$$

où A est la durée de probabilité $1/e = 0,368788$, N_0 est la durée minimale en dessous de laquelle l'expression donne une valeur unité pour la probabilité de survie, et k est un exposant numérique se ramenant à la pente de Weibull dans le cas où $N_0 = 0$. Quelques tâtonnements permettent le tracé d'une courbe passant sensiblement à travers les points en laissant un nombre comparable de points de chaque côté. Les valeurs des paramètres sont $N_0/A = 0,1503$, $N_0/N_{0,5} = 0,199$ et $k = 1,0525$. Cette répartition, dite de Freudenthal, est tracée sur la figure 35.

On peut encore obtenir un excellent ajustement en utilisant une autre forme de Weibull à trois paramètres, où la variable est $\log N/N_0$, N_0 étant encore une durée minimale et $\log N/N_0$ étant supposé une valeur extrême minimale. On utilise l'expression:

$$1 - P = \exp. \left[- \left[\frac{\log N/N_0}{\log A/N_0} \right]^k \right] = \exp. \left[- \left[\frac{\log N/A - \log N_0/A}{-\log N_0/A} \right]^k \right], \quad (39)$$

où $1 - P$ est la probabilité de survie, A est la valeur de N ayant une probabilité de survie $1/e = 0,3678$, et N_0/A est une valeur minimale telle que $1 - P = 1$, et $P = 0$: la probabilité de défaillance y serait nulle, au moins si l'ajustement est légitime. Quelques tâtonnements numériques permettent de définir les paramètres $N_0/A = 0,0977$, $N_0/N_{0,5} = 0,1292$ et $k = 2,581$. La courbe correspondante est tracée sur les figures 35 et 37. L'expression précédente est apparentée à celle de LIPSON et SHETH¹³ lorsque la courbe de régression est une droite dans une représentation S, $\log N$ et que la dispersion est constante en $\log N$.

L'expression de Lipson et Sheth est une répartition de Weibull classique à trois paramètres:

$$1 - P = \exp. \left[- \left[\frac{S - S_0}{A - S_0} \right]^k \right];$$

elle ne peut être utilisée ici puisque la relation linéaire existe seulement entre les logarithmes de la pression moyenne et de la durée.

Il est bien évident qu'un bon ajustement ne prouve rien en faveur de l'une quelconque des répartitions à trois paramètres sur l'une des variables, N/N_0 , $\log N/N_0$, S/S_0 ou $\log S/S_0$. Toutefois, ces ajustements laissent de côté deux points particulièrement faibles entre $1 - P = 0,989$ et $1 - P = 0,996$ que l'on pourrait être tenté de considérer comme "aberrants". C'est pourquoi, il est utile de discuter de l'utilisation des ajustements statistiques.

Pour l'utilisateur, c'est-à-dire, l'ingénieur responsable d'un projet, ce n'est pas un exercice de mathématique appliquée mais c'est un moyen d'estimer le niveau de fiabilité correspondant au choix d'un roulement, compte tenu des charges attendues en service et de la durée nécessaire dans le service envisagé.

Dans le cas le plus courant où le début d'endommagement n'entraînerait pas de conséquences graves avant que la croissance de l'endommagement aisément détectée déclenche une opération de maintenance avec remplacement du roulement défaillant, il n'est pas utile de connaître avec précision les conditions d'utilisation correspondant à des probabilités théoriques de défaillance inférieures à 10 % et cela, d'autant plus, que les causes pratiques de l'endommagement des roulements, telles qu'introduction de corps étrangers, mauvais graissage, défauts d'alignement au montage ou par suite des déformations des supports ne sont pas implicitement prises en compte bien que le comportement en service ait sûrement réagi sur les coefficients de sécurité adoptés en pratique par rapport aux charges définies par les fabricants de roulements.

Dans les cas où toute opération de maintenance est impossible, par exemple pour les mécanismes utilisés dans le Cosmos, ou bien si les conséquences d'un endommagement non détecté peuvent être catastrophiques ou trop coûteuses, il serait utile de chiffrer les très faibles probabilités de défaillance. La chose est facile si l'on dispose d'un nombre d'essais comparable à l'inverse du niveau de fiabilité désiré: il est alors inutile de disposer d'une expression mathématique de la répartition statistique; le tracé à l'oeil d'une courbe moyenne est suffisant. Si l'on doit grouper des essais d'une même composante mécanique et, a fortiori, si les essais groupés concernent des composantes analogues, on ne peut être rassuré à l'égard de l'existence éventuelle de faiblesses "aberrantes" inconnues que si les prévisions sont effectuées avec une répartition théorique dont l'extrapolation toujours discutable donnera des prévisions généralement pessimistes, donc du côté sûr. C'est ce qui a été fait par Tallian pour les roulements: la répartition statistique dite "des valeurs extrêmes minimales" est moins bien adaptée au résultats des essais qu'une répartition tronquée de Weibull mais son extrapolation est du côté sûr par rapport à une proportion relativement faible de roulements "anormaux" par rapport aux autres. Il semble que ce soit un cas particulier d'un phénomène général déjà signalé par TAYLOR¹³⁴ pour les charges en vol supportées par les avions: A côté de la statistique des charges nombreuses rencontrées en service, certaines causes très rares correspondent à une statistique différente pour les charges très rares et très sévères. Ici, on peut penser que la statistique courante correspond aux défauts répartis dans le matériau et aux conditions habituelles de fabrication, alors que la seconde statistique correspondrait à des causes accidentelles telles que brûlures de rectification ayant échappé au contrôle ou à des inclusions plus rares que les fines inclusions d'oxyde. De toute façon, on ne peut éliminer ces points faibles puisque ce sont les causes responsables des incidents et des accidents éventuels. Si la fiabilité doit être chiffrée, la

statistique des faibles probabilités est la seule à considérer; malheureusement on pourra rarement le faire faute d'un nombre suffisant d'essai.

Avec des essais en nombre réduit, il faut craindre les extrapolations. Même la notion de durée minimale N_0 sous une charge donnée considérée par Freudenthal est un artifice d'ajustement statistique. Il serait parfois dangereux de tabler sur son existence à une valeur quelconque non nulle pour chiffrer les charges correspondant aux très faibles probabilités de défaillance. Dans l'exemple précédent, les deux points de plus basses fréquences de défaillance correspondent à des durées bien inférieures à celles données par l'ajustement avec $x_0 = -\log_{10} N/A = 1,010$, $N/A = 0,0977$ et $N/N_{0,5} = 0,129$; les points calculés par Tallian pour l'ensemble de 2500 roulements de types différents ne suggèrent pas l'existence d'une quelconque durée minimale, bien que les roulements soient l'objet d'un contrôle statistique de la qualité de fabrication. Dans le cas de petites séries d'éléments mécaniques et lorsque le contrôle de la fabrication ne peut être effectué par des essais destructifs simulant l'utilisation, d'autres défauts peuvent encore troubler la situation idéale où les extrapolations peuvent être effectuées du côté sûr.

La capacité de charge dynamique des roulements, C , étant définie comme la charge F endommageant 10 % des roulements à 10^6 tours, la droite de régression satisfait à la relation:

$$N = 10^6 (C/F)^q, \quad (40)$$

ou, dans le cas des roulements à billes:

$$N = 10^6 (p_{mo}/p_m)^{3q}, \quad (41)$$

où p_m est la pression moyenne sur l'aire de contact sous la charge F appliquée au roulement, p_{mo} étant la valeur sous la charge C . Dans le cas des essais de Styri représentés dans la figure 33, on a: $q = 3$, $p_{mo} = 574.000 \text{ lb/in}^2 = 402 \text{ kgp/mm}^2 = 3940 \text{ N/mm}^2$, $P = 176 \text{ kgp}$ par bille et $C = 1126 \text{ kgp}$ alors que la norme ASA donne 2740 lb = 1240 kgp.

Une autre série d'essais de Styri portant sur un roulement SKF à gorges profondes N° 6207 de mêmes dimensions extérieures que le roulement 1207 étudié précédemment mais à une seule rangée de billes de 11,1 mm de diamètre a donné lieu à une droite de régression définie par $q = 3,3$.

Il est généralement admis que l'exposant q a la valeur 3 pour les roulements à billes et la valeur 4 pour les roulements à rouleaux, ces valeurs ayant été déterminées en utilisant un grand nombre d'essais de roulements d'un même type mais de dimensions différentes. La valeur $q = 3,3$ pour un roulement à gorges profondes à ellipse de contact allongée est intermédiaire entre 3 pour un contact ponctuel et 4 pour un contact linéaire.

La capacité dynamique des roulements a été déterminée par de nombreux essais de fatigue. En 1945, PALMGREN¹¹⁸ interprétait les essais connus et proposait les expressions:

$$C = f_c \frac{m n^{2/3} d^2 \cos \alpha}{1 + 0,02 d} \text{ pour les billes et } C = f_c m n^{2/3} d \cdot L \text{ pour les rouleaux,} \quad (42a), (42b)$$

où m est le nombre de rangées de billes ou de rouleaux, n est le nombre de ces éléments roulants sur la circonférence, d est le diamètre de l'élément roulant en mm, α est l'angle entre la normale au milieu de l'aire de contact et le plan de rotation et, pour les rouleaux, L est la longueur de la ligne de contact. f_c est un facteur empirique tiré des expériences de l'époque et reproduit dans la table 7.4.2.1 - 5.

Table 7.4.2.1 - 5 -

Coefficients f_c de la capacité de charge dynamique des roulements dans l'expression (42), d'après Palmgren(1945)

Type de roulement	f_c	
	kgp/mm ²	N/mm ²
A rotule sur 2 rangées de billes	2,25	22
A gorge profonde sans encoche et une rangée de billes	4,5	44
A une rangée de billes et à contact oblique	4,5	44
A 2 rangées de billes et à contact oblique	4	39
A rouleaux courts ($L < 1,4 d$)	5	49
Butées à une rangée de billes	6	59
Butées à rotule sur rouleaux	12,5	122

L'expression (42a) n'est pas homogène. Au dénominateur, le facteur $1+0,02 d$ traduit empiriquement un effet d'échelle pouvant être expliqué par le fait d'un écaillage en fatigue dû au cisaillement maximum à une profondeur sensiblement proportionnelle au diamètre de la bille et au rapport de la pression moyenne au module d'élasticité. La résistance du métal aux déformations plastiques imposées est différente en surface et en profondeur; elle diminue en dessous d'une certaine profondeur indépendante du diamètre de la bille.

Dans une publication ultérieure de LUNDBERG et PALMGREN²², des formules empiriques plus variées ont été proposées pour permettre des interpolations dans la prévision de la capacité de charges dynamiques de nouveaux roulements pour lesquels les différents rapports des dimensions intérieures au diamètre des éléments roulants ne serait plus constants comme supposé pour l'expression (42a) Elles sont:

$$\text{Roulements radiaux à billes avec } d \leq 25 \text{ mm: } C = f'_c (m \cos \alpha)^{0,7} n^{2/3} d^{1,8}, \quad (43)$$

$$\text{" " " " } d > 25 \text{ mm: } C = f'_c (m \cos \alpha)^{0,7} n^{2/3} d^{1,4}, \quad (44)$$

$$\text{Butées à billes avec } \alpha = 90^\circ: C = f'_c m^{0,78} n^{2/3} d^{1,8}, \quad (45)$$

$$\text{Butées à billes avec } \alpha \neq 90^\circ: C = f'_c (m \cos \alpha)^{0,7} (\text{tg } \alpha) n^{2/3} d^{1,8}, \quad (46)$$

$$\text{Roulements à rouleaux radiaux: } C = f'_c (m \cos \alpha)^{0,78} n^{3/4} d^{1,07} L^{0,78}, \quad (47)$$

$$\text{Butées à rouleaux avec } = 90^\circ: \quad C = f'_c m^{0,78} n^{3/4} d^{1,07} L^{0,78}, \quad (48)$$

$$\text{Butées à rouleaux avec } \neq 90^\circ: \quad C = f'_c (m \cos \alpha)^{0,78} (\text{tg } \alpha) n^{3/4} d^{1,07} L^{0,78}. \quad (49)$$

Dans les expressions concernant les roulements à rouleaux, L est la longueur effective du rouleau, compte tenu des arrondis des extrémités.

Palmgren a expliqué l'intervention de la puissance 2/3 pour l'influence du nombre n des billes sur la circonférence. Pour un nombre constant de pressions répétées au point le plus chargé des chemins de roulement, la capacité de charge du roulement serait proportionnelle au nombre des éléments roulants, mais le nombre des pressions répétées pendant un tour croît proportionnellement au nombre n des éléments et, puisque la capacité de charge est inversement proportionnelle à la puissance 1/q du nombre de tours, elle sera proportionnelle à la puissance 1 - 1/q du nombre d'éléments roulants n. Pour les billes, q = 3 et 1 - 1/q = 2/3; pour les rouleaux, q = 4 et 1 - 1/q = 3/4.

L'influence du nombre de rangées, m, d'éléments roulants découle de la combinaison des probabilités de survie. D'après les expressions (33) et (34), la probabilité de survie pour une rangée d'éléments roulants est:

$$1 - \text{Pr.} = e^{-(N/A)^W} \quad (50)$$

pour m rangées, la probabilité composée de survie est $(1 - \text{Pr.})^m = e^{-m(N_0/A)^W}$, mais la charge correspondante devient $C_0 m$. Pour une probabilité inchangée, $N = N_0 m^{1/W}$ et, par rangée, on obtient $N/N_0 = (C_0 m/C)^q$, d'où $C = C_0 m^{(1-1/Wq)}$. Pour un roulement à billes, $W = 1,1$ et $q = 3$ donnent $C = C_0 m^{0,7}$. Pour un roulement à rouleaux, $W = 1,136$ et $C = C_0 m^{0,78}$. Dans le cas d'un contact oblique, la charge sur les éléments est proportionnelle à $1/\cos \alpha$ et m est à remplacer par $m \cos \alpha$.

Les exposants appliqués au diamètres et à la longueur effective des rouleaux sont purement empiriques et traduisent un effet d'échelle; on trouve dans la référence 22 les expressions donnant les valeurs de f' en fonction des rapports de dimensions internes des roulements et les coefficients numériques empiriques dans les différents cas. Ces données permettent aux fabricant de prévoir les caractéristiques de résistance de nouveaux roulements lorsque leurs définition géométrique justifie des interpolations sur les données expérimentales antérieures. En fait, l'utilisateur doit se reporter aux données des catalogues.

Selon les fabricants et les organisations de normalisation, les valeurs proposées pour la capacité de charge dynamique des roulements peuvent varier quelque peu. D'autre part, les conditions plus ou moins sévères relatives à des conditions particulières d'utilisation ou les conséquences plus ou moins graves d'une défaillance peuvent conduire à des augmentations ou à des réductions sur les données normalisées.

La localisation des endommagements sur l'anneau extérieur, l'anneau intérieur ou les billes est gouvernée par les charges appliquées définies en intensité et en fréquence ainsi que par l'état du matériau et les dimensions. En chaque point de la piste de contact sous une bille ou aux extrémités d'un rouleau, chaque passage de l'élément roulant entraîne une variation rapide des contraintes dont l'intensité est constante pour le point le plus chargé d'un anneau fixe par rapport à la direction de la charge et dont l'intensité varie pour un point de contact sur un anneau mobile par rapport à la direction de la charge. En pratique, dans la plus grande partie des applications, la charge est fixe par rapport à l'un des anneaux pour lequel la charge locale au point le plus chargé a la même valeur pour chaque passage d'un élément roulant dont la fréquence de passage pour un tour de l'anneau mobile est:

$$k_i = \frac{n}{2}(1 + d/2R_m) \text{ sur l'anneau extérieur fixe par tour de l'anneau intérieur,}$$

$$k_e = \frac{n}{2}(1 - d/2R_m) \text{ sur l'anneau intérieur fixe par tour de l'anneau extérieur;}$$

dans ces expressions, n est le nombre de billes sur la circonférence, d le diamètre d'une bille et R_m est la distance du centre d'une bille à l'axe de rotation. En pratique, on néglige la différence de fréquence entre les deux cas et on pose $k=n/2$. Cependant, la variation d'amplitude de la charge sur l'anneau mobile entraînera souvent la localisation des endommagements à l'anneau fixe excepté dans le cas où les frottements seraient plus importants pour le chemin de roulement de l'anneau mobile comme c'est le cas pour certains roulements à billes à gorges profondes. La fréquence de chargement en un point d'une bille est sensiblement double de celle d'un point de l'anneau fixe mais la charge ne passe par sa valeur maximale que lorsque ce point particulier passe au point le plus chargé de l'anneau fixe, c'est-à-dire, beaucoup plus rarement. De ce fait, les billes s'endommagent peu sauf lorsqu'elles subissent une force centrifuge importante et dans les circonstances où l'usure de frottement n'est plus négligeable.

La localisation des endommagements sur l'un ou l'autre des deux chemins de roulement dépend principalement des valeurs des pressions moyennes s'exerçant au passage de la bille sur chacun d'eux. Dans le cas des roulements à billes à gorges profondes, les rayons de courbure transversaux des gorges sont sensiblement égaux au rayon de la bille divisé par 0,515 (référence 136). Si l'on considère les valeurs respectives du paramètre de courbure sans dimension $\Sigma(d/R)$ intervenant par sa puissance 2/3 dans l'expression de la pression moyenne au contact, on obtient pour un roulement à gorge profonde SKF 6207:

$$\text{anneau extérieur: } \Sigma(d/R) = 2 + 2 - 1,03 - 11,1/32,3 = 2,626, \quad 2d(A - B) = 0,69, \quad \cos \tau = 0,26;$$

$$\text{anneau intérieur: } \Sigma(d/R) = 2 + 2 - 1,03 + 11,1/21,1 = 3,496, \quad 2d(A - B) = 1,56, \quad \cos \tau = 0,45.$$

Compte tenu des valeurs correspondantes, 0,987 et 0,952 des valeurs $1/(k_i k_e)$ d'après la table 7.4.2.1-2 on obtient le rapport des pressions moyennes sur chacun des deux anneaux au point le plus chargé:

$$P_{mE} / P_{mI} = (0,987/0,952)(2,626/3,496)^{2/3} = 0,86.$$

Avec ce roulement à gorges profondes ($\emptyset 72/35 \times 17$, 9 billes $\emptyset 11,1$ mm) STYRI¹²⁶ avait obtenu une capacité de charge dynamique d'environ 4470 lb = 19.908 Newtons pour 90% de roulements non endommagés à 10^6 tours. Les endommagements détectés concernaient seulement l'anneau intérieur.

En pratique, les rouleaux subissent la superposition des charges extérieures connues ou mesurables et des charges supplémentaires inconnues dues à un montage défectueux ou à des déformations permanentes ou cycliques de l'arbre par rapport au logement de l'anneau extérieur. Un montage du roulement avec trop de jeu accroît la charge sur le point le plus chargé de l'anneau fixe par rapport à la charge extérieure et diminue l'étendue de la région endommagée de cet anneau par rapport à celle d'un montage correct, le contraire ayant lieu pour un ajustement avec un trop fort serrage diamétral; une charge axiale notable en présence d'une charge diamétrale prépondérante décale la région d'endommagement de l'anneau fixe et la circonférence endommagée de l'anneau mobile par rapport au plan médian du roulement. Un défaut d'alignement tendant à un déplacement angulaire de l'axe de rotation de l'anneau mobile par rapport à l'anneau fixe, la référence étant la charge extérieure, entraîne une inclinaison des régions endommagées par rapport au plan médian. Ces considérations peuvent être utilisées pour l'expertise des causes d'endommagement des roulements et la définition des moyens de les éviter, comme proposé par KAUFMAN¹³⁷. Cependant, on monte souvent l'anneau extérieur supposé fixe avec un très faible jeu afin que sa reptation aléatoire sous les efforts périodiques et les vibrations puissent déplacer la région la plus chargée¹³⁸. Toutefois, on ne tient pas compte d'une possible reptation pour choisir la dimension du roulement.

7.4.2.1. c - Durées des roulements sous des charges variables - "Domage" cumulatif.

Bien que la règle de composition des effets des charges successives de grandeur variable ait été proposée indépendamment par PALMGREN¹³⁹ et par MINER¹⁴⁰, l'énoncé de Miner est le plus simple et il est universellement connu et appliqué aux problèmes de résistance en fatigue des structures. On suppose que l'endommagement considéré, pouvant être un début de fissuration ou d'écaillage, l'atteinte d'une certaine dimension de la fissure ou d'une certaine valeur du taux de croissance d'une dimension de la fissure par cycle de la charge, ou bien la rupture en fatigue d'un élément de la structure ou de la structure toute entière, dépend de l'atteinte de la valeur critique égale à l'unité d'un paramètre de "dommage cumulatif"

$$D = \sum n_i / N_i = 1, \quad (51)$$

où n_i est le nombre des cycles d'application de la charge F_i et N_i le nombre de ces cycles conduisant à l'endommagement considéré lorsque la force F_i est appliquée seule.

Dans le cas des roulements, la relation durée-force est $N_i = 10^6 (C/F_i)^q$ où l'exposant q est égal à 3 pour les roulements à billes et à 4 pour les roulements à rouleaux.

En posant $D_i = n_i / N_i$, d'où $N_i = n_i / D_i$, on obtient

$$F_i^q n_i / 10^6 = D_i C^q$$

et, en sommant les expressions pour toutes les valeurs de i , il vient:

$$\sum F_i^q n_i / 10^6 = C^q \sum D_i = C^q.$$

On peut définir la durée comme $N = \sum n_i$ et une force "équivalente" F_{eq} , telle que:

$$N / 10^6 = \sum n_i / 10^6 = (C / F_{eq})^q = (\sum F_i^q n_i / 10^6) / F_{eq}^q,$$

soit:

$$F_{eq} = \left[\frac{\sum F_i^q n_i / 10^6}{\sum n_i / 10^6} \right]^{1/q}. \quad (52)$$

Lorsque la charge $F(n)$ varie de façon continue pendant la fatigue, la sommation peut être remplacée par une intégrale:

$$F_{eq} = \left[\frac{1}{n} \int_0^n F^q(x) dx \right]^{1/q}; \quad (53)$$

la force équivalente est la moyenne d'ordre q ou racine q -ième de la moyenne de la puissance q -ième de la force appliquée.

Lorsque la force F de direction constante par rapport au chemin de roulement fixe conserve toujours le même signe en variant entre une valeur minimale et une valeur maximale, les charges locales de compression appliquées aux divers points des chemins de roulement et des billes continuent à varier de la même façon pendant un tour et sont proportionnelles à F . Il en va autrement lorsque F devient négatif. Sur le chemin de roulement fixe par rapport à la direction de la force, la charge au point le plus sollicité correspond au maximum de la valeur absolue de F , tandis que la charge sur le point diamétralement opposé correspond au minimum de la valeur absolue de F . Cependant, si la rotation du roulement supposé fixe n'est pas interdite par un moyen sûr, la reptation continue sous l'influence des efforts répétés peut charger successivement tous les points et on pourrait tenir compte d'une variation alternée $\pm F_a$ en doublant le nombre des charges et en supposant qu'elles varient entre 0 et F_a . Dans les cas usuels où les valeurs négatives de F sont faibles, on pourra ne tenir compte que des variations positives de F . Un problème voisin est rencontré dans la fatigue des pièces trouées chargées par des éléments de liaison, rivets ou boulons^{114, 141, 142}.

7.4.2.2 - Frottement et pivotement des billes dans les roulements à contact oblique par rapport à l'axe de rotation.

Dans le fonctionnement correct des roulements à billes, rouleaux ou aiguilles, les glissements sont très faibles. Dans le cas du roulement droit dont les billes sont chargées radialement, la composante axiale de la charge extérieure étant nulle, le frottement est le plus faible possible et la résistance au roulement provient pour la plus grande part de l'existence d'un bourrelet de très faible hauteur dû à la déformation élastique en avant de l'aire de contact; les glissements se réduisent aux micro-glissements dans l'aire de contact, glissements résultant des déformations élastiques différentes de la bille et du chemin de roulement et des vitesses différentes des points de la bille dans l'aire de contact qui sont situés à des distances différentes de l'axe de rotation. Si le moment de frottement est rapporté au diamètre de l'arbre, le coefficient de frottement des roulements droits à billes, après une certaine période de "rodage en fonctionnement", est compris entre 0,001 et 0,002.

La charge centrifuge appliquée à une bille est déterminée par la vitesse angulaire absolue de la cage retenant les billes, c'est-à-dire, la vitesse angulaire du centre de la bille. Pour les roulements droits et les vitesses de rotation inférieures à 10.000 tr./min., la force centrifuge est négligeable. Par exemple pour le roulement considéré précédemment pour lequel $d = 2r = 7,93$ mm, $R = R_m = 26,75$ mm et une masse spécifique de l'acier, $\rho = 7800$ kg/m³, la force centrifuge P_c sur la bille est:

$$P_c = m \omega^2 R = \rho \left(\frac{4}{3} \pi r^3\right) R \left(\frac{\pi N}{30}\right)^2 = 0,598(N/1000)^2 \text{ Newtons.}$$

Lorsqu'un roulement doit transmettre simultanément une charge radiale, c'est-à-dire, normale à l'axe de rotation et une charge axiale, les forces d'inertie, forces centrifuges ou forces gyroscopiques, entraînent des frottements supplémentaires et la fatigue comporte une plus grande part d'usure que dans le cas du roulement avec glissement minimal des roulements radiaux. Même aux faibles vitesses, le contact oblique entraîne un mouvement relatif de pivotement des billes par rapport à la normale au point de contact entraînant une usure supplémentaire des billes et des chemins de roulement.

Dans le cas des roulements à billes droits chargés par une charge inclinée sur le plan de roulement comme illustré dans la figure 38, la composante axiale déplace les points de contacts des billes; pour une faible charge axiale et les basses vitesses de rotation de l'arbre, ils se déplacent peu et restent aux extrémités opposés d'un diamètre de la bille (fig. 38 a); le serrage élastique de la bille entre les deux cages reste faible et n'accroît qu'assez peu le frottement. Aux grandes vitesses, la force centrifuge agissant sur les billes (fig. 38 b) entraîne un déplacement des points de contact tel que les mouvements relatifs de la bille par rapport à chacun des deux chemins de roulement sont les résultantes de roulements et de pivotements autour des normales aux aires de contact. REICHENBACH¹⁴³ a étudié ce phénomène dans le cas des roulements à butée sous contact angulaire (fig. 39) pour lesquels la force centrifuge n'est plus seule en cause pour produire des pivotements aux points de contact des billes et une augmentation sérieuse du moment de frottement accompagnée d'un endommagement notable.

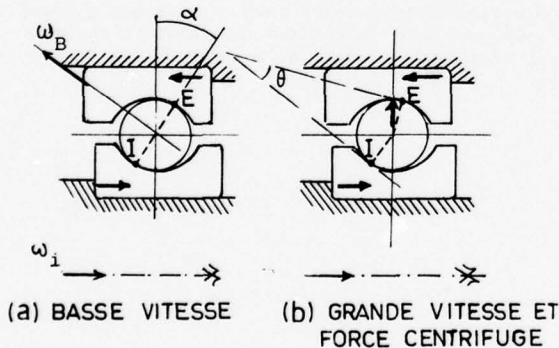


Fig. 38 - Pivotement de la bille dû à la force centrifuge dans les roulements à billes droits.

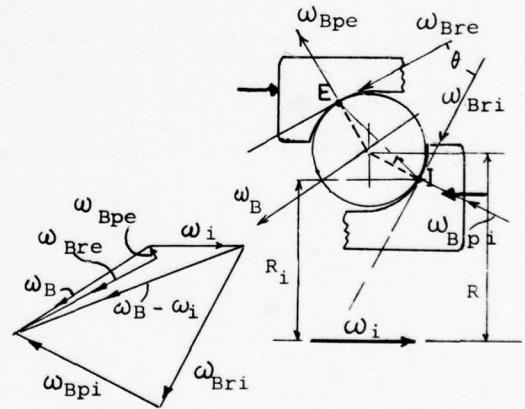


Fig. 39 - Pivotements de la bille dans les roulements à butée sous contact angulaire.

Cinématiquement, la direction du vecteur représentant la vitesse absolue de rotation de la bille, ω_B , dans le diagramme vectoriel de la figure 39 n'est pas déterminée entre les positions limites d'un roulement pur sur l'un ou l'autre des chemins de roulement; c'est la géométrie du système et les coefficients de frottement au pivotement qui déterminent la position de ω_B .

Dans le diagramme vectoriel, on détermine les vitesses angulaires instantanées de roulement et de pivotement à chaque point de contact en immobilisant le point I de la bille en lui donnant un mouvement d'entraînement de vitesse angulaire $-\omega$. La vitesse angulaire $\omega_B - \omega$ se décompose alors en une vitesse de roulement ω_{Bri} et une vitesse de pivotement ω_{Bpi} . Au point E immobile du chemin de roulement extérieur supposé fixe, la même décomposition donne ω_{Bre} et ω_{Bpe} .

Aux grandes vitesses de rotation, la force centrifuge accroît notablement la réaction normale du chemin de roulement extérieur, donc accroît l'aire de contact et, pour une valeur donnée du coefficient de frottement, le pivotement de la bille autour de la normale s'effectue à une plus faible vitesse angulaire; cela accroît la vitesse angulaire de pivotement autour de la normale au chemin de roulement

intérieur. L'usure dépend de la pression normale et de la vitesse de glissement; ainsi, les modes d'usure des deux anneaux peuvent être différents: plus grande pression sur l'anneau extérieur, plus grande vitesse de pivotement sur l'anneau intérieur. Dans les roulements à contact angulaire utilisés en pratique, l'angle θ des tangentes au contact dans la position de repos est choisi dans une plage de 15 à 40 degrés. Des valeurs supérieures à 30 degrés sont déconseillées pour les grandes vitesses de rotation¹³⁶.

En opérant sur un dispositif monté sur une machine d'essais statique appliquant la charge normale et comportant des plaques planes ou des rainures en forme de V avec différentes valeurs de l'angle du V, utilisées comme chemins de roulement plans ou en V pour des billes, REICHENBACH a étudié le frottement de pivotement aux très basses vitesses de roulement correspondant aux conditions de démarrage pour des roulements réels neufs. Tandis que le moment résistant de roulement dépend assez peu de la lubrification, pour les chemins de roulements plans, le moment résistant global pour les chemins de roulement en V dépend principalement du pivotement et présente tous les caractères du frottement de glissement: il varie beaucoup avec l'huile utilisée, les hautes températures peuvent amener une "désorption" du film d'huile et une modification abrupte du moment résistant; le coefficient de frottement est indépendant de la pression de contact, bien que le moment résistant varie comme la puissance $4/3$ de la charge normale du fait de l'accroissement de l'aire de contact.

Dans le cas des grandes vitesses de rotation, il est plus difficile de maintenir un film d'huile et il semble qu'un lubrifiant solide appliqué sur la surface ou développé in-situ serait plus efficace. ANDREANI¹⁴⁴ souligne que les essais de Pratt et Whitney montrent une corrélation entre la vitesse angulaire de pivotement et la fatigue. Il suggère qu'il serait avantageux d'optimiser la géométrie afin de réduire la vitesse de pivotement angulaire des billes.

Dans un roulement à gorges profondes soumis à une charge purement radiale, chaque bille est chargée pendant un demi tour. S'il y a une petite charge axiale agissant seule, elle est également répartie sur toutes les billes et le rapprochement relatif des deux points de contact dans la direction du rayon entraîne une plus grande vitesse de rotation de la bille pour la même vitesse angulaire de l'arbre que dans le cas du chargement radial seul.

Si la charge radiale agit simultanément avec une faible charge axiale, la vitesse angulaire de la bille varie constamment en grandeur et en direction: elle est minimale au passage du point le plus chargé en charge radiale pure et elle est maximale sur le point diamétralement opposé du roulement. Cette variation de la vitesse angulaire de la bille pendant un tour est plus nettement marquée sur les roulements à contact oblique. Aux grandes vitesses de rotation, les accélérations correspondantes et les accélérations complémentaires de Coriolis peuvent entraîner des frottements entre les billes et les chemins de roulements ainsi que la cage de retenue des billes.

Lorsque le vecteur vitesse angulaire ω_B de la bille tourne à la vitesse angulaire ω_E d'entraînement de la cage de retenue, le couple gyroscopique de chaque bille est:

$$M_G = I_O \omega_B \omega_E \cdot \sin \beta ,$$

où I_O est le moment d'inertie de la bille autour de son axe de rotation et β est l'angle entre ω_B et ω_E . Ce couple gyroscopique est équilibré par le frottement et les déplacements de glissement entre la bille et les chemins de roulements sont évités lorsque la charge normale est suffisante. Aux vitesses modérées, les frottements dus aux forces gyroscopiques sont négligeables. Ils peuvent devenir importants aux grandes vitesses en présence de charges faibles permettant les glissements. Dans le cas des roulements à rouleaux à contact linéaire oblique, les forces gyroscopiques peuvent accroître la pression aux extrémités des rouleaux et induire ainsi une limite pratique de la vitesse.

7.4.2.3 - Application aux roulements de la théorie statistique de Weibull sur la résistance des matériaux.

La théorie statistique de WEIBULL^{145 a, b} a connu un succès initial dans son application à la rupture statique des matériaux fragiles et des fibres textiles lorsqu'un début local de rupture causé par un défaut conduit aussitôt à la rupture complète de la pièce ou du fil. Il peut être utile de rappeler le raisonnement de l'auteur lorsqu'il tentait de déterminer en quoi les hypothèses de base étaient applicables aux métaux paraissant fragiles aux yeux de l'ingénieur mais demeurant ductiles à une échelle d'observation suffisamment fine.

Considérons une éprouvette soumise à une tension S . La probabilité de rupture sera $P = f(S)$; pour les très faibles contraintes, $P = 0$, et $P = 1$ pour les contraintes très élevées. Considérons maintenant avec Weibull deux éprouvettes chargées en parallèle et soumises chacune à la même contrainte S . La probabilité de survie de chaque éprouvette sera $1 - P$; la probabilité de survie simultanée des deux éprouvettes sera $P_0 = (1 - P)^2$. Weibull suppose que la rupture primaire d'une éprouvette, doublant la contrainte sur l'autre éprouvette, entraîne la rupture immédiate de cette dernière.

Cette hypothèse étant justifiée lorsque deux éprouvettes sont montées en série et les éléments constituant un volume étant mis en charge d'une façon complexe, en série et en parallèle, Weibull étend l'hypothèse précédente au cas d'un assemblage d'un grand nombre d'éléments résistants montés en série-parallèle. Soit un volume unité V_0 pour lequel la probabilité de rupture primaire est P_0 . La probabilité de rupture P d'un volume V constitué d'éléments V_0 identiques sera

$$(1 - P) = (1 - P_0)^{V/V_0} \quad (54)$$

ou, avec $V_0 = 1$:

$$\log(1 - P) = V \log(1 - P_0).$$

Pour un élément de volume dV , on aura:

$$d[\log(1 - P)] = dV \log(1 - P_0).$$

P_0 étant une fonction de la contrainte S ,

$$n(S) = -\log(1 - P_0),$$

il vient:

$$\log(1 - P) = -\int n(S) dV.$$

Weibull pose encore

$$n(S) = -(S/S_0)^m \quad (55)$$

et, si S est constant dans le volume V ,

$$P = 1 - \exp[-V(S/S_0)^m] \quad (56)$$

où S_0 est la contrainte correspondant à une probabilité de survie $(1 - P_0) = 1/e = 0,3678$ pour le volume unité.

La seconde hypothèse de Weibull réside dans l'expression (55), soit $(1 - P_0) = \exp(-(S/S_0)^m)$, choisie parce qu'elle a permis d'effectuer de bons ajustements statistiques des résultats expérimentaux dans un domaine étendu ne réservant qu'un très petit nombre de résultats particulièrement faibles. Elle implique une répartition continue de la sévérité des défauts et écarte donc le cas où, à côté des défauts répartis dans le domaine de l'éprouvette chargé par des contraintes élevées, il existerait des défauts plus rares et plus sévères correspondant à une autre répartition. Or, c'est précisément dans le cas de défauts rares et sévères que la première hypothèse est satisfaite, c'est-à-dire, qu'une défaillance locale entraîne la défaillance globale de l'éprouvette. On peut voir la conséquence d'une répartition de défauts rares et sévères dans la figure 37.

Un effet d'échelle éventuel serait la conséquence de la première hypothèse. Pour un volume très petit, la plupart des éprouvettes sans défaut sévère auraient une résistance élevée et un petit nombre d'éprouvettes auraient une résistance négligeable. Lorsque l'échelle croît, le volume augmente ainsi que la proportion d'éprouvettes contenant des défauts sévères. Cependant, l'effet d'échelle pourrait être beaucoup plus faible que celui indiqué par la théorie si plusieurs défauts étaient nécessaires dans la région dangereuse pour entraîner la défaillance globale de l'éprouvette.

D'après Weibull, la valeur moyenne de la résistance d'une éprouvette serait

$$\bar{S}_R = \int_0^1 S dP$$

et, pour une résistance locale variant de 0 à :

$$\bar{S}_R = \int_{S=0}^{S<\infty} (1 - P) dS.$$

En intégrant par parties, il vient:

$$\begin{aligned} \bar{S}_R &= \int_0^{\infty} (1 - P) dS - \left. S(1 - P) \right|_{P=1, S}^{P=0, S=0} \\ &= \int_0^{\infty} \exp. - V(S/S_0)^m dS; \end{aligned} \quad (57)$$

la variance standard étant

$$\sigma^2 = \int_0^{\infty} (S - \bar{S}_R)^m dS. \quad (58)$$

S'il existe une limite inférieure à la résistance, P_0 est remplacé par $P_1 = (P - P_0)/(1 - P_0)$ et, en posant $(1 - P_0) = h$, on obtient:

$$\bar{S}_R - S_1 = h \int_{S_1}^{\infty} \exp. \left[- \int n(S) dV \right] dS \quad (59)$$

où $n(S) = \left(\frac{S - S_1}{S_0} \right)^m$,

et, pour une répartition uniforme de la contrainte S dans le volume V :

$$\bar{S}_R - S_1 = h \int_{S_1}^{\infty} \exp.[-kV(S - S_1)^m] dS \quad (60)$$

où $k = 1/S_0^m$.

En posant $z = \frac{(S - S_1)}{S_0} V^{1/m}$, on obtient :

$$\bar{S}_R - S_1 = \frac{hS_0}{V^{1/m}} \int_{S_1}^{\infty} e^{-z^m} dz$$

et, pour $S_1 = 0$ et en posant

$$I_m = \int_0^{\infty} e^{-z^m} dz = \Gamma(1 + 1/m) = \Gamma(1/m),$$

soit la fonction Gamma complète de $1/m$, il vient :

$$\bar{S}_R = \frac{S_0}{V^{1/m}} I_m. \quad (61)$$

La variance standard est alors

$$\sigma^2 = \frac{S_0^2}{V^{1/m}} (I_{m/2} - I_m^2) \quad (62)$$

d'où

$$(\sigma/\bar{S}_R)^2 = (I_{m/2} / I_m^2) - 1. \quad (63)$$

Numériquement, on a :

$m =$	1	2	3	4	8	16	32	64	
$I_m =$	1	0,8862	0,893	0,9064	0,9417	0,9676	0,9829	0,9912	1
$\sigma/S_R =$	1	0,52	0,36	0,28	0,15	0,076	0,04	0,02	0

En flexion d'une barre de section droite rectangulaire et avec $S_1 = 0$, les calculs de Weibull donnent le rapport de la valeur moyenne de la contrainte de rupture S_{Rf} à celle de la traction, S_R , comme :

$$S_{Rf}/S_R = (2m + 2)^{1/m}. \quad (64)$$

Pour la plupart des matériaux de construction utilisés dans les cellules des avions, ce rapport vaut environ 1,5 et s'explique parfaitement par l'adaptation plastique du métal diminuant les contraintes appliquées aux fibres superficielles. Pour être expliqué par la théorie précédente, il faudrait $m \leq 8$, et $\sigma/S_R \geq 0,15$. En fait, la dispersion sur la résistance statique des barres est telle que σ/S_R est compris entre 0,01 et 0,05. Il ne semble pas que la théorie précédente puisse rendre compte d'une partie importante des phénomènes attribués à l'adaptation plastique par la plupart des spécialistes.

Il en va de même pour l'effet d'échelle rencontré en flexion, en torsion et dans la résistance des pièces entaillées ou fissurées, cet effet correspondant à l'adaptation plastique ayant pour cause les gradients de contrainte définis par la Théorie de l'Elasticité lorsque le point considéré s'éloigne de la surface où la contrainte théorique maximale subit une diminution importante par allongement plastique du métal. Il paraît alors difficile de séparer l'effet éventuel d'une répartition statistique des défauts de celui de la plasticité. On ne peut davantage le faire lorsque l'adaptation plastique ne joue pas, comme par exemple en traction pure, puisqu'il faudrait comparer des résultats sur des barres de sections droites très différentes mais du même matériau. Ce dernier point est presque impossible à obtenir avec des matériaux réels du fait de la dispersion des propriétés entre le coeur d'une barre et la surface. Si l'on considère deux éprouvettes géométriquement semblables caractérisées par les dimensions d_1 et d_2 , avec les résistances S_1 et S_2 , la théorie de Weibull impliquerait :

$$S_1/S_2 = (d_2/d_1)^{3/m}. \quad (65)$$

Dans le cas des roulements, la contrainte maximale octaédrique de cisaillement génératrice des déformations plastiques alternées amorçant la fissuration en fatigue ne se présente pas à la surface, comme dans le cas des pièces mécaniques entaillées, mais à une certaine profondeur dans une sous-couche voisine de la surface. Elle y passe par un maximum puis s'affaiblit très vite en profondeur et conserve une certaine valeur à la surface en sorte que l'on peut admettre sa constance approximative sur une certaine épaisseur. D'autres part, d'assez nombreuses fissures émanent d'inclusions et remontent vers la surface et l'on peut également admettre que les inclusions ou d'autres défauts évidents du même ordre de grandeur sont à l'origine de la plupart des défaillances. Ces circonstances sont quelque peu en faveur de la théorie de Weibull et appuient fortement l'utilisation d'une forme statistique d'ajustement à trois paramètres telle que l'expression utilisée par Weibull et qui est à l'origine de l'hypothèse,

$$\log(1 - P) = - \left(\frac{S - S_1}{S_0} \right)^m dV$$

ou, si la contrainte S est constante dans le volume V et avec $A = S_{(1-P)} = 1/e$:

$$1 - P = \exp. \left[-V \left(\frac{S - S_1}{A - S_1} \right)^m \right]. \quad (66)$$

La théorie de LUNDBERG-PALMGREN²² sur la résistance en fatigue des roulements est basée sur la théorie statistique de Weibull relative à la résistance des matériaux. La probabilité de survie $(1-P)$ satisfait à la relation

$$\log_e \frac{1}{1 - P} = \frac{\tau^c N^W V}{z_0^h}, \quad (67)$$

où τ est la contrainte alternée maximale de cisaillement orthogonal (voir figures 9 et 10) proportionnelle au cisaillement octaédrique responsable de la fatigue, N est le nombre de millions de cycles, W est la pente de Weibull résultant d'un ajustement statistique, z_0 est la profondeur du maximum de la contrainte de cisaillement, c et h sont des exposants définis par ajustement avec les résultats d'essai.

La lettre W a été utilisée pour la pente de Weibull, au lieu de la lettre e utilisée par la plupart des auteurs, afin d'éviter toute confusion avec la base des logarithmes népériens. A part le facteur V, les ajustements empiriques éviteraient le recours à toute théorie statistique. Comme pour le cas des éprouvettes de fatigue, il est très difficile de faire apparaître un effet d'échelle imputable à l'influence statistique des défauts étant donné l'influence de la plasticité sur la fatigue et celle des déformations alternées sur l'accommodation plastique.

7.4.2.4 - Oscillations des roulements à aiguilles.

Dans les roulements à rouleaux ou à aiguilles, on utilise les formules de Hertz. La largeur de l'aire de contact est $2b$ telle que

$$b = 1,128 \sqrt{\frac{Q}{L_e \sum(1/R)} \left[\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right]}. \quad (68)$$

La pression moyenne est

$$p_m = \frac{Q}{2bL_e} = 0,443 \sqrt{\frac{Q \sum(1/R)}{L_e} \left[\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right]}. \quad (69)$$

Le rapprochement élastique à chaque contact est

$$\delta = 1,36 \frac{Q^{0,9}}{L_e^{0,8}} \left[\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right]^{0,9}. \quad (70)$$

Dans ces expressions, Q est la charge sur un élément roulant, L_e est la longueur efficace des aiguilles, compte tenu des arrondis d'extrémité, $\sum 1/R$ est la somme des courbures principales des surfaces en contact où les rayons de courbure R sont positifs pour une surface convexe et négatifs pour une surface concave, E_1 et E_2 sont les modules d'élasticité du rouleau et du chemin de roulement tandis que ν_1 et ν_2 sont les rapports de Poisson.

RUMBARGER et JONES¹⁴⁶ ont analysé une partie des résultats des essais de TAWRESEY et SHUGARTS¹⁴⁷ effectués sur 750 roulements à aiguilles soumis à des rotations alternées de faibles amplitudes pour simuler les mouvements existant dans les articulations des pales des hélicoptères.

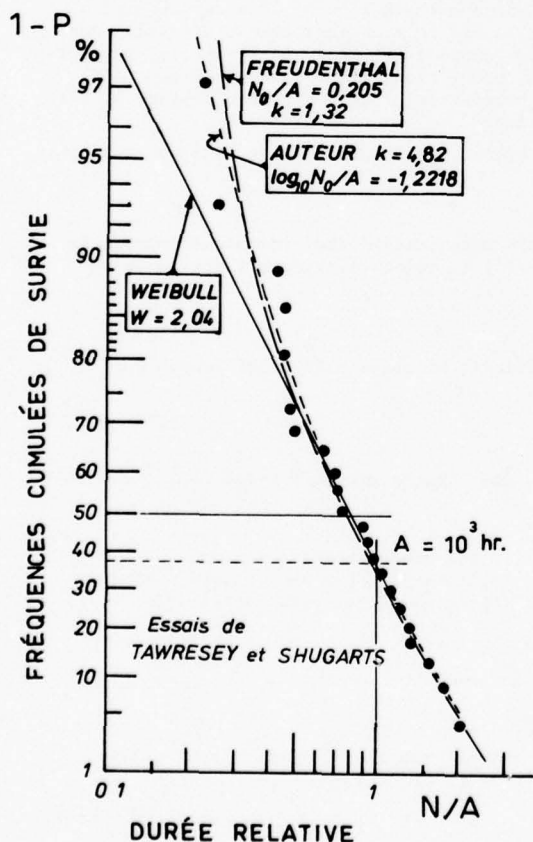


Fig. 40 - Durées relatives des roulements à aiguilles sous oscillations alternées de faible amplitude, Série A, 20 000 lb, 18°, 520 c.p.m.

La figure 40 reproduit des résultats d'une série d'essais. Comme dans le cas de la rotation continue des roulements à billes, on peut obtenir un excellent ajustement avec l'expression de Freudenthal

$$\frac{1}{1-P} = \exp. \left[\frac{N/A - N_0/A}{N_0/A} \right]^k,$$

où $N_0/A = 0,205$ et $k = 1,32$; on peut encore utiliser l'expression

$$\frac{1}{1-P} = \exp. \left[\frac{\log N/A - \log N_0/A}{1 - \log N_0/A} \right]^k,$$

où $\log N_0/A = -1,2218$ et $k = 4,82$.

L'expression usuelle

$$\frac{1}{1-P} = \exp (N/A)^W,$$

avec $W = 2,04$ est du côté sûr.

Les résultats sélectionnés par Rumbarger et Jones sont reproduits dans la table 7.4.2.4 où N_{10} est, en millions de répétitions de la contrainte (2 à chaque oscillations), la durée de fatigue avant le début d'endommagement, W est la pente de Weibull, A est la durée correspondant à la probabilité de survie $1 - P = 1/e = 0,3678$; θ est l'amplitude angulaire de l'oscillation en degrés et Q est la charge appliqué au roulement en 10^3 livres.

Les régions chargées par chacune des aiguilles seront nettement séparées si l'amplitude angulaire de l'oscillation est inférieure à l'amplitude critique, θ_{cr} , c'est-à-dire, si l'aire balayée par le contact d'une aiguille atteint tout au plus sans les recouvrir les aires balayées par les aiguilles adjacentes. Cinématiquement, on a:

$$\theta_{cr} = 720^\circ / n(1 \mp r/R_m) \quad (71)$$

où n est le nombre d'aiguilles sur la circonférence, r est le rayon d'une aiguille, R_m est le rayon moyen de la cage de retenue des aiguilles ou distance entre l'axe d'une aiguille et l'axe du roulement; le signe $-$ est relatif au chemin de roulement extérieur et le signe $+$ au chemin de roulement intérieur.

Table 7.4.2.4
 Résultats des essais de roulements oscillants à aiguilles effectués
 par Tawresey et Shugarts et sélectionnés par Rumbarger et Jones pour
 l'analyse par la théorie de Lundberg et Palmgren.

θ°	Série	$N_{0,1}$ 10^6 cycles	W	Charge F (10 ⁶ lb)	Valeurs recalculées $N_{0,5}/10^6$	$A = \frac{N_{0,368}}{10^6}$	Nombre essais ↓ défaillants		Estimation de la relation N(F) par les moindres carrés, effectuée dans la présente étude.	
18°	A	1,05	2,04	20	3,16	2,64	24	23	$N_{0,1} = \left[\frac{19,04}{F} \right]^{4,45}$	
	B	3,59	1,8	14	12,53	10,22	48	36		
	G	20,8	3,49	10	39,64	35,68	40	14		
	A ₁	0,72	1,93	20	2,66	2,15	34	28		
	B ₁	3,12	2,29	14	8,34	7,10	43	34		
	W moyen = 2,17						Total = 189 135			
10°	E	1,08	1,76	20	3,88	3,15	83	53	$N_{0,1} = \left[\frac{21,7}{F} \right]^{3,98}$	
	F	7,50	2,15	14	21,36	18,01	19	14		
	E ₁	1,38	2,04	20	4,16	3,48	18	4		
	F ₁	4,64	1,13	14	33,99	24,58	14	5		
	E ₁₁	1,75	1,34	20	24,5	7,14	8	8		
	H ₁₁	21,23	3,55	10	40	36	31	6		
W moyen = 1,88						Total 173 90				
2°	C ₁	2,02	1,34	20	10,8	8,24	13	8	$N_{0,1} = \left[\frac{24,8}{F} \right]^{3,26}$	
	D ₁	6,45	2,56	14	15,53	13,46	13	6		
W moyen général = 2,04				Nombre total d'essais =				388 239		

Le premier examen des valeurs de la pente de Weibull dans les résultats d'essais reportés dans la table 7.4.2.4 montre une variation de 1,13 à 3,55 dans l'ensemble des séries d'essais. La moyenne générale calculée en pondérant par le nombre des roulements endommagés est 2,04 et est compatible avec la valeur 2 admise pour les roulements à aiguilles ou à rouleaux cylindriques en rotation continue.

Avant de tenter un ajustement des résultats d'essais, la forme générale de la fonction N(F, θ) peut être précisée comme suit. L'aire balayée par le contact entre une aiguille et l'un des chemins de roulement est proportionnelle à l'angle θ de l'oscillation angulaire et à la longueur effective des aiguilles. Le volume soumis aux contraintes élevées est proportionnel à ($L_e \theta z_0$), où L_e est la longueur de l'aiguille et z_0 est la profondeur du cisaillement maximum, proportionnelle à la demi-largeur b de l'aire de contact. D'autre part, le cisaillement maximum est proportionnel à la pression moyenne p_m sur l'aire de contact ($p_m = Q/2bL_e$, Q étant la charge sur l'aiguille).

Reprenant l'expression (67) de la probabilité de survie et les expressions (68) et (69), on obtient la proportionnalité:

$$\log \frac{1}{1-p} \sim \frac{(c-h+1)/2}{Q} N^W \theta;$$

les autres grandeurs, telles que L_e , (1/R), E n'ont pas d'influence puisqu'elles restaient constantes dans les séries d'essais étudiées. De plus, Q est proportionnel à la force extérieure F appliquée au roulement et, en posant $(c-h+1)/2W = p$, on obtient

$$\log 1/(1-p) \sim F^{pW} N^W \theta.$$

En introduisant la capacité dynamique C_{osc} du roulement oscillant, on obtient la forme proposée par Rumbarger et Jones:

$$N_{0,1} = \left[\frac{C_{osc}}{F \theta^{1/pW}} \right]^p \tag{72}$$

En négligeant l'influence de l'amplitude θ de l'oscillation dans chaque groupe d'essai avec θ constant, la relation

$$\log N_{0,1} = -p \log F + \text{Constante}$$

a été traitée par la méthode des moindres carrés et a donné lieu aux trois expressions reportées pour chaque valeur de θ (18°, 10° et 2°) dans la table 7.4.2.4. L'influence de θ sur la capacité dynamique et sur l'exposant p présente une évolution régulière. On peut tenter de la préciser en utilisant (72) sous une forme logarithmique:

$$\log N_{0,1} = c_1 \log F + c_2 \log \theta + c_3.$$

La somme des carrés des erreurs peut être mise sous la forme quadratique

$$U = \left[\sum_i (\log N_i - c_1 \log F_i - c_2 \log \theta_i - c_3) \right]^2.$$

Cette somme est minimale lorsque les dérivées partielles par rapport aux coefficients c_j sont nulles, c'est-à-dire pour les valeurs des c_j solutions des équations normales de Gauss:

$$\begin{aligned} c_1 \sum (\log F_i)^2 + c_2 \sum \log F_i \log \theta_i + c_3 \sum \log F_i &= \sum \log F_i \log N_i, \\ c_1 \sum \log F_i \log \theta_i + c_2 \sum (\log \theta_i)^2 + c_3 \sum \log \theta_i &= \sum \log \theta_i \log N_i, \\ c_1 \sum \log F_i + c_2 \sum \log \theta_i + c_3 \sum 1 &= \sum \log N_i. \end{aligned}$$

La solution correspondant aux données de la table 7.4.2.4 est:

$$c_1 = -4,1045, \quad c_2 = -0,3013 \quad \text{et} \quad c_3 = 5,7148, \quad \text{d'où} \quad p = 4,1 \quad \text{et} \quad N_{0,1} = \left[\frac{24,67}{F \theta^{0,07}} \right]^{4,1}.$$

En utilisant les valeurs $p = 4$ et $w = 2$ généralement admises pour le comportement des roulements à rouleaux cylindriques ou à aiguilles travaillant en rotation continue, et avec une théorie calquée sur celle de Lundberg et Palmgren et s'y raccordant, Rumbarger et Jones ont proposé l'expression suivante rendant compte des essais précédents:

$$N_{0,1} = \left[\frac{28}{F \theta^{0,125}} \right]^4$$

Ils ont ainsi montré que la théorie de Lundberg-Palmgren avec les ajustements nécessités par son adaptation à un grand nombre d'essais peut encore rendre compte du comportement des roulements à aiguilles oscillants.

Cependant, la question de la valeur de la théorie statistique de Weibull pour l'endommagement en fatigue des pièces mécaniques fabriquées en métaux de construction n'est pas tranchée. Dans le cas présent, dans des conditions favorables pour cette théorie, il y a un effet significatif du volume de métal soumis à des contraintes élevées. Cependant, cet effet peut être amoindri ou exagéré par la dispersion; il pourrait être dû en partie à une autre cause, telle que les contraintes résiduelles de compression dans la direction de la circonférence, contraintes diminuant sous le centre de l'aire balayée par le contact, lorsque la longueur de cette aire croît. On peut seulement dire que les résultats des essais sont compatibles avec la théorie et que dans le cadre de la résistance en fatigue des roulements à billes, la théorie reste un guide utile pour l'établissement de formes algébriques soumises ensuite à des ajustements statistiques.

7.4.2.5.- Usure localisée de matage ("False Brinelling") dans les roulements au repos soumis à des vibrations radiales.

Selon MUNDT et PITROFF¹⁴⁶, des usures localisées peuvent apparaître dans les chemins de roulement des paliers à billes ou à rouleaux dans trois cas principaux:

- (1) L'endommagement local est dû à un phénomène d'électrolyse lorsqu'une chute de tension électrique existe entre l'arbre et le palier.
- (2) L'usure locale est due à de petites oscillations sous charge statique élevée lorsque l'amplitude de l'oscillation est inférieure au pas des éléments roulants.
- (3) L'usure et l'endommagement locaux sont dus à des vibrations au repos lorsque les machines arrêtées sont soumises à des vibrations provoquées par des chocs modérés ou par des causes étrangères.

Dans l'Aéronautique, un exemple du second cas est celui des oscillations des roulements d'articulation des pales des hélicoptères considéré au paragraphe précédent. Un exemple du troisième cas est l'endommagement des chemins de roulements des butées à rouleaux utilisées dans les mécanismes de changement de pas des hélices des avions, lorsque dans la position stable de croisière, dite "grand pas", le roulement immobile est soumis à toutes les vibrations induites par les tourbillons d'extrémité des pales et le passage de chaque pale devant la voilure. On évite les endommagements électriques des roulements d'articulation des gouvernes et des commandes de vol en assurant un passage direct des courants électriques dus à l'électricité statique au moyen d'un court-circuit par des connexions souples en dehors du roulement.

Les essais de Mundt et Pitroff consistaient à induire des forces alternées radiales dans un roulement à rouleaux monté sur le doigt supérieur d'un carter retenu élastiquement par le montage et contenant un balourd entraîné en rotation par un moteur électrique et excitant des vibrations transversales tournantes transmises au roulement essayé. Le problème traité correspond au troisième cas énuméré ci-dessus.

Il s'agit essentiellement d'un endommagement par matage répété donnant des empreintes d'usure sans déplacements relatifs apparents des surfaces en contact.

Les conclusions de Mundt et Pitroff sur le mécanisme de cette usure étaient:

"Les rouleaux ne sont pas nettement endommagés, tandis que des empreintes nettes se développent sur les chemins de roulement avec des limites irrégulières. Généralement on observe de l'oxyde de fer produit par le frottement. L'oxydation de frottement (Reibrost) étudiée dans le cas des petits déplacements relatifs des surfaces en contact n'est sûrement pas une corrosion au sens usuel. Comme le confirment les recherches utilisant le microscope électronique, le frottement produit principalement de l'oxyde de fer paramagnétique $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ et de l'oxyde ferromagnétique $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$, tandis que l'acier oxydé à l'air devient du Fe_3O_4 qui se transforme en oxyde hydraté $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$. D'après TOMLINSON¹⁴⁹, l'altération de contact (fretting, Reiboxydation) apparaît pour des déplacements relatifs aussi petits que 10^{-7} à 10^{-8} cm. Cette valeur critique très faible pour le glissement relatif fut confirmée par SACKMANN et RICHTMIRE¹⁵⁰. Le fait que de si petits glissements puissent entraîner l'altération de contact explique la nature particulière de l'endommagement superficiel dans le domaine des microcontacts, endommagement favorisant le détachement de très petites particules métalliques. Les plus petits déplacements relatifs se produisent dans le domaine élastique aux aspérités en contact. Lorsque l'amplitude atteint une valeur critique, les contraintes tangentielles sont si grandes que le frottement est vaincu et le glissement se produit. Pour des amplitudes croissantes on obtient finalement un mouvement saccadé ("stick-slip")."

"L'oxydation de frottement est préparé par l'érouissage à froid répété des aspérités individuelles de la surface avec le détachement final de particules érouées. La présence de l'oxygène de l'air accélère l'endommagement de la surface. La chaleur dégagée par le phénomène mécanique accélère l'oxydation et l'oxyde formé étant abrasif entraîne une usure pendant son évacuation à l'extérieur. Dans les essais de paliers à rouleaux immobiles en rotation mais soumis à des vibrations radiales sans déplacement tangentiel apparent des surfaces en contact, il est évident que les glissements tangentiels nécessaires pour produire l'endommagement existent dans le domaine des micro-contacts et croissent avec une déformation croissante de la région de contact entre chaque rouleau et les chemins de roulement. Même dans le cas de rouleaux bien maintenus par la cage et de roulements montés avec un pré-serrage radial, on observe encore ce type d'endommagement".

Le phénomène essentiel dans les essais de fatigue des roulements arrêtés soumis à des charges radiales tournantes répétées est l'absence de forces tangentielles résultantes sur chacune des aires de contact à l'échelle géométrique bien que des forces tangentielles égales et opposées existent dans chaque aire de contact, de part et d'autre du plan médian passant par l'axe du rouleau. Ces forces tangentielles de résultante nulle s'opposent aux glissements relatifs locaux, appelés micro-glissements, résultant des différences des déplacements élastiques et plastiques à la surface de chacun des corps en contact. Ces micro-glissements sont nuls dans le cas du contact de deux cylindres de même diamètre et de mêmes propriétés élastiques et plastiques.

Les glissements relatifs entre un cylindre et un plan ont été d'abord mis en lumière par CARTER¹⁵¹ en considérant la répartition du frottement sur l'aire de contact entre les roues motrices d'une locomotive et les rails. JOHNSON¹⁵² a publié une revue des connaissances acquises en 1960 sur les tractions tangentielles et les micro-glissements dans le contact de roulement. PORITSKY¹⁵³ a contribué à l'étude de ce problème, puis a publié récemment une revue sur l'ensemble des solutions théoriques¹⁵⁴. Les solutions connues montrent que dans le contact de deux corps ayant les mêmes propriétés élastiques, la charge normale à l'aire de contact ne donne pas de cisaillement ou de déplacements relatifs entre les points initialement adjacents de chacun des corps à la surface de contact. Cette conclusion n'est pas physiquement justifiée.

Les calculs de HERTZ²¹ et ceux qui sont à la base des autres théories supposent que le rayon ou la largeur de l'aire de contact sont très petits devant les rayons de courbure des deux corps en contact, en sorte que pour chacun des deux corps, il est légitime de supposer que la répartition locale des contraintes et des déplacements est la même que pour des solides indéfinis limités par le plan contenant l'aire de contact. Le calcul montre alors que les efforts normaux donnent les mêmes déplacements tangentiels sur chacun des deux corps limités par le plan tangent, en sorte que les cisaillement ou les glissements relatifs sont nuls sur l'aire de contact. Les mêmes hypothèses montrent des micro-glissements ou des cisaillements de résultante nulle pour deux corps de propriétés élastiques différentes. On ne dispose pas de théorie quantitative satisfaisante pour le cas usuel du matage entre une bille ou un rouleau de faibles diamètres et un chemin de roulement de diamètre beaucoup plus grand. Cependant, tant dans le domaine élastique que dans le domaine plastique concernant la fatigue, il n'y a aucune raison pour qu'en l'absence de frottement l'écoulement latéral du métal soit le même pour l'élément roulant et le chemin de roulement.

Mundt et Pitroff ont admis l'existence d'un déplacement relatif $u_{II} - u_I$ entre le rouleau (I) et le chemin de roulement (II):
 "L'endommagement donnant des empreintes se développant avec les chargements répétés se produit dans un stade transitoire entre le domaine élastique et le domaine des déformations plastiques. Dans le domaine des déformations élastiques, la longueur de la zone de contact sur le chemin de roulement est plus grande que sur le rouleau puisque les deux corps ont des courbures différentes. Au cours des variations successives de la charge, la variation de la déformation élastique entraîne un mouvement de glissement oscillant dans la zone de contact. L'amplitude de ce mouvement relatif dépend du chargement et des rayons de courbure. On peut les calculer dans le cas des paliers à rouleaux en partant de la déformation des profils des cercles de base." Les deux auteurs ne fournissent pas la marche ni le principe de ce calcul mais en donnent les résultats dans une figure (25) relative à leurs essais pour lesquels les dimensions du roulement NJ 204 (NJL 20) étaient: diamètre de l'arbre = 20 mm, diamètres des chemins de roulement $D_i = 27$ mm, $D_e = 40$ mm, diamètre du rouleau $d = 6,5$ mm. Dans cette figure,

$$u_I - u_{II} = 0,202 (Q/Q_0)^{1,305} \mu\text{m},$$

où $Q_0 = 50$ kgp est la capacité de charge statique d'un rouleau.

Dans ces essais, l'absence de marques d'endommagement sur les rouleaux implique que les rouleaux tournaient lentement pendant l'essai par suite d'un mouvement de reptation pouvant s'expliquer par les secousses dues à l'effet du balourd tournant sur les jeux croissants entre les rouleaux et les pistes.

Quoiqu'il en soit, il n'est pas nécessaire de supposer des mouvements relatifs d'un matériau supposé homogène puisque la variation des propriétés élastiques et plastiques d'un cristal superficiel au cristal voisin implique des déplacements relatifs à l'échelle des cristaux même si les déplacements relatifs moyens sont nuls. D'autre part, les estimations antérieures concernant l'altération de contact par matage, appelée "corrosion-frottement" en France, "Reiboxydation" en Allemagne et "Fretting" en langue anglaise, montrent que le phénomène existe pour des déplacements relatifs moyen aussi faibles que 10^{-7} cm, c'est-à-dire, 10 Angstroms ou 3 distances inter-atomiques. Autant dire que le déplacement relatif moyen estimé peut être nul sans que le phénomène disparaisse.

Ce point de vue trouve sa confirmation dans les essais de MOREAU et GOSTOLI¹⁵⁵. Deux éprouvettes identiques, en contact sur une face plane, sont soumises à une charge statique constante et à une charge dynamique alternée beaucoup plus faible au moyen d'une compression ondulée produite par un pot d'excitation électro-magnétique. Les déplacements relatifs moyens sont nuls mais, sur des surfaces usinées avec une disposition croisée des stries d'usinage sur les deux surfaces, des endommagements apparaissent aux croisements des stries. Dans le cas d'un poli spéculaire des faces des éprouvettes en acier, l'endommagement de matage se traduit par l'apparition de piqûres très fines (1 à 6 μm) et réparties dans des zones d'endommagement superficiel. L'écaillage n'apparaît pas dans ces essais alors que le même matériau soumis à un essai d'encastrement d'une lame vibrante subit un endommagement par écaillage impliquant la propagation de fissures de fatigue dans la sous-couche cisailée.

À l'échelle de chaque cristal superficiel, le malaxage plastique dû à la compression alternée et aux micro-déplacements provoqués par les variations entre les orientations cristallines des grains voisins favorise l'oxydation superficielle des atomes en équilibre métastable situés en surface sur les plans de glissement et au voisinage des soudures des aspérités en contact. Le transfert de métal peut être à l'origine des piqûres.

Dans les essais de Mundt, la pression répétée dans les zones de contact est relativement élevée, de l'ordre de 10 à 50 kgp/mm². Au contraire, dans les essais de Moreau, la pression moyenne et la pression alternée étaient très faibles : 0,5 et $\pm 0,0223$ kgp/mm² pendant 120 min. à la fréquence de 300 Hz.

Mundt a aussi observé que le début de l'endommagement était constitué par de très fines piqûres n'ayant pas de conséquences gênantes pour l'utilisation ultérieure des roulements à rouleaux. Ensuite, les empreintes d'usure par matage se forment progressivement avec un profil transversal suivant assez exactement le profil du rouleau sous charge. Il est assez difficile de définir le début de la formation de l'empreinte. En adoptant la valeur normalisée de la profondeur de déformation permanente considérée dans la définition de la capacité de charge statique des roulements, savoir $h/d \leq 10^{-4}$, où d est le diamètre de l'élément roulant (voir précédemment en 7.4.2.1- a), on peut effectuer la détermination pratique du début de formation de l'empreinte au moyen d'un analyseur acoustique indiquant une élévation nette du niveau de bruit pour $h/d = 10^{-4}$ alors qu'aucun bruit n'était décelable pour 40 % de cette valeur.

Lorsque h/d atteint environ $3 \cdot 10^{-4}$, l'écaillage commence au bord de l'empreinte d'usure et s'étend dans la direction du mouvement de rotation lent du rouleau.

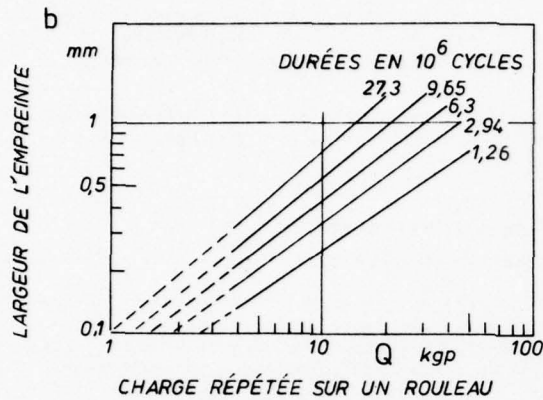


Fig. 41 - Variation de la largeur de l'empreinte avec la charge et la durée dans les essais de Mundt et Pittroff.¹⁴⁸

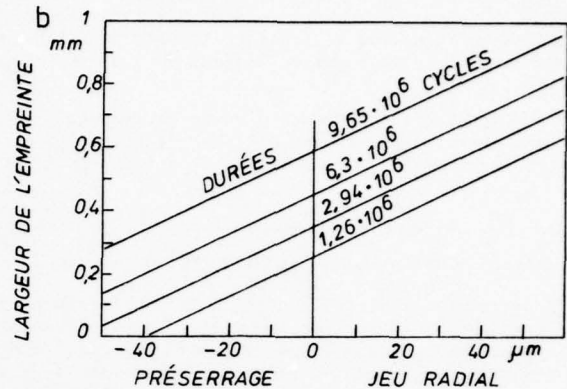


Fig. 42. - Influence du jeu radial ou du préserrage radial sur la largeur de l'empreinte d'usure au matage. Essais de Mundt et al.

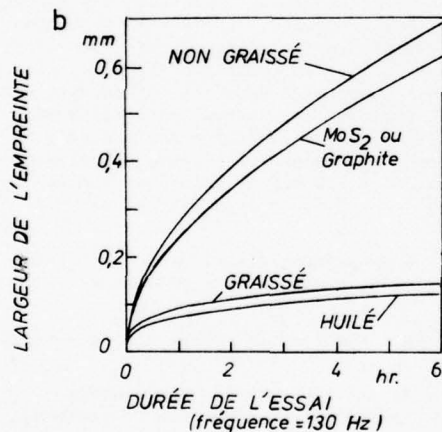


Fig. 43 - Influence du Lubrifiant dans les essais de Mundt et al.¹⁴⁸

avec les constatations de ALMEN¹⁵⁶; elle s'explique par la meilleure adhérence et la plus grande résistance au raclage des graisses visqueuses. On peut noter que dans ces essais, dès que l'empreinte commence à se former, le jeu qui en résulte associé à l'excitation tournante du balourd entraîne un mouvement de raclage de la pellicule de graisse par le rouleau.

Le recouvrement de la surface des chemins de roulement par galvanisation, phosphatation ou chromage dur donne de bons résultats. Avec le chrome, l'amélioration optimale correspond à une couche de chrome dur de 5 μ m. Une épaisseur supérieure à 0,01 mm s'écaille. Il en va de même pour une couche phosphatée.

Le sablage des chemins de roulement permet de multiplier la durée par 5, du fait de l'écaillage de la surface et d'une meilleure adhérence du lubrifiant due à la rugosité du chemin de roulement. Cependant, le fonctionnement devient plus sonore. Un fonctionnement du palier à rouleaux sous une charge élevée, c'est-à-dire, un "rodage" initial pendant 500.000 tours et 50 % de la capacité de charge statique, donne la même amélioration.

Une diminution de la dureté du roulement accroît la largeur de l'empreinte. Ce n'est que pour des températures de fonctionnement supérieures à 150°C que l'on peut utiliser des métaux de dureté inférieure à 60 Rockwell.

Du fait de l'excitation par balourd qui rend difficile de séparer nettement la charge de la fréquence, l'influence de la fréquence n'a pas été étudiée et on ne peut séparer l'usure provoquée par les particules

La figure 41 montre l'influence de la grandeur de la charge radiale répétée et du nombre des cycles sur la largeur de l'empreinte provoquée par l'usure de matage dans des conditions normales d'environnement.

L'endommagement est accéléré par l'existence d'un jeu radial initial et est, au contraire retardé par un préserrage radial de montage. La figure 42 montre une relation linéaire entre le jeu ou le serrage et la largeur de l'empreinte.

Comme illustré par la figure 43, un film superficiel de bisulfure de molybdène ou de graphite ne donnent qu'une très faible amélioration. L'addition de MoS_2 ou de Bardahl aux graisses de base ne donne pas d'amélioration ou même diminue l'efficacité des graisses. Les graisses constituées par des savons de lithium sont supérieures aux graisses à la soude et celles-ci le sont aux graisses contenant du calcium. Les recherches sur le comportement de graisses au savon de lithium de trois degrés différents de viscosité et d'une graisse au savon de soude dont la viscosité variait par brassage montrent une variation linéaire de la largeur de l'empreinte avec la pénétration (mesure de la viscosité des graisses), les graisses molles amenant un plus grand endommagement que les graisses dures. Cette observation est en contradiction

détachées puis oxydées de l'usure de fatigue qui détache des particules.

La conclusion finale de Mundt et Pittroff était:

"L'endommagement de matage répété des paliers à rouleaux soumis pendant l'arrêt de la rotation à des vibrations est un phénomène de "corrosion-frottement" (Reibkorrosion). Après dépassement de la résistance au cisaillement dans le domaine des micro-contacts, des particules multi-moléculaires de la surface sont frottées puis, en présence de l'oxygène et de l'humidité de l'air, elles se détachent et sont oxydées. La rouille formée agit comme un abrasif et la destruction progresse. Les déformations élastiques alternées dans la zone de contact produisent un mouvement oscillant de glissement favorisant l'oxydation par frottement."

Le mauvais comportement des chemins de roulement recouverts d'une pellicule de MoS_2 ou de graphite s'explique par le raclage qui élimine ainsi les avantages du lubrifiant solide et son effet corrosif éventuel lorsque le frottement et la chaleur dégagée aux contacts des aspérités le décompose et, en présence de vapeur d'eau, donne naissance à de l'acide sulfurique. En opposition avec le peu d'effet du MoS_2 , en suspension dans la graisse, DISAPIO¹⁵⁷ a indiqué que l'emploi de 3 à 5 % de MoS_2 , dans une graisse multipliait par un facteur de 5 à 6 la durée de roulements prévus pour subir un mouvement oscillant.

En pratique, les empreintes d'usure par matage peuvent être distinguées des marques de déformation plastique (Brinelling, en anglais) par la disparition des stries d'usinage. Dans les deux cas, leur présence peut donner des vibrations et un roulement saccadé.

7.4.3 - Formes et terminologie de l'altération de contact associant la corrosion, l'usure de matage et la fatigue de frottement.

La fatigue superficielle a déjà été mentionnée précédemment lors des descriptions concernant l'usure uni-directionnelle avec frottement élevé, soit en l'absence de graissage, soit après grippage. D'autre part, il est évident que l'endommagement superficiel d'une pièce par oxydation avec des piqûres profondes peut être à l'origine d'une réduction considérable de sa durée en fatigue ultérieure. Ce phénomène apparaît rarement en pratique, la surface des pièces faites d'un matériau oxydable étant généralement protégée contre la corrosion par un revêtement durable.

Cependant, les surfaces des assemblages précis tels que les emmanchements à la presse ou les surfaces de matage des trous d'assemblage et des éléments de liaison, rivets, goujons ou boulons, ne sont généralement pas protégées des effets de la corrosion par condensation périodique de vapeur d'eau, amenée dans les fentes d'assemblage par la dilatation et le retrait périodique de l'air sous l'influence des variations périodiques de la température. En outre, les déplacements relatifs de très faibles amplitudes des aspérités des surfaces aux points de contacts, déplacements dus aux déformations élastiques différentes de chacun des corps sous les charges périodiques de fatigue, entraînent une altération de contact créant des amorces microscopiques de fissuration de fatigue en surface à la base des aspérités en contact et la production de débris métalliques oxydés plus ou moins rapidement selon le temps nécessaire pour les détacher. Ce mode d'endommagement superficiel appelé d'abord "Corrosion-frottement", puis faute de mieux "Altération de contact" ("Fretting-corrosion" puis "Fretting" en anglais) est très souvent à l'origine des ruptures de fatigue constatées en service et, de ce fait a fait l'objet d'autant de travaux que l'usure uni-directionnelle et la fatigue superficielle des engrenages et des roulements. On tente ici de mettre en lumière les points communs et les différences entre ce type d'endommagement de la surface et ceux étudiés dans les paragraphes précédents.

Les facteurs définissant les sollicitations mécano-chimiques d'un élément d'aire de contact entre les surfaces limitant deux pièces ou deux éprouvettes sont géométriques, cinématiques, mécaniques, physico-chimiques, chimiques et thermiques. Ce sont:

- Géométrie: forme macroscopique et dimensions, constantes ou variable sous la charge, de la surface de contact.
- Cinématique: glissement uni-directionnel ou oscillant de grande amplitude comme dans l'usure, glissement alterné de très faible amplitude comme dans le phénomène décrit ci-dessus et que nous nommerons maintenant "Frottement-fatigue", la corrosion n'étant que l'aspect spectaculaire mais secondaire du phénomène; d'autres cas sont le roulement avec ou sans glissement ou micro-glissement, le glissement nul à l'échelle géométrique comme dans le matage répété.
- Charges de contact: pression normale et composante tangentielle, constantes ou variant périodiquement.
- Charges de fatigue appliquées loin de la surface de contact et donnant des contraintes de traction au voisinage de l'aire de contact. C'est le cas courant des problèmes de frottement-fatigue.
- Adhérence: la susceptibilité des métaux en contact à des liaisons plus ou moins fortes après une élimination plus ou moins complète du film d'oxyde et des gaz adsorbés par déformation plastique du métal et frottement. C'est l'un des facteurs principaux de l'usure sévère, du grippage et du frottement-fatigue.
- Activité corrosive de l'environnement.
- La température moyenne et l'élévation de la température dans les micro-contacts d'aspérités soumis au frottement et à d'intenses déformations plastiques.

Au lieu du terme "Frottement-fatigue", le terme de "Tribo-fatigue" avait été proposé par MOREAU¹⁵⁸. Afin de disposer d'un terme pour le phénomène précédent et d'un terme pour la fissuration superficielle en fatigue apparaissant dans les études tribologiques sur le frottement uni-directionnel lorsqu'il n'y a pas de contraintes en sous couche dues à des charges de fatigue appliquées plus loin, on préférerait particulariser le terme nouveau "tribo-fatigue" pour ce dernier cas, le terme "frottement-fatigue" se substituant au terme "Corrosion-frottement" maintenant contesté ou au terme "Altération de contact" trop général. En langue anglaise, le terme "Fretting-fatigue" a été utilisé par HOEPPNER et GOSS¹⁵⁹.

Les théories et les modèles du mécanisme de l'endommagement en frottement-fatigue ont été introduits en fonction des études expérimentales, donc en fonction des moyens d'essai donnant plus ou moins d'importance à chacun des facteurs. Les disciplines scientifiques concernées étant la corrosion, le frottement et la physico-chimie des surfaces ainsi que la fatigue, les aspects mis en lumière ont souvent porté sur l'un des points au détriment des autres, ce qui explique les controverses de bonne foi entre diverses écoles de pensée.

Les possibilités d'utilisation pratique des études expérimentales et des théories qui en découlent dépendent évidemment de la représentativité de chaque type d'essai par rapport aux endommagements dangereux rencontrés en service réel dans les structures ou dans les mécanismes considérés par l'ingénieur. Dans ce cadre, le problème scientifique consiste à rechercher les causes des différences entre les modèles des mécanismes d'endommagement et des conclusions différentes, voire contradictoires, des expérimentateurs. Le problème pratique consiste à associer chaque problème technologique au type d'essai le plus voisin.

Parce que le métal localement endommagé ne connaît que les lois naturelles et la sollicitation locale, quels que soient les moyens d'essais et la forme de pensée des expérimentateurs, une théorie générale éventuelle de l'altération de contact devrait englober les théories particulières relatives à l'usure unidirectionnelle (usure douce, usure sévère, grippage, tribo-fatigue), à l'usure dans les mouvements oscillants (empreintes de matage des roulements), à l'usure de matage (forces normales répétées agissant seules), à la fatigue de roulement et au frottement-fatigue concernant l'interaction d'un état général de contraintes de fatigue et d'un mouvement relatif de très faible amplitude des surfaces en contact. Cette théorie éventuelle devrait donc expliquer:

- Le détachement de particules de fer obtenu par FENG et UHLIG¹⁶⁰ dans des essais d'altération de contact avec glissement alterné dans une atmosphère inerte d'azote.
- Les transferts de métal d'une surface à l'autre.
- La formation de piqûres fines et réparties, même en l'absence de tout glissement relatif, comme dans les essais de MOREAU et COSTOLI¹⁵⁵.
- L'écaillage observé dans l'usure unidirectionnelle, dans l'altération de contact au roulement et même dans l'altération de contact par frottement entre les deux faces d'une fissure de fatigue⁶⁶.
- L'effet accélérateur de l'oxydation des particules détachées devenant des grains abrasifs.

On peut résumer les théories émises successivement et demeurant plus ou moins en compétition:

La théorie de l'abrasion, comme exposé par WRIGHT¹⁶¹ et par FENG et RIGHTMIRE¹⁶², suppose que la déformation plastique entraîne un enchevêtrement des aspérités aplaties à l'échelle microscopique; les mouvements relatifs des deux surfaces cisailent les jonctions puis les particules détachées s'accumulent dans les creux et s'oxydent. Cette théorie n'explique pas les transferts de métaux ni les piqûres observées au début de l'endommagement dans les essais de Mundt et Pittroff¹⁴⁸ et dans les essais de MOREAU et COSTOLI¹⁵⁵.

La théorie de la corrosion, d'après UHLIG¹⁶³, tient compte de l'abrasion mécanique par les aspérités et par les particules oxydées enrobées dans chacune des surfaces et détachant d'autres particules qui s'oxydent à leur tour. Cette théorie maintenant controversée est à l'origine du terme "Corrosion-frottement".

La théorie de l'adhésion, esquissée par TOMLINSON et al.¹⁴⁹ et reprise par BAILEY et GODFREY¹⁵⁴, postule l'existence de soudures entre les aspérités en contact après destruction partielle ou totale du film d'oxyde et l'élimination partielle ou totale des molécules gazeuses adsorbées aux surfaces sous l'effet de l'écoulement plastique latéral du métal des aspérités. Cette théorie est valable pour les différentes formes d'usure, pour l'usure de matage sans glissement relatif apparent et l'écaillage. Elle doit être complétée par les deux autres théories afin d'expliquer l'influence de la corrosion des débris sur l'usure. Dans le cas du frottement-fatigue, l'endommagement dangereux n'est pas l'usure mais la création de microfissures de fatigue en surface; cela explique l'intérêt porté par les spécialistes de la fatigue des assemblages à cette théorie qui est également soutenue pour l'usure sévère. Dans le cas de l'endommagement de roulement, la théorie de l'adhésion doit être complétée par l'action de la pression répétée du lubrifiant dans les amorces de fissures de fatigue débouchant en surface.

Dans le cas du frottement-fatigue, l'adhésion entre les aspérités en contact constitue le premier stade de l'endommagement, le second stade étant constitué par la création de fissures de fatigue dans la couche superficielle de Beilby écrouie par le frottement; ces fissures se produiraient dans les creux à la base des liaisons soudées. Ensuite, la fatigue classique développerait une ou plusieurs de ces microfissures jusqu'à la rupture de la pièce. L'émission de débris oxydés serait une circonstance accessoire susceptible d'accroître l'endommagement apparent en surface mais d'influence secondaire sur la création des microfissures: le volume de métal usé ou oxydé ne mesure pas le risque apporté par la fissuration.

Les recherches de BUCKLEY³⁷ et de ses collaborateurs^{165,166,167} effectués dans le vide ont permis d'étudier l'usure, l'adhésion et la fatigue de contact indépendamment de toute oxydation. Une revue générale sur le frottement l'usure et la lubrification dans le vide a été publiée par Buckley¹⁶⁸. La création de particules détachées et le transfert de particules d'une surface à l'autre est expliquée par une résistance moindre du métal à la décohesion qu'à la rupture de la liaison des aspérités par adhésion. Cette faiblesse est expliquée, soit par la différence de résistance au lavage due aux orientations différentes des plans cristallins des cristaux déformés en surface par l'écrouissage de frottement et de matage, soit par la présence de nombreuses inclusions d'oxyde au voisinage de la surface, inclusions dues à l'emrobage des débris du film d'oxyde brisé par les déformations plastiques dues au frottement.

Nous pensons que pour les métaux de construction polycristallins et comportant des précipités d'une seconde phase dans la matrice de la première ainsi que des impuretés sous forme d'atomes étrangers dissous et, plus particulièrement pour la couche superficielle de Beilby, la répartition des obstacles au glissement plastique et les tensions résiduelles correspondantes ainsi que la répartition des contraintes de cisaillement sur un nombre de points stables dominant en cours de fatigue sont les causes prépondérantes de la valeur plus faible de la cohésion en profondeur sur une surface de cisaillement maximal émergeant autour de l'aire de contact. La figure 8b du paragraphe 7.3.1.1 illustre l'écoulement plastique latéral, confirmé

par de nombreuses observations. Dans le but de réunir des faits pour l'établissement ultérieur d'une théorie de l'endommagement dans les roulements, TALLIAN¹⁶⁹ a passé en revue les faits connus sur les modes d'endommagement par piqûres superficielles (surface "distress") et par écaillage ("spalling").

"Le premier signe de l'altération de la surface est un "brunissage" caractérisé par un aspect brillant du métal et par une oblitération totale ou partielle des marques initiales d'usinage. Cet aspect serait dû à la déformation plastique des aspérités. Dans un état plus avancé, de petites piqûres se forment sur la surface polie et sont alignées selon les lignes des sommets des aspérités initiales d'usinage." On peut rapprocher cela des observations de MOREAU et GOSTOLI¹⁵⁵: dans le matage normal par excitation électro-dynamique, l'endommagement des surfaces usinées est limité aux points de croisement des lignes d'usinage; avec deux surfaces rectifiées, de nombreuses piqûres obtenues en l'espace de 2 heures sont probablement dues à la même cause mais le détachement de particules est favorisé par les contraintes superficielles de traction dues à la rectification à la meule. Revenant au point de vue de TALLIAN¹⁶⁹:

"L'altération de la surface ("surface distress") peut conduire à une défaillance d'un roulement dans les cas où les débris laisseraient une surface rugueuse. Plus souvent, l'altération de la surface conduit à un écaillage prématuré par fatigue. On peut distinguer l'endommagement par "tartinage plastique" ("smearing") de celui par altération de la surface. Le tartinage implique un glissement relatif élevé des deux surfaces alors que l'altération de la surface apparaît dans le roulement pur et ne semble pas se produire dans les glissements importants."

Relativement à l'écaillage pendant le roulement, TALLIAN se base sur les observations de MARTIN et al.^{170,171} et conclut: "Les deux modes principaux d'endommagement, savoir la fissuration de fatigue en surface constituant l'aboutissement de l'altération de la surface et l'écaillage peuvent être considérés comme des cas limites extrêmes. Le premier mode d'endommagement apparaît d'abord dans le cas d'une lubrification déficiente, alors que l'écaillage n'apparaît seul que dans le cas d'une très bonne lubrification." Le mécanisme général d'endommagement des chemins de roulement est esquissé comme suit: "Dans les régions de contraintes de cisaillement élevées, de petits volumes du matériau subissent une transformation graduelle avec la durée de la fatigue cyclique. Si la transformation a été poussée assez loin, elle devient visible au microscope sur une coupe polie et attaquée par un réactif. Il apparaît que le résultat de la fatigue est constitué par de micro-déformations plastiques dans les régions de cisaillement élevé. L'observation a aussi montré que des structures plastiquement déformées entourent les inclusions non-métalliques¹⁷². Une analyse topographique des fonds des cavités laissées par l'écaillage révèle qu'ils consistent de: (a) une série de plans de cassure s'étendant vers le bas et inclinés sur la surface jusqu'à ce qu'ils rencontrent l'une des bandes de déformation plastique, et (b) des plans s'étendant le long de la bande déformée plastiquement et s'étendant vers la surface. Des observations récentes¹⁷⁰ ont aussi révélé que des bandes de déformation plastique existent très près de la surface dans les régions endommagées en fatigue. La bordure brillante autour d'une cavité profonde contient parfois des micro-piqûres, l'altération de la surface étant favorisée par les déformations plastiques et une rupture du film d'huile."

Ces observations et le point de vue de TALLIAN viennent dans le droit fil de l'hypothèse générale sur le mécanisme de la transformation plastique des métaux en fatigue^{173,174,175}:

Essentiellement, la fatigue est une diminution locale du rapport de la résistance du métal à la contrainte appliquée, par suite de l'effet des déformations plastiques alternées du métal superficiel au début de la fissuration ou, après fissuration profonde, du métal voisin du front de fissuration. Ces déformations éliminent les obstacles au glissement plastique de faible stabilité et en créent d'autres, adoucissant ainsi certaines micro-régions et en durcissant d'autres; la diversification de rigidité plastique qui en résulte reporte la charge extérieure sur des micro-régions relativement plus rigides où peuvent apparaître des micro-fissures sous l'effet des contraintes de traction plus élevées et de concentration de lacunes (manques locaux d'atomes perturbant la régularité des cristaux métalliques constituant les grains du métal). L'évolution plastique précédant le début de la fissuration et celles qui précèdent chaque progression du front de fissuration sont gouvernées par les déformations de cisaillement. Cet énoncé n'est pas directement vérifiable puis qu'il fait appel à des grandeurs non-mesurables concernant la répartition des efforts à l'échelle sub-microscopique et la stabilité des obstacles au glissement plastique constituant aussi des causes de concentration de contraintes. Les grandeurs en causes ne pourraient être décrites que par leurs répartitions statistiques si elles étaient mesurables. Cependant, cet énoncé s'accorde avec tous les faits publiés étudiés par l'auteur depuis sa publication et pallie les difficultés de pensée correspondant à l'apparence mystérieuse des phénomènes de fatigue. La figure 44 montre un schéma du modèle précédent.

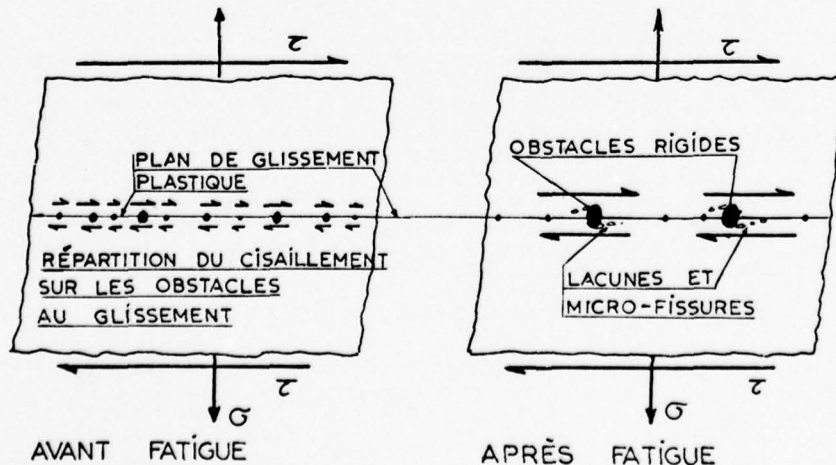


Fig. 44-
Schéma de l'évolution en fatigue de la répartition des contraintes de cisaillement sur les plans de glissement plastique.

Dans la plupart des cas de fatigue, les faiblesses locales sont réparties dans la région soumise aux contraintes élevées par les charges extérieures et sont plus sévères à la surface du fait de la plus grande facilité de déformation plastique des grains ayant une face libre, de la rugosité de la surface et des blessures éventuelles accidentelles ou dues à la fabrication.

Dans le cas de la fatigue de contact, les grandes déformations plastiques se produisent en profondeur et la fissuration sous le contact, commençant souvent à une inclusion verrouillant le glissement, s'étend parallèlement à la surface en sous-couche. Dans l'altération de contact par glissement relatif uni-directionnel des deux surfaces, les contraintes de traction en surface après le passage du curseur tendent à faire remonter les fissures vers la surface; c'est une cause de la création d'écailles détachées agissant en compétition avec le charriage en avant du curseur du métal refoulé et adhérent. Dans le roulement, l'adhésion tend à couper les écailles qui montent en adhérant à l'élément roulant selon le schéma proposé par BUCKLEY¹⁶⁸, la création d'écailles étant favorisée par la pression éventuelle d'un lubrifiant dans les fissures débouchant en surface.

Dans le cas du roulement de deux anneaux de même diamètre roulant l'un sur l'autre ou de billes roulant sur un cylindre, les surfaces de roulement étant rodées à la poudre de diamant, MURO et al.¹⁷⁶ ont démontré que les déformations plastiques développées en sous-couche par le laminage de roulement créaient des contraintes résiduelles de traction à la surface, devenant des contraintes résiduelles de compression à une très faible profondeur. Les contraintes résiduelles de compression passaient par un maximum à la profondeur du maximum de la déformation plastique de cisaillement. Ils attribuaient l'apparition de micro-fissures de fatigue à la surface à la superposition répétée de contraintes de compression à chaque passage de l'élément roulant aux contraintes résiduelles de traction existant dans une première sous-couche proche de la surface des cylindres. Après avoir traversé cette pellicule, certaines des micro-fissures se propageaient en fatigue dans la sous-couche sous l'influence du cisaillement alterné en produisant ainsi des écailles. La figure 45 représente les répartitions en profondeur des contraintes résiduelles selon la circonférence et selon l'axe du cylindre dans un essai où l'écailage est précédé de micro-fissures à la surface et dans le cas où l'écailage commence à partir d'une inclusion ou d'un défaut. Dans les deux cas, il y a des contraintes résiduelles de compression à la surface même, probablement dues au rodage, mais dans le premier cas des contraintes résiduelles de traction existent sur une épaisseur d'environ 0,1 mm dans la direction circonférentielle. Ensuite, la contrainte résiduelle de compression passe par un maximum à environ 0,6 mm de profondeur. La figure 46 montre des répartitions de contraintes résiduelles selon la profondeur dans les chemins de roulement de roulements à billes à gorges profondes de la série 207 étudiés par ZARETSKY et al.¹⁷⁷; les valeurs ΔH sont les différences entre les duretés Rockwell des billes et des chemins de roulement. On peut voir que les contraintes résiduelles sont presque exclusivement de compressions, ce qui explique l'amorçage des fissures dans la sous-couche cisailée. La figure 47, d'après Muro et al.¹⁷⁶, représente un modèle d'endommagement et de détachement d'écailles à partir de micro-fissures de fatigue en surface.

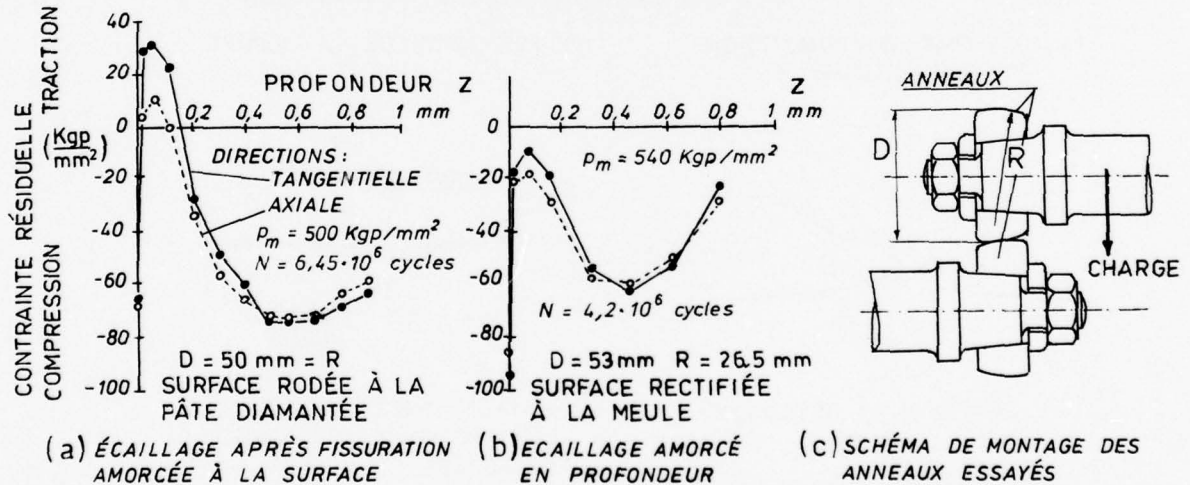


Fig. 45- Répartitions de contraintes résiduelles en profondeur et montage d'essai de fatigue des anneaux au roulement, d'après Muro et al.¹⁷⁶

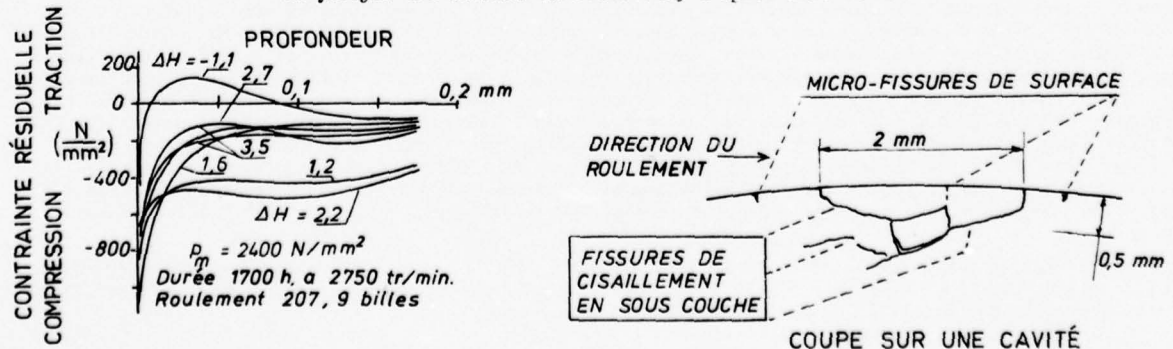


Fig. 46- Contraintes résiduelles dans un roulement à billes, d'après Zaretsky et al.¹⁷⁷

Fig. 47- Coupe sur une cavité après détachement d'écailles suivant la naissance de fissures en surface et en profondeur. D'après Muro et al.¹⁷⁶

Dans les essais de Muro et al., les micro-fissures de surface apparaissaient sur les surfaces super-finies à la pâte de diamant et ne se produisaient pas ou très rarement sur les surfaces rectifiées à la meule. Dans tous les cas, les surfaces de roulement étaient lubrifiées à l'huile minérale. Une tentative d'explication pourrait être que les aspérités de rectification sont écrasées pendant le laminage de roulement et que leur allongement tendrait à favoriser l'allongement plastique du métal compris entre la surface et la région du cisaillement maximal également allongée par déformations plastiques répétées. Au contraire, dans le cas de la surface super-finie, l'absence de grandes déformations plastiques en surface impliquerait, qu'après déchargement, des contraintes résiduelles de traction soient laissées au voisinage de la surface dans la couche intermédiaire de moindre déformation plastique. De plus, l'adhésion accrue sur des aires plus grandes et plus nombreuses de micro-contact faciliterait la fragmentation des écailles dues au cisaillement de la sous-couche en "pavés" plus compacts.

Dans le cas du "frottement-fatigue" (fretting-fatigue en anglais), les contraintes responsables de la fatigue proviennent de la superposition des contraintes de cisaillement en profondeur dues à la charge normale s'exerçant sur une aspérité aplatie et des contraintes à la base de l'aspérité dues au mouvement relatif de glissement alterné entre les deux surfaces. Chaque système de contraintes comporte du cisaillement favorisant l'évolution plastique pendant la fatigue et des contraintes de traction favorisant la fissuration.

Dans le cas de la fatigue de matage, comme dans les essais de MOREAU et GOSTOLI¹⁵⁵, il n'y a plus de mouvement relatif apparent des surfaces. Il reste des déformations alternées de cisaillement symétriques en moyenne autour des axes des aspérités aplaties en contact et engendrant des micro-fissures de cisaillement dans une région conique autour de l'axe de contact. Après fissuration en sous-couche et adhésion au contact, chaque alternance verticale de l'effort tend à faire remonter la région conique vers la surface et à rompre la partie centrale en laissant ainsi une particule adhérente à l'aspérité supérieure et une cavité dans la surface inférieure. Un schéma est proposé dans la figure 48.

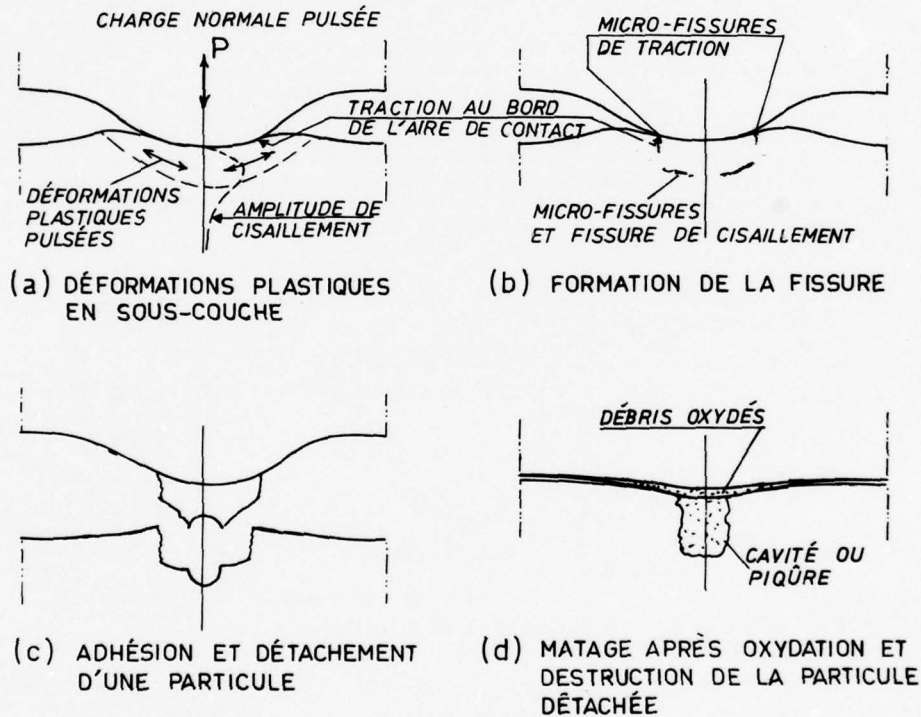


Fig. 48 - Tentative de modèle pour le mécanisme des piqûres de matage.

La particularisation du schéma général de transformation plastique et de fissuration en fatigue pour le cas de la fatigue de matage, comme esquissé dans la figure 48, est assez grossière. En premier lieu, l'hétérogénéité du matériau, les variations d'orientation cristalline des grains et l'irrégularité géométrique des aspérités implique que le cas de symétrie axiale dans le contact de deux aspérités sera très rare et que de très faibles mouvements relatifs latéraux existeront dans la plupart des cas d'aspérités en contact. On peut donc penser qu'un certain nombre de particules seront détachées par cisaillement sans formation d'une cavité étroite ressemblant à une piqûre de corrosion. En second lieu, l'aplatissement et l'étalement des aspérités précède tout le processus comme on le constate dans les piqûres des chemins de roulement. On peut encore penser que l'adhésion comme la fatigue est précédée d'un processus de formation de nouveaux cristaux très petits que l'on peut ramener à celui appelé "polygonisation" par les auteurs britanniques.

D'autre part, étant donné l'influence de l'orientation cristalline de la surface des grains du métal sur l'adhésion, mise en lumière par BUCKLEY¹⁶⁸, on peut penser que les piqûres se produisent de préférence sur les aspérités des cristallites les mieux orientés à cet égard.

7.5. EROSION ET CAVITATION.

L'érosion concerne l'endommagement des surfaces par des particules solides ou liquides lancées à grande vitesse.

Dans le cas des particules solides, l'effet visible est souvent l'usure superficielle par abrasion, tandis que l'effet caché est un écrouissage de la couche superficielle du métal. L'écrouissage implique des déformations plastiques créant des contraintes résiduelles de compression à la surface et pouvant être la cause de fissures de fatigue par cisaillement en sous-couche et de la formation ultérieure d'écaillures détachées venant accroître l'usure apparente. Lorsque l'on utilise un jet de particules entraînées par l'air, comme dans le décapage par sablage ou grenailage de l'oxydation superficielle de traitement thermique, ou entraînées par l'eau comme dans le sablage "humide" utilisant une fine poudre abrasive d'alumine (corindon), l'effet principal apparent et désiré est le décapage. Cependant, c'est l'effet caché de création de contraintes résiduelles de compression à la surface des ressorts de soupape des moteurs d'automobiles qui, prolongeant la durée de service en fatigue, est à l'origine des opérations de grenailage par un jet de billes d'acier ou de verre améliorant, respectivement, la résistance superficielle à la fatigue des pièces mécaniques et des éléments de structures en acier ou en alliage d'aluminium. Comme pour la fatigue par matage, il y a une compétition entre trois conséquences: (1) l'effet favorable des contraintes résiduelles de compression favorisé par une direction du jet normale à la surface; (2) la création d'amorces de fissures en sous-couche et (3) le détachement de particules par abrasion et/ou par fatigue.

Dans le cas de l'érosion par des particules liquides animées d'une vitesse suffisante pour que la rigidité due à la viscosité puisse s'opposer à la rigidité plastique des surfaces métalliques, il existe encore un effet d'écrouissage de la surface métallique par martelage répété et, dans le cas des chocs obliques, la possibilité de création de fissures lorsque des micro-jets de liquide accélérés à une plus grande vitesse par la fragmentation des gouttes créent des surpressions élevées sur les aspérités de la surface. Ce type d'endommagement peut encore être plus marqué dans le cas des grandes aspérités de la surface des structures réelles ou des têtes de rivets désafléurées.

Même des corps semi-solides, tels que des oiseaux heurtés par les bords d'attaque des ailes et des empennages des avions, sont susceptibles d'être injectés par les hautes pression d'impact dans les interstices entre les tôles assemblées et entre les têtes des rivets et les tôles.

L'endommagement par cavitation correspond à la sollicitation sous pression répétée des aspérités des surfaces ou des régions de changement rapide de direction du plan tangent sous l'influence de l'écoulement tourbillonnaire d'un liquide. Le terme de cavitation provient, dans le cas de l'eau, de la création de poches momentanément vides de liquide dues à l'évaporation de l'eau dans les régions momentanément en dépression. Le liquide peut entraîner des particules solides et induire aussi un endommagement par abrasion.

Dans le cas des gaz brûlés des moteurs et dans le cas des gaz des hauts fourneaux, un courant gazeux à haute température contenant des particules de carbone et de l'oxygène dissous peut induire une usure des tuyauteries et des conduits d'évacuation par usure et par corrosion sèche.

Comme pour les quatre modes d'endommagement de la surface déjà considérés, tels que l'usure, l'altération de contact entre deux surfaces métalliques, la fatigue de roulement et le frottement-fatigue, on est de nouveau confronté avec des problèmes intéressants le mécanicien, le physicien, le métallurgiste et le chimiste. Selon la nature des problèmes pratiques, leur représentation plus ou moins complète ou heureuse par des essais de laboratoire, assez simples pour être effectués dans des conditions acceptables, et la discipline principale du laboratoire, l'accent peut être mis sur l'un des aspects tels que l'usure, la fatigue, l'aérodynamique ou l'hydrodynamique, les transformations des structures métallurgiques ou cristallines, la corrosion et les autres réactions de surface.

Les travaux publiés concernent:

- La recherche des paramètres significatifs de l'endommagement et des lois physiques gouvernant leurs influences respectives et leurs interactions.
- A défaut de lois physiques, la recherche d'expressions mathématiques permettant d'interpoler les résultats expérimentaux pour un matériau et des conditions données.
- Afin d'obtenir une première sélection de matériaux à tester en laboratoire avant une première utilisation en service, on utilisera des corrélations de l'endommagement avec d'autres propriétés physiques, telles que la dureté, la résistance à rupture en traction ou en flexion, la limite de fatigue, etc., ou avec des combinaisons de ces grandeurs telles que l'énergie de rupture statique ou dynamique, etc.
- Dans le but de justifier les choix découlant des essais de laboratoires, des corrélations sont parfois établies sous forme de comparaison du classement quantitatif ou qualitatif d'un certain nombre de matériaux dans des conditions particulières de service (par exemple, aubes de turbines hydrauliques pour l'érosion par le sable et la cavitation, aubes des turbines à vapeur pour l'érosion par les gouttes d'eau en suspension) et de classements dans divers types d'essais de laboratoire toujours accélérés par rapport aux conditions en service.
- Il convient de souligner que la faible influence de la corrosion sur l'endommagement par comparaison avec l'action des causes mécaniques bien établie dans la plupart des essais de laboratoire n'implique pas que la corrosion constatée en service soit seulement une conséquence d'une destruction mécanique préalable et ne favorise pas celle-ci.

7.5.1 - Erosion par des particules solides.

Dans une étude préliminaire des conditions d'endommagement par impact (impingement en anglais) répété de particules solides à la surface de matériaux ductiles, MOORE¹⁷⁸ distinguait divers modes d'endommagement. L'érosion pure correspondait, à la limite, aux trois conditions: (a) approche de chaque particule selon une trajectoire sensiblement perpendiculaire à la surface, (b) chaque particule frappe la surface une fois seulement et, (c) elle rebondit et quitte la surface. L'angle critique entre la trajectoire d'approche et la surface serait de 60 à 65 degrés. Des essais indiquent que la perte en masse de la surface érodée d'un métal ductile est alors une fonction directe de l'énergie de la particule et non de sa quantité de mouvement; l'usure serait due à la fatigue inter-cristalline du matériau donnant des éléments détachés de dimension finie.

L'érosion abrasive correspondrait aux conditions: (a) la trajectoire initiale de la particule est inclinée sur la surface, (b) la particule frappe la surface une seule fois seulement et, (c) elle reste en contact en glissant le long de la surface. Cette érosion abrasive apparaît dans les cas où: (1) la trajectoire étant inclinée sur la surface d'un angle supérieur à l'angle critique, les autres conditions sont telles que la particule ne s'éloigne pas de la surface par rebond et, (2) lorsque la concentration en particules est assez élevée pour créer une interférence entre les trajectoires éventuelles de rebond et les nouvelles particules. Ce dernier point a été étudié avec des éprouvettes faites de divers éléments pesables séparément, l'élément central étant frappé à la perpendiculaire sur la surface et les autres éléments étant soumis à l'érosion abrasive.

Il découle de ces considérations que dans les problèmes pratiques on rencontrera de l'érosion par martelage dans le cas des poussières de faible concentration, donc sans interférence des trajectoires d'approche et de rebond, venant frapper à grande vitesse et normalement la surface des pièces; on rencontrera l'érosion par abrasion comme facteur principal de l'endommagement dans le cas des particules abrasives entraînées le long d'une paroi par un courant fluide.

Les deux effets peuvent s'ajouter comme c'est le cas pour l'opération de sablage humide (wet blasting) destiné à décaper finement les régions de pièces mécaniques où l'état de surface a été perturbé par les opérations d'usinage ou de traitement thermique ou bien par un endommagement accidentel tel qu'une corrosion localisée. Par exemple, on peut améliorer le bord vif des alésages dans les structures des avions en alliage d'aluminium en effectuant localement un décapage avec une fine poudre d'alumine en suspension dans un jet d'eau; on enlève ainsi l'arête vive très endommagée par l'usinage et la surface de l'arrondi ainsi obtenu est écrouie et comporte des contraintes résiduelles de compression favorisant la résistance en fatigue. Le procédé peut encore être amélioré en mélangeant de fines billes de verre à la poudre de corindon¹⁷⁹ (Superblasting).

7.5.1.1 - Erosion par le sable ou des abrasifs en grains entraînés par un fluide.

Lorsqu'un courant fluide, gazeux ou liquide entraîne des particules solides en suspension et subit des changements de direction du fait de la courbure d'une paroi ou de l'écoulement autour d'un profil d'aube, la force centrifuge appuie les grains solides contre la paroi ou contre l'obstacle et peut être la cause d'une usure rapide.

7.5.1.1.a - Sable en suspension dans un liquide.

FINNIE¹⁸⁰ a souligné l'importance de ce problème dans le forage des puits de pétrole, du fait de la boue utilisée pour équilibrer la pression, dans l'extraction de l'huile brute entraînant du sable en suspension, puis dans le cracking utilisant un catalyseur en particules de 75 μ m brassées avec le brut à 480-590 °C puis rénové après séparation du fluide par brûlage du coke, toute la circulation impliquant un problème d'érosion.

BOVET¹⁸¹ a décrit les effets de l'érosion par le sable dans les turbines hydrauliques et y a inclus l'expérience en service dans les installations hydrauliques suisses. L'érosion par le sable est affectée par la différence de densité des particules solides et du liquide, par le rayon de la paroi aux changements de direction de l'écoulement, par le volume et la vitesse des particules ainsi que par le coefficient de frottement entre la particule et la paroi.

STAUFFER¹⁸² a étudié les boues abrasives au moyen d'une machine Escher Wyss où 4 éprouvettes verticales sont fixées à la périphérie d'un tambour horizontal tournant dans un mélange de deux parties de sable et d'une partie d'eau. Trois éprouvettes identiques sont essayées en présence d'une éprouvette standard d'acier doux pendant 15 heures à 1150 tr/min. On compare les pertes de poids pour définir un coefficient relatif d'usure. LEITH et McILQUHAM¹⁸³ ont comparé les résultats de Stauffer aux résultats de leurs essais de cavitation, effectués sur un dispositif magnéto-strictif à 6500 Hz et avec une amplitude maximale de 0,086 mm, et aux résultats des essais de cavitation de MATHIESON et HOBBS¹⁸⁴. La comparaison était justifiée puisque les roues Pelton, les turbines hydrauliques et les hélices marines sont endommagées à divers degrés par l'action simultanée de l'érosion par le sable et par la cavitation. La comparaison montre:

1. Y compris le bronze d'aluminium qui est bon en cavitation, les bronzes ont une mauvaise résistance à l'érosion par le sable.
2. L'acier inoxydable 202 très écrouissable à froid est assez bon dans les deux cas.
3. Dans les deux cas, les fers et les aciers ont une résistance croissant avec la dureté.
4. Les revêtements de chrome sont bons dans les deux cas mais leur résistance dépend de l'épaisseur: 0,125 mm est efficace sur un acier à outil poli, tandis qu'il faut 0,125 mm de cuivre et 0,125 mm de nickel sous 0,125 mm de chrome dur sur de la fonte grise pour résister à une attaque sévère par cavitation.

7.5.1.1.b - Sable projeté par un courant gazeux.

Dans ce cas, les paramètres principaux caractérisant l'agent d'érosion sont la masse, la forme et la vitesse du grain abrasif ainsi que l'angle d'attaque formé par la vitesse et la surface érodée et la masse d'abrasif frappant la surface érodée par unité de surface et de temps.

La figure 49 montre quelques résultats d'essais de PATEL¹⁸⁵, d'après une revue de SHELDON¹⁸⁶ sur l'érosion par des particules solides. Dans ces essais, les particules de carbure de silice (60 mailles par pouce dans le tamis) étaient suffisamment rares pour que l'interférence des particules nouvelles et de celles ayant déjà frappé la surface ne soit pas gênante. Le comportement de l'alliage d'aluminium 6061-0 (recuit), -T4 (trempé et vieilli naturellement) et -T6 (trempé et vieilli à chaud) montre bien la diminution de la profondeur des sillons lorsque la dureté croît. Lorsque l'abrasif et les conditions de l'érosion sont fixées, la profondeur des sillons, comparable à la profondeur des cratères dans les essais d'impact à la bille, ne dépendent que de la dureté. Les essais représentés dans la figure 50 montrent encore une meilleure corrélation lorsque l'on considère la dureté après érosion dans le cas d'un afflux de particules abrasives donnant des contraintes résiduelles de compression mais endommageant la surface et favorisant ainsi le détachement des particules du métal.

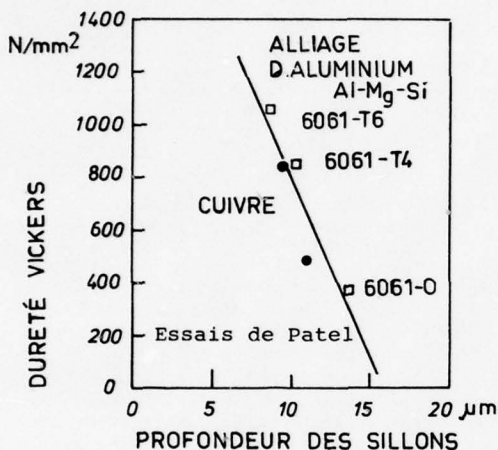


Fig. 49 - Profondeur des sillons en fonction de la dureté initiale pour le cuivre et l'alliage d'aluminium 6061 érodés par quelques particules de carborundum (60 mailles/in) sous 75 m/s et un angle de 20°.

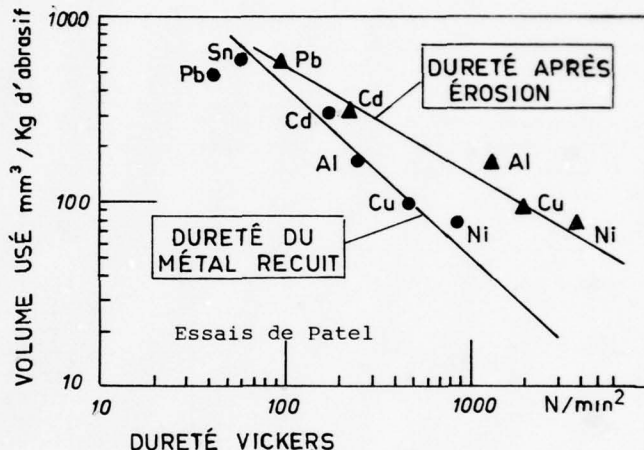


Fig. 50 - Volume érodé par masse d'abrasif en fonction de la dureté Vickers du métal recuit et de celle du métal après érosion par du carborundum (60 mailles par in) à la vitesse de 75 m/s sous un angle de 20°, d'après les essais de Patel.

La différence entre les cas représentés par les figures 49 et 50 réside essentiellement dans la concentration des particules abrasives. Le petit nombre des particules agissant dans l'étude de la profondeur des sillons (fig. 49) fait que la plupart des particules frappent un métal vierge ou très peu écroui, en sorte que la dureté initiale est encore un paramètre de corrélation convenable. Au contraire, dans le cas de la figure 50, la masse de particules abrasives est telle que chacune d'entre elles frappe une surface déjà écrouie et la dureté après érosion est le paramètre le plus convenable.

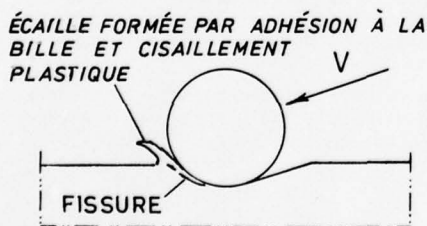


Fig. 51 - Formation possible d'une écaille dans l'impact oblique d'une sphère.

En supposant l'impact oblique d'une sphère rigide sur une surface métallique déformable et en rapprochant d'un mode possible de formation d'une particule détachée par adhésion et fragmentation de la formation de telles particules signalée et étudiée par COCKS⁶² et par ANTLER⁶³ dans des recherches concernant l'usure par frottement continu, on peut envisager entre autres, la modèle de formation d'une écaille représenté dans la figure 51. L'impact oblique refoule plastiquement le métal du bord avant du cratère et le cisaillement crée des micro-fissures en sous-couche qui se réunissent ensuite et entraînent le détachement d'une écaille. Dans le cas de métaux plus fragiles, le détachement d'une particule métallique pourrait être dû à des cassures de traction ou de flexion.

On peut penser comme HUTCHINGS¹⁸⁷ que la chaleur dégagée localement par les déformations plastiques et le frottement

implique une élévation de température d'autant plus efficace pour faciliter les déformations plastiques que l'écart entre la température initiale et la température de fusion est faible. La figure 52 montre les résultats d'essais effectués par FINNIE et al.¹⁸⁸ sur l'érosion de nombreux métaux par des particules de carborundum sous un angle de 20° et une vitesse de 136 m/s; en reportant le volume de métal usé par kg d'abrasif en fonction du paramètre ($C_p \Delta T$), où C_p est la chaleur spécifique par unité de volume et ΔT est la différence entre la température initiale de l'essai et la température de fusion de chaque métal, Hutchings obtient une bonne corrélation. On retrouve ici l'influence de l'adoucissement apporté par l'échauffement, déjà noté dans les travaux de BOWDEN et al.^{33,35,44}, et de l'influence de la proximité de la température de fusion.

Une autre tentative de corrélation analogue a été effectuée par ASCARELLI¹⁸⁹ sur les mêmes résultats d'essai. Le paramètre utilisé était la "pression thermique" ($\alpha K \Delta T$) où α est le coefficient de dilatation thermique linéaire, ΔT est défini comme ci-dessus et K est le module d'élasticité volumique du métal; L'ensemble a les dimensions d'une pression. Dans cette corrélation, le volume usé rapporté au poids d'abrasif utilisé était corrélé avec des écarts maximaux de 25%. Cependant, Hutchings note que l'alliage Invar (Fe + 36 % Ni) a une valeur du paramètre ($\alpha K \Delta T$) supérieure à celle de l'aluminium alors que la valeur du paramètre ($C_p \Delta T$) est très proche de celles du fer et du nickel.

Comme pour l'usure par abrasion sous un angle nul étudiée par Krushchov et al.^{85,86,88,89}, plusieurs grandeurs physiques corrélées entre elles peuvent être corrélées avec le volume de métal érodé.

Hutchings a aussi étudié les résultats des essais d'abrasion effectués par TADOLDER¹⁹⁶ sur de nombreux métaux et obtenu une bonne corrélation avec le paramètre ($C_p \Delta T$).

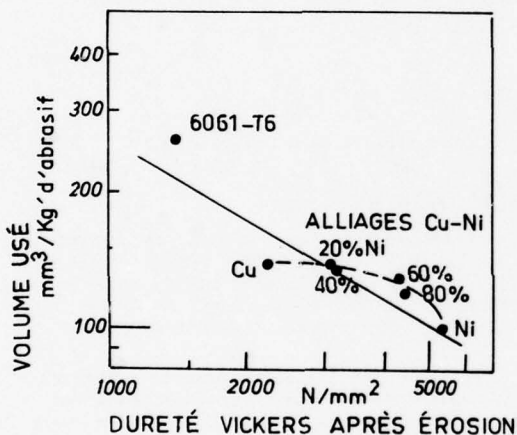


Fig. 53 - Volume érodé par Kg d'abrasif en fonction de la dureté après érosion des alliages Cu-Ni, d'après Sheldon¹⁸⁶.

comme observé par Sheldon mais aussi plus cassante du fait de la présence de micro-fissures de traction en surface et de cisaillement en sous-couche préparant le détachement d'écailles ou de particules de métal. Les contraintes répétées de traction créant des microfissures en surface seraient produites pendant l'impact à l'arrière de la particule d'abrasif frappant obliquement la surface.

La quantité de métal retiré de la surface érodée par des particules solides est fonction de la vitesse V d'impact des particules et de la dimension moyenne ou du diamètre des particules, d . D'après les essais publiés par différents auteurs (Sheldon¹⁹¹, Tilly et al.¹⁹², Goodwin¹⁹³, Sheldon et Finnie¹⁹⁵, Sheldon¹⁹⁶, SHELDON et KANHERE¹⁹⁴) ont proposé la relation suivante pour la quantité de métal érodé par particule érodante

$$w = k V^p d^q \quad (73)$$

où p est un exposant variant de 2,3 à 2,9 tandis que l'exposant q serait égal à 3, ce qui implique que la masse érodée soit proportionnelle à la masse érodante. La table 7.5.1-1 résume les données. Les essais de Sheldon et Kanhere y ont été reportés avec un facteur K défini par

$$m/m_p = K (V/305)^p, \quad (74)$$

où m est la masse érodée, m_p la masse érodante et V est la vitesse d'impact en m/s (305 m/s = 1000 ft/s).

Les essais de Sheldon et Kanhere étaient effectués avec des billes d'acier ϕ 2,31 mm et des billes de verre ϕ 3 mm, montées par trois à la surface d'une bourre très légère en mousse de polystyrène lancée par un canon à azote comprimée (ϕ 12,7 mm, longueur = 1,52 m, pression max. = 170 N/cm²) permettant d'obtenir des vitesses d'impact allant jusqu'à 460 m/s. Les éprouvettes carrées en alliage d'aluminium 6061-0 recuit avaient une dureté Vickers initiale HV = 353 N/mm², 12,7 mm de côté et 3,18 mm d'épaisseur. Certaines éprouvettes avaient leur surface écrouie par un grenailage préalable effectué avec des particules de même nature que dans les essais d'impact mais de diamètre inférieur (2,03 mm) et lancées avec profusion au moyen d'un jet d'air.

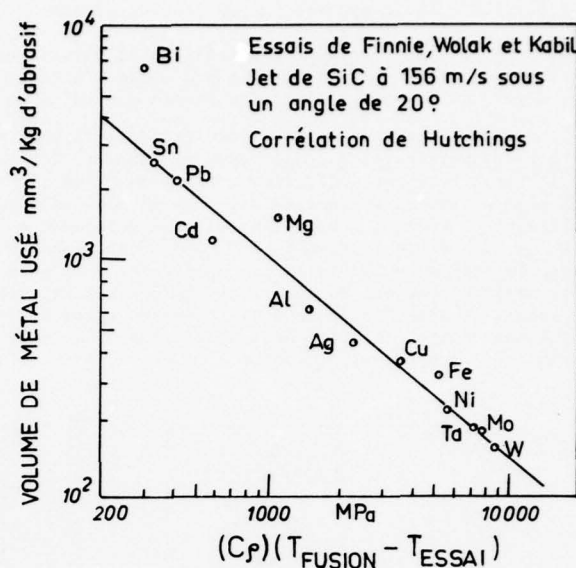


Fig. 52 - Corrélation des essais d'abrasion de Finnie et al.¹⁸⁸ par le paramètre de Hutchings¹⁸⁷.

La figure 53 montre la corrélation proposée par Sheldon pour les essais d'érosion d'alliages Cu-Ni de diverses compositions en Ni et d'un alliage d'aluminium (6061-T6). Le volume érodé en mm³ par kg de carbure de silice (tamis de 60 mailles au pouce) lancé à la vitesse de 90 m/s sous un angle de 30° et un débit de 0,0003 kg/s est porté en ordonnées et la dureté Vickers mesurée après érosion est portée en abscisses. Bien que la corrélation avec le comportement de l'alliage d'aluminium puisse être considérée, la corrélation du comportement des divers alliages Cu-Ni n'est pas évidente. La courbe pointillée rend mieux compte des résultats et, au moins pour le cuivre et le nickel purs, la corrélation de Hutchings paraît meilleure.

A côté du modèle du mécanisme de l'érosion basé sur la formation d'un cratère ou d'une empreinte, puis la formation d'une particule détachée par adhésion, déformation plastique et cisaillement (Fig. 51) on peut penser que le martelage de la surface par les impacts répétés entraîne une évolution en fatigue de la couche superficielle du métal qui devient plus dure

Table 7.5.1.1 - Valeurs des exposants p et q des relations (73) et (74) et de la constante K de la relation (74), d'après les données réunies par Sheldon et Kanhere¹⁹⁴.

Moyen de lancement	Dimension particule. Mailles au pouce, ϕ .	Nature de la particule	Métal érodé	Angle d'impact α	K de eq.(74)	p	q	Références
Jet air	60 m/p	SiC	Acier, Cu	20°		2,36		191
Jet air	180 m/p	SiC	Alum.	20°		2,36 - 2,69		191
Jet air	$\phi > 100 \mu\text{m}$	SiC	Acier, Cu, Al	30°		3		191
Jet air	60 m/p	SiC	Divers métaux	20°			3	195
Jet air		SiC	Al, Cu, acier	20°		2,9	3	196
Manège	$\phi > 125 \mu\text{m}$	Quartz	acier, Al, etc.	90°		2,3	3	192, 193
Manège	125-150 μm	Bille verre	Aluminium	90°		2,4		192
Canon à l'azote comprimée	ϕ 3 mm	Bille verre de dureté ₂ 7110 N/mm ²	Al.6061-0 recuit écroui	20°	$3,5 \cdot 10^{-3}$ $4,2 \cdot 10^{-3}$	2,52	3	194
			recuit ou écroui	90°	$3,2 \cdot 10^{-3}$	2,41	3	194
	ϕ 2,31 mm	Bille acier de dureté ₂ 6870 N/mm ²	Al.6061-0 recuit écroui	20°	$3,5 \cdot 10^{-3}$	2,34	3	194
			Al.6061-0 recuit ou écroui	20°	$5,7 \cdot 10^{-3}$	2,8	3	194
			Al.6061-0 recuit ou écroui	90°	$2,1 \cdot 10^{-3}$	2,19	3	194

Soulignant que l'exposant p de la vitesse dans la relation (73) était compris entre 2,3 et 2,9 alors que les tentatives de prédiction donnaient une valeur p = 2, les auteurs ont indiqué l'opinion de Finnie et al.¹⁸⁸ exposant que cette divergence pourrait être expliquée par l'hypothèse que la résistance du métal est une fonction décroissante de la profondeur du sillon produit par la particule érodante, comme c'est le cas pour les expériences sur la coupe des métaux. Sheldon et Kanhere ont tenté d'établir une théorie élémentaire quasi-statique basée sur le calcul du travail de déformation en utilisant la relation de Meyer $F = a r^n$, avec $n = 2$, entre la force F d'impact et le rayon instantané du cercle du cratère à la surface et supposant que le métal oté par l'impact était proportionnel au volume du cratère, ce dernier étant proportionnel au cube de la profondeur. Ce dernier point étant erroné et une expression exacte du volume du cratère théorique redonnant un exposant 2 pour la vitesse, le problème d'un exposant p supérieur à 2 n'est pas tranché.

L'influence de l'angle α entre la vitesse des particules abrasives et la surface érodée dépend du matériau et de son mode d'endommagement. Dans les métaux ductiles recuits, comme l'aluminium, le cuivre et le fer ou l'acier doux, les fragments sont détachés par déformation plastique répétée pour les impacts de direction voisine de la normale ($\alpha = 90^\circ$); pour les directions inclinées, la proportion de détachement de fragments par coupe ou abrasion croît jusqu'à une valeur maximale de l'érosion comme le montrent les courbes 1, 2 et 3 de la figure 54; pour des valeurs de α inférieures à 10° , une grande partie des grains abrasifs ne pénètre plus dans la surface du métal et l'abrasion devient négligeable.

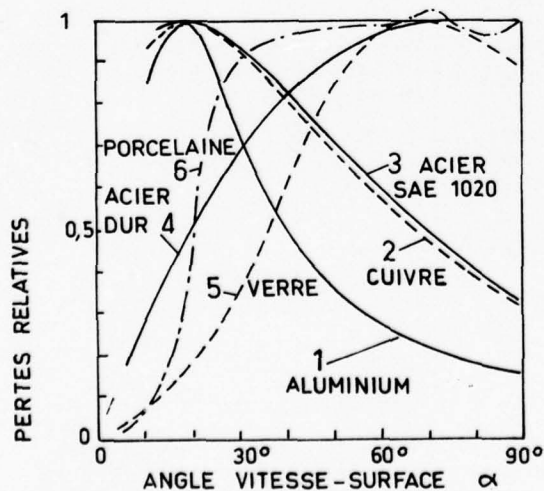


Fig. 54 - Influence de l'angle d'attaque sur l'érosion par des grains abrasifs de SiC, d'après les essais de Finnie¹⁸⁰.

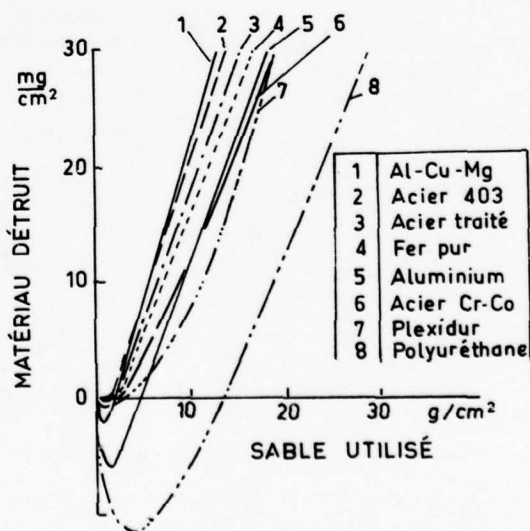


Fig. 55 - Pertes de poids par érosion au moyen de grains de quartz (SiO_2) pour une vitesse d'impact de 310 m/s dans le vide (0,1 Torr) d'après Behrendt¹⁹⁷.

Dans le cas d'un acier traité, tel que l'acier SAE 1055 de dureté Rockwell C 63 essayé par Finnie sous un jet de grains de carborundum (SiC ϕ 0,4 mm) à la vitesse de 46 m/s, la courbe 4 de la figure 54 montre que les pertes par érosion sont sensiblement constantes pour $30^\circ < \alpha < 90^\circ$ correspondant au détachement de fragments par déformation alternées de la surface et par abrasion des aspérités créées aux intersections des indentations; aux valeurs plus faibles de α , la fatigue due à la composante normale de la vitesse ne crée plus d'aspérités et le métal dur résiste à l'abrasion. Les matériaux fragiles tels que le verre et la porcelaine, représentés par les courbes 5 et 6 de la figure 54 d'après les essais de Finnie¹⁸⁰, sont endommagés par ruptures fragiles répétées détachant des écailles; les pertes de poids sont fonction de la composante normale de la vitesse et sont maximales pour $\alpha = 90^\circ$.

Dans les essais aux faibles vitesses d'impact, les pertes par érosion sont plus faibles pour les matériaux plus durs, comme cela est illustré par la figure 50 pour des grains de SiC lancés à 75 m/s. Il en va autrement pour les vitesses élevées. BEHRENDT¹⁹⁷ a effectué des essais d'érosion dans un appareil comportant un bras portant des éprouvettes cylindriques à ses extrémités et tournant à 20.000 tr/min. dans une chambre à vide (0,1 mm Hg) afin d'éliminer la résistance de l'air et son effet amortisseur sur les grains abrasifs éjectés à 8,5 m/s perpendiculairement au plan de rotation du bras. Avec une vitesse d'impact de 410 m/s et des grains de SiO₂, la figure 55 représente les pertes de poids de différents matériaux. En premier lieu, on constate qu'au début des essais les éprouvettes des métaux tendres, aluminium pur (courbe 5) et alliage d'aluminium (courbe 1) ainsi que les éprouvettes des matières plastiques plexidur (courbe 7) et polyuréthane (courbe 8) gagnent d'abord du poids au lieu d'en perdre. Ceci s'explique par l'encastrement de certains grains dans la matrice tendre en aluminium ou dans les matières plastiques de faible dureté. D'autre part, dans les régions d'érosion sensiblement stabilisées des courbes, les aciers, l'aluminium et le plexidur s'usent à des taux comparables. D'autres séries d'essais montrent que le taux d'érosion $d\Delta G/dt$ des aciers, au carbone, 403 martensitique à 12% Cr et 301 austénitique à 18% Ni et 8% Cr, ne varie pas significativement lorsque les traitements thermiques modifient la dureté Vickers de 400 à 600 kgp/mm².

Avec le même appareillage, BEHRENDT¹⁹⁸ a étudié la résistance à l'érosion par le sable d'éprouvettes discales ϕ 16,8 mm et de 2,5 à 5 mm d'épaisseur en verre et en matières plastiques renforcées par des fibres de verre ainsi que de l'alumine fondue Al₂O₃ (saphir). Le taux d'érosion stabilisé ($d\Delta G/dt$)_{max} était mesuré en mg de matériau érodé par gramme de sable érodant. Pour des matériaux métalliques, ce taux est proportionnel à la puissance p de la vitesse V d'impact. Pour le verre et les plastiques renforcés, l'auteur obtient encore p voisin de 2,3. Pour le plexidur, au dessus de $V = 250$ m/s, l'exposant p croît très vite du fait de l'échauffement du matériau au dessus de son point de transformation du second ordre, ce qui n'est pas le cas du polyuréthane. Des laques polyuréthane ou fluorocarbone accroissent la résistance à l'érosion d'impact des plastiques renforcés en s'opposant à la pénétration des grains de sable.

TUITT¹⁹⁹ a étudié la résistance à l'érosion des métaux utilisés dans les aubes des compresseurs des moteurs à réaction des avions, métaux tels que acier à 11% Cr, Inco 718, Titane IMI 318A et alliage d'aluminium A-U2GN (RR58). Il utilisait un appareillage à bras tournant ϕ 305 mm portant à ses extrémités deux éprouvettes minces dont le plat était situé dans le plan de rotation. Les éprouvettes 25x10x1 mm rencontraient par leurs tranches un jet de sable perpendiculaire au plan de rotation et lançant avec un débit contrôlé pendant chaque essai une quantité pesée de sable de quartz avec des grains de 20 à 60 μ m. L'ensemble était situé à l'intérieur d'une enceinte à vide poussé (10^{-3} mmHg). A la vitesse d'impact de 305 m/s, le comportement des matériaux nus montrait une corrélation avec le module d'élasticité. On peut penser que l'absence de corrélation avec la dureté pour les métaux de construction résulte du fait que la dureté de la matrice cristalline est liée à sa dureté propre et que celle-ci joue un rôle prépondérant dans la résistance à la pénétration sur des aires de contact très petites. On peut rapprocher cette hypothèse des résultats des essais de Behrendt reportés dans la figure 55 où le comportement du fer est intermédiaire entre celui de deux aciers de construction. La table 7.5.1.2 montre les résultats obtenus avec les métaux nus.

Table 7.5.1.2 - Résultats des essais d'érosion par le sable de quartz (40 μ m) sur des métaux nus, $V = 305$ m/s, d'après Tuitt¹⁹⁹.

Matériaux	Dureté HV kgp/mm ²	$\sigma_{0,2\%}$ MN/m ²	σ_R MN/m ²	A %	Module E MN/m ² x 10 ³	Taux d'érosion en volume cm ³ par kg de sable sous un angle α de:	
						90°	30°
Acier à 11% Cr	350	310	540	25	209	0,7	1,4
Inco 718	370	700	1150	22	202	1,3	1,5
IMI 318A	280	880	957	8	126	1,4	2
RR58 (A-U2GN)	139	324	460	13	73	2,6	4,3
Acier à 1% C							
recuit	210	460	710	10	209	0,9	1,1
traité	554		1600			0,9	1,5
traité	815		2600			1,3	1,3
All. Mg ZW3	75	160	300	11	50	4,3	
Cuivre recuit	40	50	230	26	123	1,4	
All. Mn/Cu	160	300	600	35	120	1,5	1,9
						et 1,7	3.

Sur l'acier à 11% Cr, les divers revêtements de nickel n'étaient guère efficaces, cela pouvant être dû à l'attaque privilégiée des angles sur la tranche des éprouvettes où le revêtement est toujours moins épais. Le placage de chrome dur résiste bien pour des particules abrasives de grosseur inférieure à 50 μ m, mais les pertes croissent avec la taille des grains pour un même poids d'abrasif.

L'accroissement du taux d'érosion des feuilles minces (0,32 à 1,22 mm) en alliage d'aluminium britannique BSL72 a été mis en évidence aussi dans les essais d'ALDERSON²⁰⁰ utilisant un ejecteur à venturi

projetant à 335 m/s un jet de sable à 96% de quartz de 5 g en 3 minutes sous un angle de 75° par rapport à la surface des éprouvettes. Pour l'éprouvette de 0,71 mm d'épaisseur, les pertes en mg d'éprouvette par g de sable étaient:

Ø moyen du sable (µm)	55	143	240	360	460	550	655	780	925
pertes en mg/g sable	0,32	0,06	2,04	3,52	4,36	4,44	5,94	5,44	4,08.

L'influence de la taille du grain abrasif disparaissait pour une épaisseur des éprouvettes égale à 3,26 mm et était probablement due, comme dans les essais de Tuitt, à la flexion des feuilles minces.

Dans le même ordre d'idée, GENTNER²⁰¹ a obtenu un meilleur comportement d'aubes de compresseur en alliage d'aluminium recouvert d'une couche mince de carbure de tungstène (WC) ou de carbure de silicium (SiC) déposée par condensation de molécules vaporisées par le bombardement électronique d'une cathode (sputtering, en anglais). Pour un sable Ø 0 à 200 µm, l'érosion était réduite de moitié et les surfaces érodées restaient très lisses.

7.5.1.2 - Impacts et érosion par des sphères solides.

Même dans l'érosion avec des grains de sable sous un angle de 90°, normalement à la surface, les pertes résultent pour une grande part de la formation d'aspérités par déformation alternée du métal superficiel sous les impacts successifs. Dans le but d'étudier le phénomène sans être gêné par les pertes par abrasion résultant des angles coupants des grains de sable, des essais d'érosion ont été effectués avec des sphères métalliques, des sphères de verre, d'alumine, de carbure de silice, etc. D'autre part, pour les grandes vitesses d'impact (200 à 600 m/s) le comportement des métaux sous l'impact d'un projectile de plomb pouvait être relié à l'effet des impacts par des gouttes liquides.

ENGEL²⁰² a systématiquement étudié les impacts isolés de sphères solides et de gouttes liquides avec des plaques de différents métaux. La figure 56, d'après ENGEL^{202c} schématise la nature et la position des contraintes développées au cours de l'impact d'une plaque par une sphère. En surface, les contraintes sont similaires à celles développées pendant la pénétration lente d'une sphère comme dans les analyses de Hertz (voir aux paragraphes 7.3.1.1 et 7.4.2.1). En profondeur, l'impact tend à cisailier un noyau tronconique s'élargissant vers le bas et induisant une flexion de la face inférieure de la plaque. Afin de pouvoir utiliser la théorie de la propagation des ondes de choc planes le long d'un cylindre, l'épaisseur de la plaque doit être assez faible pour que métal fortement déformé puisse être assimilé à un cylindre mais doit rester assez élevée pour éviter les déformations permanentes de flexion sur la face arrière de la plaque. Dans les impacts avec des gouttes liquides, ENGEL^{202c} conseillait d'utiliser des plaques d'épaisseurs comprises entre 1,5 et 5 diamètres de la goutte.

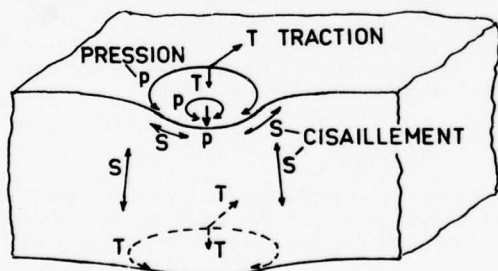


Fig. 56 - Nature et schéma de position des contraintes pendant l'impact de sphères liquides ou solides sur une plaque, d'après Engel^{202c}.

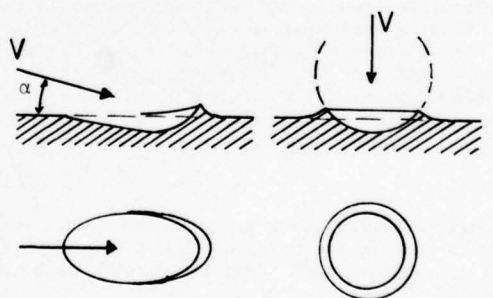


Fig. 57 - Cratères d'impact formés par des billes sur un alliage 6061-O, d'après ref.194.

Les évaluations théoriques d'Engel et les essais correspondants concernent le cas particulier d'une direction normale de l'impact par rapport à la surface frappée ($\alpha = 90^\circ$). Les théories établies seraient discutables pour des impacts très inclinés modifiant de tout au tout la forme des empreintes et la répartition des déformations plastiques. La figure 57 montre les formes de cratères obtenus dans l'alliage d'aluminium recuit 6061-O par Sheldon et Kanhere¹⁹⁴ au moyen d'impacts par des billes d'acier ou de verre. Avec un angle de 90°, l'empreinte comporte un bourrelet circulaire comme les empreintes obtenues par Engel (forme II de la figure 62). Avec un angle de 20° entre la vitesse d'impact et la surface du métal, le cratère elliptique est bordé par un bourrelet de hauteur croissant dans la direction du déplacement. Les auteurs rapprochent cette forme de celle obtenue par GRAHAM²⁰⁵ avec un outil de coupe dont la pointe avait été émoussée en forme de sphère et, pénétrant dans l'aluminium, formait d'après les instantanés photographiques un bourrelet par accumulation de métal refoulé en avant de la pointe sans production d'un copeau, le bourrelet étant périodiquement fragmenté.

Afin d'établir des relations théoriques et expérimentales entre la masse, la vitesse et la forme de la particule arrêtée par la surface, les propriétés physiques du corps érodé et l'endommagement résultant de l'érosion, on peut d'abord considérer le cas simple où une particule sphérique unique frappe la surface selon une trajectoire normale. Il n'y a alors aucune interférence perturbant le comportement des particules et transformant un endommagement de martelage en endommagement par abrasion. Ce problème a été traité par ENGEL^{202d} à qui l'on emprunte ici des considérations théoriques et quelques résultats d'essais d'impact de différents métaux par des sphères en acier.

En premier lieu, on utilise la théorie des ondes planes élastiques selon SAINT-VENANT²⁰³, appliquée au problème de deux tiges cylindriques de matériaux différents entrant en collision axiale.

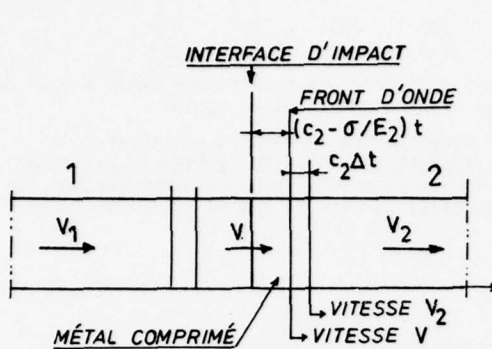


Fig. 58 - Choc axial de deux barres de matériaux différents.

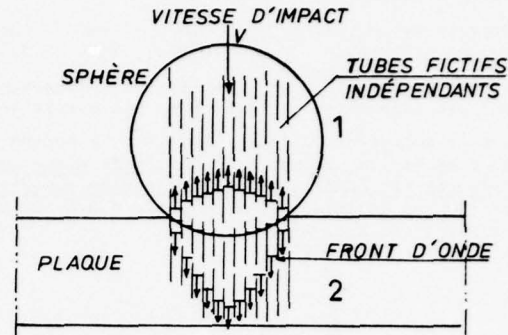


Fig. 59 - Choc normal d'une sphère contre une plaque. Idéalisation par le choc de tubes élémentaires indépendants.

Soit le choc axial de deux barres représenté dans la figure 58. L'équation aux dérivées partielles traduisant l'équilibre d'une tranche de la barre entre les forces axiales et les forces d'inertie s'écrit:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (75)$$

où u est le déplacement longitudinal d'une section de la barre, t est le temps, E le module d'élasticité et ρ est la masse spécifique. La solution est de la forme

$$u = f(x + ct) + g(x - ct), \quad (76)$$

où $c = \sqrt{E/\rho}$ est la vitesse de propagation de l'onde de choc dans le métal (vitesse du son).

Entre les fronts d'onde se déplaçant en sens opposés par rapport à l'interface de contact, le métal a la même vitesse V et se trouve comprimé. D'après le principe de la conservation de la quantité de mouvement et avec une section droite d'aire constante dans la barre, on obtient:

$$v = \frac{c_1 \rho_1 v_1 + c_2 \rho_2 v_2}{c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2} \quad (77)$$

Considérant de nouveau une tranche située à la limite d'un front d'onde et correspondant au métal balayé par le front d'onde pendant un temps élémentaire Δt , $c_2 \Delta t$ est l'épaisseur de la tranche. Les vitesses des éléments matériels de la tranche sont v_2 pour la face avant et v pour la face arrière. Il en résulte un raccourcissement $(v_2 - v) \Delta t$ qui, rapporté à l'épaisseur $c_2 \Delta t$, donne une déformation unitaire de compression $\epsilon_2 = (v_2 - v)/c_2$. Avec la loi de Hooke, $\epsilon_2 = \sigma_2/E_2$ où σ_2 est la contrainte de compression et compte tenu de la relation $E_2 = c_2^2 \rho_2$, et en utilisant la relation (77), on obtient:

$$\sigma_2 = (v_2 - v_1) \frac{c_1 \rho_1 c_2 \rho_2}{c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2} \quad (78)$$

Considérant ensuite l'impact d'une sphère sur une plaque, représenté dans la figure 59, ENGEL utilise encore la théorie des ondes de choc planes en idéalisant chaque corps par une série de tubes fictifs, minces et concentriques, dont les interfaces d'impact constituent des gradins sur la surface réelle de contact de la sphère et de la plaque.

En outre, ENGEL fait l'hypothèse que la contrainte de compression n'entraîne pas de dilatation transversale, ce qui implique une contrainte de compression radiale $\sigma_r = \nu \sigma / (1 - \nu)$ et

$$\sigma = E \epsilon (1 - \nu) / (1 + \nu)(1 - 2\nu) \quad (79)$$

puis

$$c = \sqrt{(\sigma/\rho \epsilon)} = \left[\frac{E(1 - \nu)}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)\rho} \right]^{1/2} = \sqrt{[\lambda + 2G]/\rho} \quad (80)$$

où $\lambda = E\nu/(1 + \nu)(1 - 2\nu)$ et $G = E/2(1 + \nu)$. C'est la vitesse du son dans un milieu à trois dimensions non limité, pour le cas des ondes de dilatation (Timoshenko, Elasticity, eq. 258).

D'après les essais, on postule l'existence d'un seuil v_i de la vitesse d'impact en dessous duquel il n'y aurait pas de déformation permanente et la différence $v - v_i$ serait responsable des déformations permanentes. Dans les gradins fictifs de la surface de contact, la vitesse après l'impact serait, d'après l'équation (77):

$$v_{\text{efficace}} = (v - v_i) c_1 \rho_1 / (c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2), \quad (81)$$

où l'indice 1 correspond à la sphère et l'indice 2 à la plaque.

Au bout d'un temps t , la profondeur de l'empreinte serait $\delta = v_{\text{efficace}} t$. La durée t est prise comme étant proportionnelle au temps nécessaire à l'onde de choc pour traverser la sphère, se réfléchir et revenir à la surface de contact, entraînant alors le rebond de la sphère, d'où $t = kd/c_1$ et:

$$\delta = (kd/c_1) \left[\frac{c_1 \rho_1}{c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2} \right] (v - v_i), \quad (82)$$

où δ est la profondeur de l'empreinte permanente, d est le diamètre de la sphère, ρ_1, ρ_2, c_1 et c_2 sont des constantes caractérisant le matériau de la sphère et celui de la plaque. Par comparaison avec les mesures, ENGEL a trouvé $k = 17,5$ pour des sphères en acier et des plaques faites de métaux commercialement purs cristallisés dans le système cubique à faces centrées (fer, zinc, nickel, tantale). Lorsque les deux matériaux sont conservés dans une série d'essais, on a

$$\delta = k^* d (V - V_i) \quad \text{avec} \quad k^* = k \rho_1 / (c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2). \quad (83)$$

Si, de plus le diamètre de la sphère est constant:

$$\delta = K(V - V_i) \quad \text{avec} \quad K = k^* d. \quad (84)$$

On détermine le seuil de vitesse V_i pour le début du comportement plastique, en supposant que l'énergie de déformation élastique par unité de volume devient tout juste égale à la valeur correspondant au début de l'écoulement plastique. Pour des raisons géométriques, la plaque se déforme plastiquement plus tôt que la sphère. L'énergie de déformation élastique de la plaque au voisinage de la surface de contact est

$$G_2 = \sigma_2^2 / 2E_2$$

par unité de volume. Elle devient

$$G_P = \sigma_P^2 / 2E_2$$

à la limite d'écoulement plastique σ_P .

Avec l'expression (78) de la contrainte de compression σ_2 et avec la relation $\epsilon_P = (\partial u / \partial x)_P = v / c_2$, puis $V_1 = V_i$ et $V_2 = 0$ dans l'expression (77) de V et $E_2 = c_2^2 \rho_2$, on obtient:

$$V_i = \sigma_P (c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2) / c_1 \rho_1 c_2 \rho_2. \quad (85)$$

Dans ce qui précède, on a admis que l'écoulement plastique apparaissait d'abord sur la plaque. Cependant, pour qu'un effet physique puisse apparaître, il faut un début notable de l'écoulement plastique ne pouvant se réaliser que par une expansion latérale du métal de la plaque et de la sphère au voisinage de la surface de contact. Ceci et la continuité des déformations latérales à cette surface justifie peut-être les conditions supplémentaires formulées par ENGEL:

(1) Atteinte simultanée de la limite d'écoulement dans la plaque et dans la sphère:

$$\sigma_2 = \left[E_2 / E_1 \right]^{1/2} \sigma_1 = \left[c_2^2 \rho_2 / c_1^2 \rho_1 \right]^{1/2} c_1 \rho_1 c_2 \rho_2 / (c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2)$$

(2) La condition d'écoulement plastique entre le noyau comprimé de la plaque et le reste de la plaque étant prise d'après la différence de contrainte entre le noyau et le reste du métal, on a:

$$\sigma_P = \left[c_2^2 \rho_2 / c_1^2 \rho_1 \right]^{1/2} c_1 \rho_1 c_2 \rho_2 V_i / (c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2)$$

et

$$V_i = \left[\sigma_P (c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2) / c_1 \rho_1 c_2 \rho_2 \right] \left[c_1^2 \rho_1 / c_2^2 \rho_2 \right]^{1/2}. \quad (86)$$

Les essais d'impact de ENGEL ont été effectués avec des billes de roulements en acier AISI 52100 traité pour une dureté Rockwell C 63-65 de diamètres variant de 2,38 à 12,7 mm les essais les plus nombreux utilisant des billes de 4,445 et 2,383 mm de diamètre. Dans la plupart des cas, les billes étaient tirées au moyen d'un fusil à air comprimé dont la chambre était reliée par l'intermédiaire d'un détendeur réglant la pression à un réservoir d'air comprimé. La vitesse était mesurée par deux cellules photo-électriques commandant le départ et l'arrêt d'un chronographe.

Les diverses éprouvettes étaient faites de quatre métaux purs à environ 99,9 %, le fer Armco, le Tantale, le Zinc et le Nickel, un alliage Co-Cr-Mo Udimet 700, un aluminium commercialement pur 1100-0 (recuit et un alliage Al-Cu-Mg 2024-O(A-U4G1 recuit). Dans la plupart des cas, ces matériaux étaient fournis en barres cylindriques écrouies à froid par étirage. Sauf pour quelques éprouvettes de surface rectangulaire et d'épaisseur variable, les éprouvettes étaient des disques plats de 25,4 mm de diamètre et 12,7 mm d'épaisseur. La face d'impact était usinée à 0,025 mm près et finie avec une rugosité de 0,38 μm . Les éprouvettes étaient ensuite recuites dans des conditions conservant les dimensions des grains, c'est-à-dire avec le maximum de recristallisation et le minimum de grossissement des grains. Sauf celles de zinc, les éprouvettes étaient ensuite polies très finement.

Dans des séries d'essais particulières avec des éprouvettes en Nickel de formes circulaire, carrée ou rectangulaire, d'épaisseur 12,7 ou 4 mm, aux vitesses comprises entre 8 m/s et 170 m/s, avec le fusil rayé normal ou avec un fusil spécial sans rayure, avec un accrochage rigide ou une simple pose de l'éprouvette d'essai sur le montage, les conclusions étaient que les profondeurs des empreintes portées en fonction de la vitesse sur un diagramme répondaient à la même relation linéaire. Cependant, la face opposée à la face d'impact doit être libre et non fermement appuyée sur une surface rigide. L'épaisseur de l'éprouvette peut être seulement de 1 diamètre de bille.

La figure 60, d'après Engel, montre les relations sensiblement linéaires entre la profondeur δ du cratère laissé par l'impact et la vitesse initiale d'impact V . Etant donné que la vitesse V et la profondeur δ sont des grandeurs essentiellement positives, les résultats obtenus par Engel pour l'aluminium commercial recuit 1100-0 et divers diamètres de billes en acier ont été reportés dans la figure 61 sur des échelles logarithmiques de la profondeur de l'empreinte, rapportée au diamètre de la bille, δ/d , et de la vitesse d'impact V . On obtient une droite moyenne inclinée à 45° et traduisant la relation linéaire

$$\delta = k^* d V \quad \text{avec} \quad k^* = 0,197 \cdot 10^{-4} \text{ s/cm}, \quad (87)$$

comparable à la relation théorique (84) avec $V_i = 0$. Les seuils de vitesse V_i pour le début de l'indentation (denting velocity) ont été déterminés par Engel avec l'hypothèse d'une relation linéaire avec des échelles arithmétiques des axes de coordonnées; dans certains cas, des valeurs négatives ont été obtenues et la conclusion de l'auteur était que l'analyse statistique ne donne pas des valeurs fiables des vitesses V_i correspondant au début des déformations permanentes.

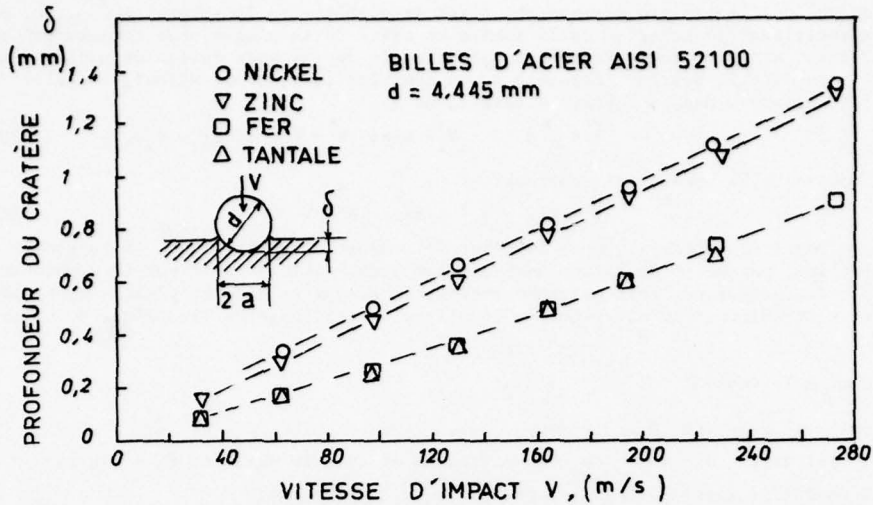


Fig. 60 - Variation de la profondeur de l'empreinte avec la vitesse d'impact pour quatre métaux purs, d'après ENGEL.

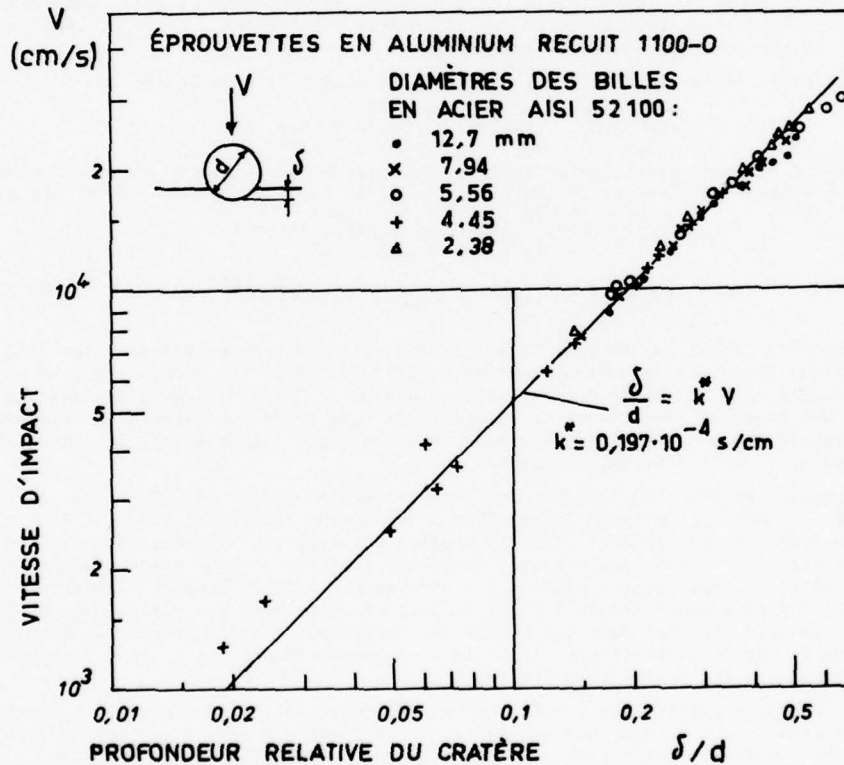


Fig. 61 - Constance de la profondeur relative pour divers diamètres des billes. Variation avec la vitesse d'impact pour l'aluminium commercial recuit, d'après les essais de ENGEL

Pour les métaux du système cristallin cubique à faces centrées, savoir ici, l'aluminium recuit, l'alliage d'aluminium recuit 2024-0 et le cuivre électrolytique, la relation δ - V était continue et sans changement de pente des plus faibles vitesses aux vitesses les plus élevées. Ceci est interprété par Engel comme l'absence d'une élévation de la limite d'écoulement due à une effet dynamique. Il est connu, par les essais de CLARK et WOOD²⁰⁴ sur le retard à la déformation plastique dans les essais sous contrainte constante rapidement appliquée, que l'élévation de la limite d'écoulement concerne surtout les aciers où le délai avant la déformation plastique peut être attribué à l'organisation des atomes de carbone dissous dans les mailles du réseau de la matrice de fer. Pour un acier à 0,19 % C recuit, le retard Δt à l'établissement de la déformation plastique est d'autant plus grand que la contrainte est moins supérieure à la limite d'écoulement statique:

$$\Delta t = 4 \cdot 10^{-4} \left(\frac{\sigma - \sigma_Y}{\sigma_Y} \right)^{-6} \text{ sec.}$$

Des retards ont été mis en évidence pour l'acier inoxydable 302 et l'acier 4340 normalisé ou trempé et revenu. Il n'a rien été décelé pour l'alliage d'aluminium vieilli 24 ST (A-U4G1). Bien qu'aucun résultat ne soit disponible pour des durées de mise en charge inférieures au 1/100 de seconde, on peut penser que les plus faibles vitesses d'impact engendrent des déformations plastiques, ne serait-ce que dans les aspérités en contact. La déformation s'étend très vite à l'ensemble de la surface de contact, la contrainte de pression étant à chaque instant ce qu'il faut pour que le mouvement puisse continuer, quelle que soit la valeur de la limite d'écoulement dynamique. Dans le cas des éprouvettes finement polies des essais étudiés, l'amortissement créé par l'écrasement des aspérités est faible et la pression sur l'aire de contact au début de sa croissance peut prendre toute valeur nécessaire pour la poursuite du mouvement. Les calculs de choc effectués précédemment supposent que le contact est déjà établi sur une aire notable.

Dans certains cas, l'examen de la surface au voisinage du bord du cratère peut montrer des traces de déformation plastique. Avec les éprouvettes en nickel, il n'y a pas de telles irrégularités de la surface jusqu'à $V = 42$ m/s. A de plus grandes vitesses on trouve quelques traces de déformation plastique près du bord du cratère. A 174 m/s, l'écoulement plastique entraîne la saillie de certains grains ou des lignes de glissement plastique. Avec le fer, le nickel, le tantale et l'alliage Udimet, des billes de 4,45 mm et des vitesses de l'ordre de 170 m/s, il y a une évidence d'écoulement plastique dans le métal autour du cratère. On ne décèle rien pour le zinc (non poli) et pour l'aluminium recuit 1100-0. Après une coupe diamétrale à travers le cratère, polissage de la section et attaque avec un réactif, les micrographies montrent que pour le nickel, le zinc et l'aluminium, un anneau de métal autour du cratère a été enfoncé et reste dénivélé par rapport au reste de la surface de l'éprouvette. Pour le tantale, le fer et l'Udimet 700, il y a un bourrelet surélevé autour du cratère. On trouve encore ces bourrelets pour le cuivre et pour l'alliage d'aluminium 2024-0. En profondeur, les micrographies montrent des déformations plastiques sous le cratère à une profondeur d'environ 1 diamètre de cratère et à une petite distance au delà du bord du cratère. Le tantale, le fer Armco et l'Udimet 700 montrent aussi des signes visibles de déformation plastique dans les micrographies.

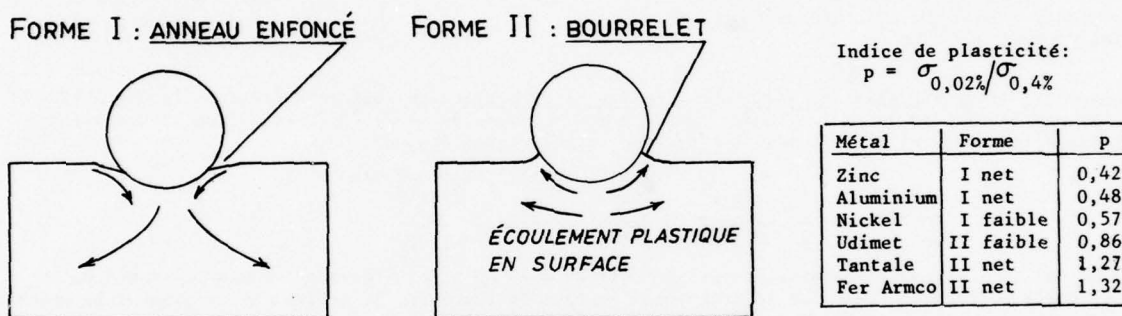


Fig. 62 - Corrélation de l'enfoncement ou du bourrelet autour du cratère avec la forme de la courbe contrainte-déformation statique.

La figure 62 montre une tentative de corrélation de la déformation de la surface autour du cratère d'impact avec un indice de plasticité déduit de la courbe contrainte-déformation statique du métal et défini ici comme le rapport de la contrainte donnant une déformation permanente de 0,02 % à celle correspondant à 0,4 %. Lorsque, comme dans le cas du fer, le métal montre peu de déformation plastique jusqu'à la limite nette d'écoulement, le métal s'écoule beaucoup plus aisément au voisinage immédiat de l'aire de contact où la limite d'écoulement est dépassée que dans la masse du métal et forme ainsi un bourrelet superficiel autour du cratère (Forme II). Au contraire, dans le cas du zinc et de l'aluminium 1100 recuit, lorsque l'écoulement plastique peut s'effectuer dès les plus faibles valeurs de la contrainte, donc dans la masse du métal, le métal superficiel autour de l'aire de contact est entraîné en traction.

Les mesures de dureté montrent que l'impact entraîne un durcissement maximal à la surface du cratère et s'étendant en s'affaiblissant en profondeur et dans les directions radiales sur des distances d'environ un diamètre de cratère, sauf dans le cas du fer pour lequel la distance est environ quatre fois plus grande. Pour le nickel, le métal écroui n'a pas la symétrie sphérique et s'étend deux fois plus en profondeur que radialement. La variation de la dureté H avec la distance D depuis une valeur initiale H_{∞} est sensiblement donnée par l'expression

$$H = H_{\infty} + (H_0 - H_{\infty}) \exp.(-KD).$$

Aux très basses vitesses d'impact, de l'ordre de quelques dizaines de m/s, la profondeur de pénétration des billes solides normalement à la surface est sensiblement proportionnelle à la vitesse d'impact. Après un domaine de vitesses, variable selon les cas, on rencontre vers 1000 m/s un comportement analogue à celui des projectiles, la pénétration est profonde et la profondeur des cratères croît moins vite que la vitesse d'impact. SULLIVAN et al.²⁰⁶ ont étudié les impacts de sphères de verre (68 % SiO₂), ϕ 100, 525 et 1040 μ m, projetées à des vitesses comprises entre 460 et 6100 m/s sur des plaques en alliage d'aluminium 6061-T6. Les sphères étaient maintenues dans un diaphragme de nitrate de 200 A d'épaisseur et de masse négligeable fermant une chambre renfermant de l'hydrogène dont une étincelle électrique puissante pouvait accroître presque instantanément la température et la pression à des valeurs très élevées. La cible et le canon étaient à l'intérieur d'une chambre à vide réglable pour représenter la pression et la température de l'air aux altitudes comprises entre le niveau de la mer et 52000 m.

En comparant les pentes des courbes de la figure 63 aux lignes pointillées de pentes 1 et 2/3 on voit que les essais de Sullivan et al. montrent une transition entre l'expression (87), $\delta = K d V$, relatif aux essais d'Engel aux vitesses modérées, et des expressions telles que celle de DENARDO et al.²⁰⁷,

$$\delta/d = k d^{1/18} v^{2/3},$$

correspondant aux essais de projectiles aux hypervitesses. La figure 63 montre une influence du diamètre des sphères plus complexe qu'un simple effet d'échelle. La figure 64 montre le profil de l'un des cratères et, en pointillé, le diamètre initial de la bille.

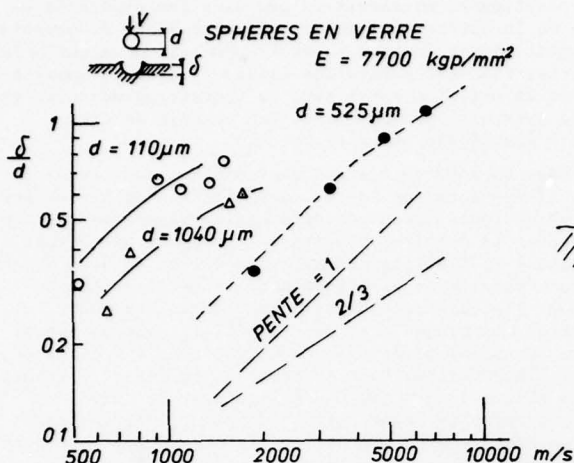


Fig. 63 - Influence du diamètre des billes sur la profondeur relative de pénétration, d'après Sullivan et al.²⁰⁵.

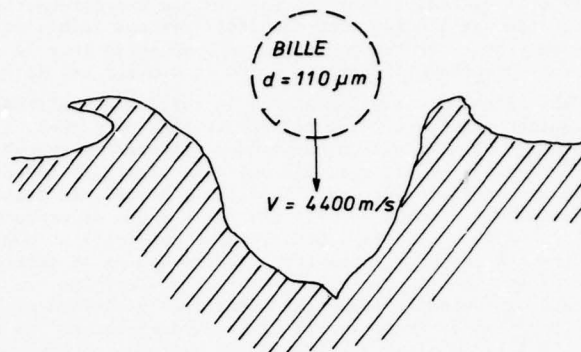


Fig. 64 - Exemple de profil d'un cratère obtenu à très grande vitesse dans l'alliage traité 6061-T6.

L'érosion des matériaux fragiles par impacts multiples de particules solides a été étudiée par ADLER²⁰⁸ dans le cas particulier de la silice fondue érodée par des billes de verre (ϕ 70 et 290 μm) à des vitesses normales d'impact de 61 et 91,5 m/s. Les propriétés mécaniques étaient:

	billes de verre	silice fondue
masse spécifique, kg/m^3	2400	2180
coefficient de Poisson	0,22	0,17
module E, MN/m^2	68950	73500

Dans le cas de l'éprouvette grenailée par des billes ϕ 70 μm à la vitesse de 61 m/s, l'examen au microscope de la surface montrait une répartition d'anneaux de fracture, de petites aires piquées de moins de 25 μm de diamètre et une répartition de très petites marques $\phi < 2,5 \mu\text{m}$ dues aux collisions ne produisant pas de dommage mesurable. Pour les éprouvettes grenailées avec des billes ϕ 290 μm , les micrographies optiques montraient que la région centrale limitée par un ou des anneaux de fracture n'est pas endommagée.

D'après la théorie de Hertz appliquée à des calculs dynamiques²⁰⁸, Adler a calculé que les diamètres maximaux des cercles de contact étaient 18 μm pour les billes ϕ 70 μm à 61 m/s et 84 μm pour les billes ϕ 290 μm à 91,5 m/s avec des durées respectives de contact de 1,19 et $4,4 \times 10^{-7}$ s. Les diamètres des billes sont donc environ quatre fois les diamètres maximaux théoriques de contact. Pour la bille ϕ 290 μm le calcul montre qu'avec la vitesse de propagation de 5470 m/s dans la silice fondue, l'onde de dilatation serait déjà à 0,25 cm du point d'impact après $4,4 \times 10^{-7}$ s, donc très loin du cercle de contact maximal; d'après les calculs dynamiques de TSAI²⁰⁹, la théorie de Hertz serait valable.

La contrainte de traction engendrée au bord du cercle de contact à un stade intermédiaire de la phase de compression est suffisante pour engendrer un anneau de fracture. Ensuite, la charge continuant d'agir un autre anneau peut être créé lorsque le matériau compris entre celui-ci et le précédent est suffisamment maintenu par la pression. Des fractures annulaires additionnelles sont ainsi produites (fig. 65 a) jusqu'à l'arrêt du processus lorsque la contrainte devient insuffisante pour créer une fissure.

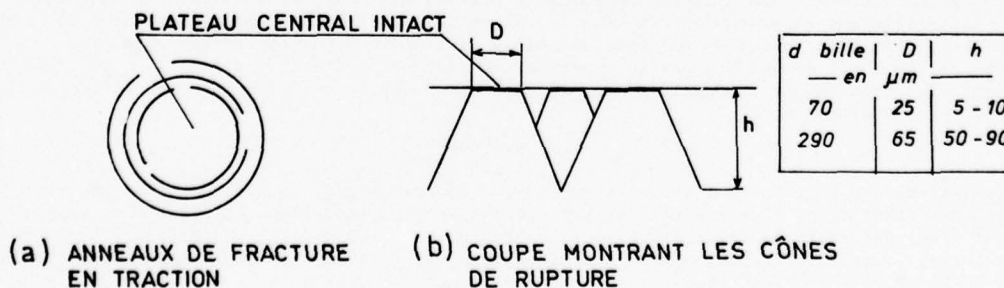


Fig. 65 - Anneaux de fracture dans un matériau fragile, d'après Adler²⁰⁸.

Dans le cas des matières plastiques telles que le polyméthylméthacrylate (PMMA) et le "Perspex", les sites d'impact à des vitesses de l'ordre de 300 m/s ont encore un plateau central intact mais il y a une dépression annulaire autour et, au delà, des fissures circonférentielles comme le montrent les essais de FYALL²¹⁰ utilisant des billes en plomb, matières plastique, argile et céramique. Les durées d'impact étaient de 4 à 31 μs et les vitesses radiales étaient de 0,2 V pour la céramique, V pour le plomb et le polytétrafluoréthylène (PTFE), 2V pour l'argile à modeler. Le plomb donnait un cratère profond

à bord surélevé de diamètre égal à celui de la bille. Le PTFE et l'argile donnaient une dépression attribuée à l'abrasion. Dans la discussion, BRUNTON indiquait par analogie avec le comportement du PMMA que les divers comportements seraient dus aux propriétés élasto-visqueuses des matières plastiques. Sous une charge statique, le comportement serait plastique; sous une charge dynamique, le comportement serait d'abord élastique avec rupture élastique si la contrainte monte assez pendant le début rapide de l'impact et, pendant la phase finale à faible vitesse, la région annulaire serait déformée plastiquement et ne pourrait reprendre ses dimensions antérieures.

Certains des essais cités précédemment concernaient des métaux mous ou des matériaux fragiles qui ne seraient pas utilisés nus dans les cas où une érosion sévère serait à craindre. En pratique, avec les métaux de construction nus ou protégés par un revêtement, l'érosion sera souvent assez faible pour être négligeable, excepté lorsqu'un endommagement local d'une petite région soumise à des contraintes élevées pourra amorcer une fissure susceptible d'amener une rupture prématurée en fatigue. C'est pourquoi, dans l'étude d'un revêtement amortissant ou résistant par sa dureté, on devrait comparer la résistance en fatigue d'éprouvettes nues non érodées à celui d'éprouvettes protégées ayant subi diverses durées d'érosion préalable. Ceci est pratiquement impossible et on se limite généralement à étudier séparément sur des éprouvettes différentes la résistance à l'érosion et la résistance à la fatigue des revêtements durs ceux-ci diminuant souvent la résistance en fatigue en l'absence de toute érosion. C'est le cas pour les essais de LEVY et MOROSI²¹¹ sur l'érosion et le comportement en fatigue des alliages de titane utilisés dans les aubes des compresseurs, les éprouvettes étant recouvertes de couches de nickel, bore, carbure de bore, etc.

7.5.2 - Erosion par des particules liquides et cavitation - Aspects mécaniques.

L'effet de l'impact unique d'une goutte liquide sur une surface de métal est essentiellement un cratère observable si la vitesse d'impact dépasse un certain seuil en dessous duquel les déformations restent élastiques. Au dessus de ce seuil, le métal voisin du cratère est écroui et il existe des contraintes résiduelles de compression dans le métal qui a été déformé plastiquement du fait du cisaillement appliqué pendant l'impact par la pression développée.

Des impacts répétés sur les éléments de surface voisins peuvent entraîner un endommagement de fatigue par effet de "martelage" en développant des fissures de cisaillement en sous-couche et, du fait de l'inclinaison de la vitesse d'impact sur la surface, des fissures de fatigue créées à la surface par les contraintes répétées de traction et de compression développées à chaque impact. Sauf que l'effet d'abrasion est beaucoup plus faible, le comportement de la surface est comparable à celui développé dans l'érosion de la surface par des particules abrasives. Cependant, une autre cause d'érosion et d'endommagement par fatigue apparaît lorsque le débit fluide devient suffisant pour que les jets secondaires de liquide à très grande vitesse causés par l'étalement latéral du liquide suivant l'impact des gouttes entrent eux-mêmes en collision avec des aspérités superficielles.

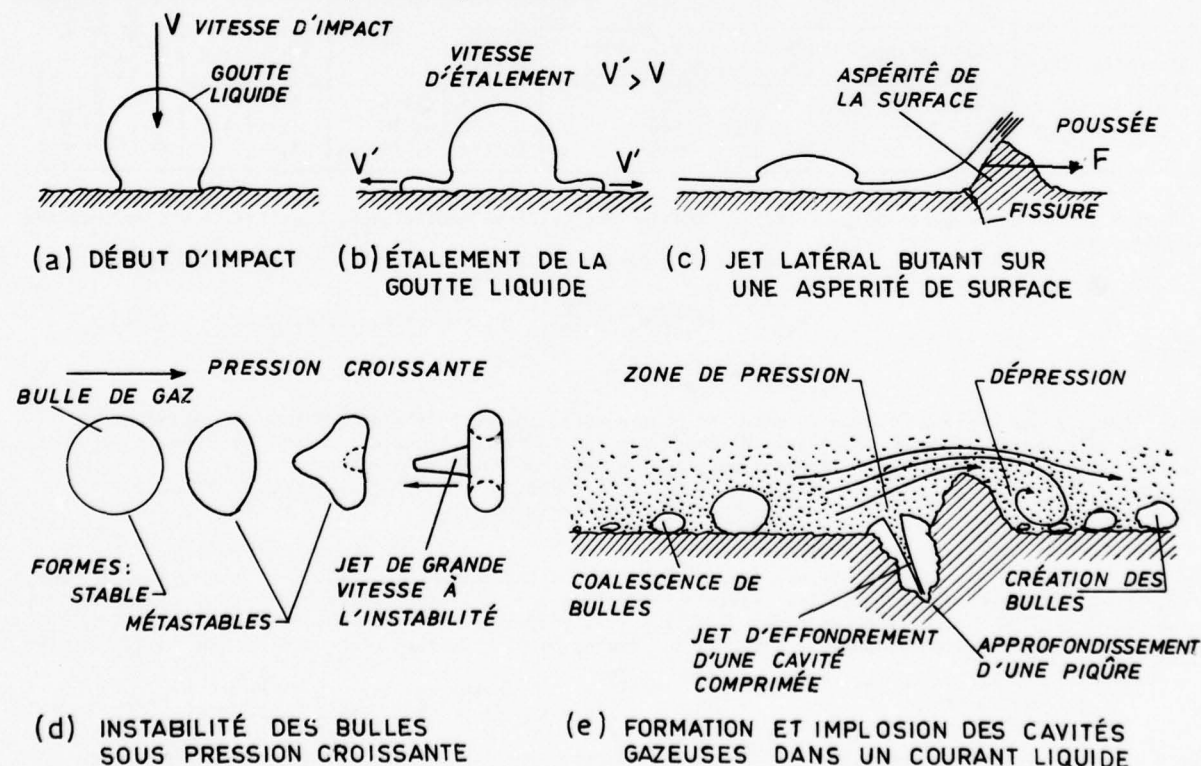


Fig. 66 - Mécanismes d'endommagement par les impacts de gouttes liquides et de jets liquides, d'après des schémas de HEYMANN²¹³ et de HAMMITT²¹⁴.

Enfin, la circulation d'un liquide à grande vitesse le long d'une surface rugueuse entraîne la formation de tourbillons et, par dépression, la formation de cavités gazeuses dans le liquide. Lorsque la

pression locale variable diminue, les cavités sont remplies par formation d'un micro-jet liquide de très grande vitesse dont l'effet de martelage peut développer un endommagement local créateur de piqûres au voisinage des aspérités leur ayant donné naissance. La figure composite 66, ref. 213, 214 illustre différents modèles de l'action mécanique des particules liquides et des jets liquides animés de grandes vitesses par rapport aux surfaces exposées. L'érosion par les gouttes de pluie est un problème pour les pales des hélices des avions et les pales des hélicoptères; c'est un problème encore plus important pour les bords d'attaque des ailes des avions supersoniques.

7.5.2.1 - Erosion par des particules liquides.

Les essais d'ENGEL^{202a} ont montré que les cratères formés par les impacts de gouttes de mercure sur des éprouvettes en aluminium recuit 1100-0 et par des gouttes de mercure ou d'eau sur des éprouvettes de cuivre électrolytique tenace pouvaient être rapprochés de ceux obtenus sur les mêmes métaux avec des billes d'acier ou des billes de verre, les phénomènes étant gouvernés par la pression de martelage développée pendant l'impact à la surface du métal. Les résultats sont reportés dans la table 7.5.2.1-1 où V_i est la vitesse en dessous de laquelle, il ne subsiste pas de cratère après l'impact, K , k^* et k étant définis par les relations

$$\delta = K(V - V_i), \quad K = k^* d, \quad k = k^* (c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2) / \rho_1 \quad (88), (89)$$

reprises du paragraphe précédent (7.5.1) et δ est la profondeur du cratère.

Table 7.5.2.1-1 - Essais de ENGEL²⁰². Comparaison des profondeurs des cratères pour le cuivre et l'aluminium recuit dans les impacts normaux avec des billes d'acier, des gouttes de mercure et des gouttes d'eau.

Métaux des éprouvettes	Matériau des sphères	Diamètre sphères d (cm)	Vitesse seuil pour l'indentation V_i (cm/s)	K	k^*	k	k moyen	Données sur la plasticité des éprouvettes E_2 dyn., MPa
				10^4 s	10^4 s/cm	10^4		
Cuivre électrolytique tenace $c = 4,69 \cdot 10^5 \frac{\text{cm}}{\text{s}}$ $\rho = 8,96 \text{ g/cm}^3$	Billes acier ($c=4,69 \cdot 10^5$, $\rho=8,96 \text{ g/cm}^3$)	0,56	1600 environ, essais de chute.	0,077	0,138	15,5	15,7	$58 \cdot 10^4$
		0,79		0,108	0,136	15,3		
		1,27		0,184	0,145	16,3		
Aluminium 1100-0 recuit $c = 6,32 \cdot 10^5 \frac{\text{cm}}{\text{s}}$ $\rho = 2,71 \text{ g/cm}^3$	Mercure ($c=1,45 \cdot 10^5$, $\rho=13,6$)	0,1	1120 environ, essais de chute.	0,0148	0,148	6,73	7,4	27
		0,2		0,0355	0,177	8,06		
		Eau ($c=1,46 \cdot 10^5$, $\rho=1$)		0,2	0,0045	0,0226		
Aluminium 1100-0 recuit $c = 6,32 \cdot 10^5 \frac{\text{cm}}{\text{s}}$ $\rho = 2,71 \text{ g/cm}^3$	Billes acier	0,238	13420	0,0468	0,196	15,8	15,8	$6,9 \cdot 10^4$
		0,445		0,0867	0,195	15,8		
		Mercure		0,1	0,0254	0,254		
		0,15	12620	0,0436	0,290	7,9	6,9	
		0,285	8860	0,0621	0,218	5,9		

Dans le cas des impacts de gouttes liquides sur des surfaces métalliques, Engel²⁰² avait proposé les expressions:

$$\delta = 7,2 d (V - V_i) \rho_1 / (\rho_1 c_1 + \rho_2 c_2) \quad (90)$$

et

$$V_{i1} = 19 (\rho_1 c_1^2 / \rho_2 c_2^2)^{1/2} \mathcal{E}_P (\rho_1 c_1 + \rho_2 c_2) / (\rho_1 \rho_2 c_1 c_2) \quad (91)$$

où

$$\mathcal{E}_P = \sigma_P^2 / 2 E_2$$

est l'énergie par unité de volume du métal de l'éprouvette correspondant au début de l'écoulement élastique. En calculant σ_P , d'après les essais d'impact par des sphères rigides et d'après les impacts avec des sphères liquides au moyen des expressions (90) et (91), on obtient le rapport:

$$V_{i1} / V_{iR} = \frac{19 \sigma_P}{2 E_2} \cdot \frac{c_{1R} \rho_{11} + c_{2R} \rho_{22}}{c_{1R} \rho_{1R} + c_{2R} \rho_{22}} (\rho_{1R} / \rho_{11})^{1/2} \quad (92)$$

En prenant pour σ_P les valeurs correspondant à une déformation permanente de 0,2% en compression dynamique, Engel^{202d} a obtenu d'après les essais d'impact par des billes d'acier sur le cuivre et sur l'aluminium recuit 1100-0, le coefficient moyen $19 \sigma_P / 2 E_2 = 7,124 \cdot 10^4$ unité c.g.s. Avec cette valeur, le calcul donne les vitesses suivantes pour le début de la formation d'un cratère permanent par une goutte liquide:

couple mercure-aluminium 1100-0, $V_i = 12960 \text{ cm/s}$	à comparer aux valeurs d'essai reportées dans la table 7.5.2.1-1	11600 cm/s
mercure-cuivre 8935		9250
eau-cuivre 33520		41200

On peut conclure que le comportement mécanique des métaux dans les impacts de sphères rigides ou de gouttes liquides sont comparables, compte tenu des masses spécifiques et des vitesses du son différentes.

Comme pour l'usure par abrasion et l'érosion par des particules solides, l'érosion par des particules liquides a donné lieu à divers types de travaux théoriques et expérimentaux:

- la recherche des mécanismes d'endommagement;
- la détermination des conditions donnant un endommagement pratiquement nul;
- la mesure de l'endommagement par la quantité de métal oté à la surface érodée.

Le but de ces travaux devrait être de diminuer l'importance et le coût des essais technologiques permettant de vérifier le comportement correct de la surface et d'un revêtement de protection dans les conditions d'environnement les plus voisines possibles des conditions réelles de fonctionnement.

Les travaux d'Engel ont montré que l'endommagement dans un impact unique était tributaire des déformations plastiques de la couche superficielle, le facteur prépondérant étant la pression de martelage développée par l'impact; pour les métaux recuits étudiés, les conditions de l'absence de déformation permanente à la suite d'un impact unique ont été déterminées et une corrélation a été suggérée avec l'énergie de déformation par unité de volume.

Cependant, un impact unique d'une particule liquide endommageant une pièce mécanique vitale est chose très rare et, bien que théoriquement utile à étudier, n'est pas un problème technique. Quand, au cours d'un temps suffisamment long, de nombreuses particules frappent la même région de la surface, l'endommagement résulte de la fatigue par martelage de la couche de métal superficielle. Si des essais suffisamment nombreux étaient disponibles, on pourrait chercher une corrélation entre la pression de martelage, définie par ENGEL^{202b} comme

$$p = \frac{\kappa \rho_l c_l V}{2 (1 + \kappa \rho_l c_l / \rho_m \dot{c}_m)} \quad (93)$$

où $\kappa \approx 1$ pour une goutte sphérique

et les indices l et m se rapportent respectivement au liquide et au matériau érodé, et une limite de fatigue de compression superficielle répétée comme on pourrait la déterminer dans une essai sous une pression locale commandée par un moyen électro-magnétique comme pour les essais de MOREAU¹⁵⁵. A défaut, on pourrait utiliser la limite de fatigue de la flexion rotative ayant aussi un gradient négatif élevé de la contrainte selon la profondeur et plus facile à obtenir.

Dans le cas de l'érosion de surfaces métalliques par des gouttes d'eau, le rapport $c_l \rho_l / c_m \rho_m$ est inférieur à 0,1 et on utilise l'approximation

$$p = \frac{1}{2} c_l \rho_l V \quad (94)$$

Cependant, comme l'a remarqué Engel, cette simplification ne peut être faite dans le cas des résines ou dans le cas des impacts de gouttes de mercure sur des surfaces métalliques (discussion de la ref. 199).

THIRUVENGADAM²¹⁵, utilisant les données publiées par MARRIOTT et ROWDEN²¹⁷, THOMAS²¹⁶, DeCARSO et KOTHMANN²¹⁸ sur les impact multiples par des gouttes d'eau sur des surfaces métalliques a montré une corrélation entre le seuil de pression pour le début de l'endommagement, p_I et une limite de fatigue σ_f , avec

$$p_I = \frac{1}{2} c_l \rho_l V_I \quad \text{et } p_I \text{ proportionnel à } \sigma_f.$$

L'influence de l'angle d'attaque entre la vitesse d'impact et la surface érodée a été étudiée par HOFF et al.²¹⁹ qui, à la suite d'une étude systématique dans les laboratoires de la Firme Dornier ont confirmé les résultats antérieurement obtenus par FYALL et al.²²⁰ pour des vitesses plus basses:

La composante normale de la vitesse, $V \sin \alpha$ gouverne l'enlèvement du matériau érodé.

Les matériaux étudiés étaient des céramiques telles que l'alumine, le quartz fondu, MgO, etc. et les vitesses d'impact enlevant une même quantité de matériau en 12 minutes pour une densité de pluie (volume d'eau/volume d'air) de 10^{-5} étaient portées sur un diagramme en fonction des valeurs de l'angle d'attaque variant de 90° à 40° pour des vitesses comprises entre 160 et 320 m/s.

Cependant, SCHMITT et al.²²¹ étudiant l'érosion par des gouttes d'eau à des vitesses supersoniques (jusqu'à 1700 m/s) ont trouvé dans une étude sur les céramiques et des matières plastiques que le taux moyen d'érosion en cm de profondeur par seconde était égal à

$$K V^p \sin^2 \alpha$$

pour des angles d'attaque variant de $13,5^\circ$ à 60° et à la vitesse de 1700 m/s, alors que dans une étude antérieure, SCHMITT²²² avait obtenu la valeur

$$K (V \sin \alpha)^p / \sin \alpha$$

en dessous de $V = 1300$ m/s et pour un angle d'attaque supérieur à 30° . Il semble donc que l'effet érosif de la composante tangentielle de la vitesse d'impact devienne significatif pour les très grandes vitesses et les petits angles d'attaque.

7.5.2.1.a - Répartition de la pression d'impact sur l'aire de contact

Le profil de la répartition de la pression d'impact autour du centre de l'aire de contact et la variation de la pression pendant l'impact ont été étudiés par ROCHESTER et BRUNTON^{223,224} en utilisant deux moyens d'essais. Un projectile parallépipédique de métal dont la face avant comportait un petit capteur de pression piézo-électrique venait frapper un jet liquide ou une goutte d'eau de forme discale. La position relative du capteur par rapport à la circonférence du jet ou du disque pouvait être modifiée à chaque tir. Dans le cas du disque, une goutte d'eau était positionnée entre deux faces parallèles d'une boîte que venait fermer le projectile. Dans une première série d'essais, les capteurs trop grands donnaient des valeurs moyennes de la pression dont on déduisait que la pression maximale se produisait au centre d'impact²²³. Dans une seconde série d'essais utilisant des capteurs plus petits, on obtenait les résultats reportés dans la figure 67. Lors de l'élévation maximale de la pression, les valeurs maximales apparaissent symétriquement en deux points. La pulsation de la pression s'établit très vite en moins d'une micro-seconde puis la pression retombe à une valeur plus faible pour s'amortir ensuite. Des photographies instantanées à très grande vitesse, schématisées dans la figure 67c, montraient que le disque s'aplatissait, la partie supérieure conservant sa forme circulaire tandis que la partie inférieure après l'impact avec le projectile s'étalait sous forme de deux flux latéraux. La pression élevée au bord de l'aire de contact apparaissait juste avant le début de l'écoulement latéral. L'angle du disque avec la surface d'impact à ce stade était d'environ 11° pour une vitesse d'impact de 100 m/s et un disque d'eau de 5mm de diamètre. A cet angle, la vitesse calculée de translation du point de contact du disque non-déformé et de la surface d'impact était égale à la vitesse mesurée de l'écoulement latéral immédiatement successif.

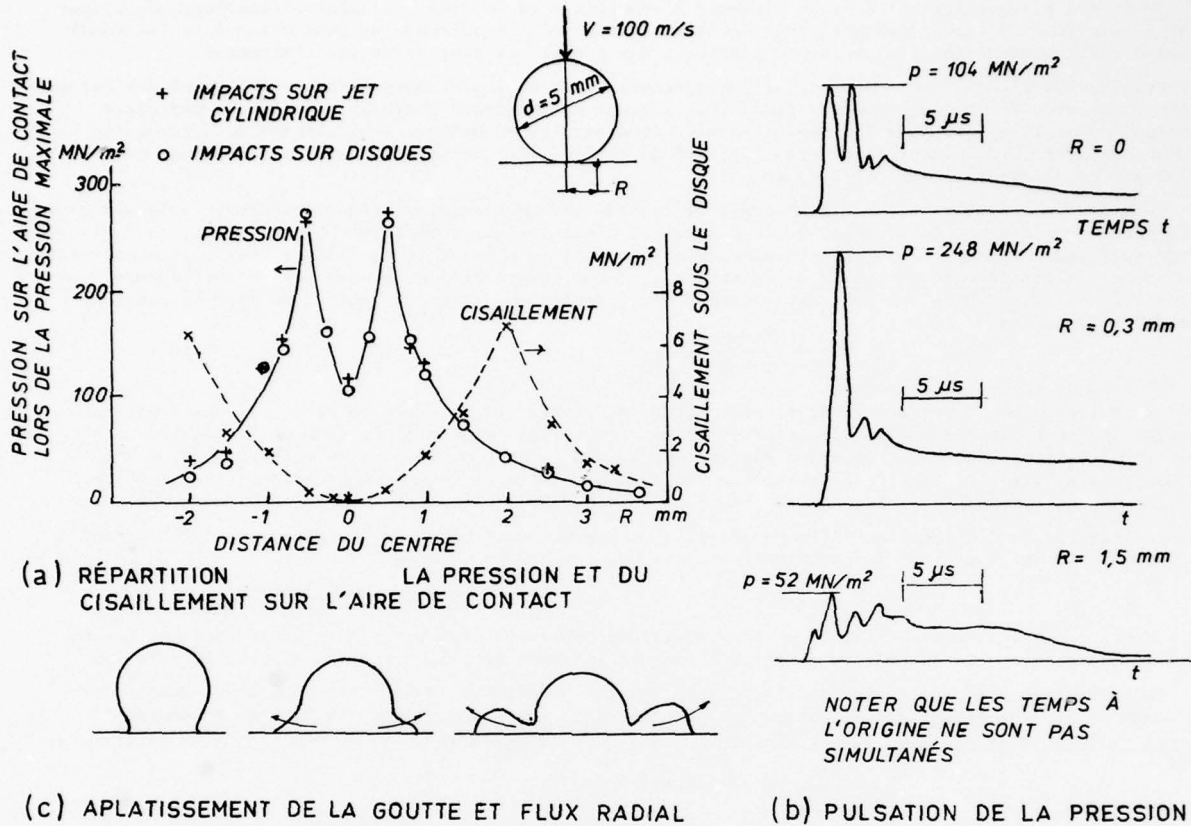


Fig. 67 - Impact d'un projectile à face plane contre un disque liquide ou un jet cylindrique liquide, d'après les mesures et les photographies de Rochester et Brunton^{223,224}.

On peut comparer l'évolution de la pression au cours de l'impact avec la valeur moyenne considérée par la plupart des auteurs d'après la théorie, soit $\rho_1 c_1 V/2$; pour l'eau, avec $\rho_1 = 1000 \text{ kg/m}^3$ et $c_1 = 1464 \text{ m/s}$, on obtient pour $V = 100 \text{ m/s}$ une valeur théorique de la pression d'impact de 73 MN/m^2 bien inférieure à la valeur mesurée de la pression maximale, soit 248 MN/m^2 . On utilise cependant la valeur théorique pour établir des corrélations avec la limite d'écoulement plastique ou avec la limite de fatigue correspondant l'une et l'autre à des essais où les charges sont établies en des temps beaucoup trop longs. Ici, la durée de l'établissement de la charge maximale est égale ou inférieure à la micro-seconde.

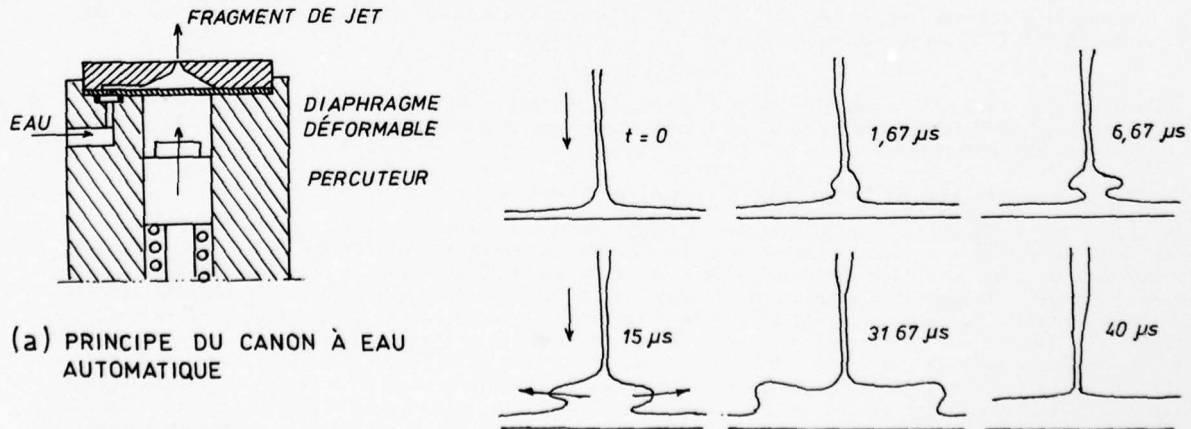


Fig. 68 - Canon à eau automatique tirant des éléments de jets liquides, d'après Hammitt et al.²²⁶

Bowden et Brunton²²⁵ étaient les premiers à projeter un élément de jet liquide sur une cible au moyen d'un canon à eau constitué par une chambre contenant une petite quantité d'eau, ayant un orifice calibré et, à l'autre extrémité, un piston en nylon accéléré par l'impact d'un projectile. On peut aisément obtenir ainsi des jets liquides ayant une vitesse de 1500 m/s .

Avec un appareillage analogue dans lequel la chambre à eau était fermée par un diaphragme à l'arrière de l'orifice calibré, diaphragme subissant le choc d'un percuteur poussé par un ressort (voir fig. 68, Hammit et al.²²⁶ on obtenu par impact sur du plexiglass les déformations d'un jet liquide schématisées dans la figure 68b. Chaque segment de jet ϕ 1,2 mm à la vitesse de 223 m/s, comportait un jet précurseur seul actif, ϕ 0,33 mm persistant pendant 80 μ s.

Dans les trois cas d'impact avec un élément liquide, par le travers d'un jet cylindrique, contre une goutte en forme de disque, ou axialement contre un segment de jet, le liquide ne prend une vitesse d'étalement latéral notable qu'assez longtemps après le début de l'impact. Sur la figure 67a, la position du maximum de cisaillement transmis à l'aire de contact par la viscosité du liquide et correspondant à la vitesse latérale maximale est nettement plus éloignée du centre de l'impact que le point du maximum de la pression.

La position des points de pression maximale dans la répartition latérale de la pression dépend de la vitesse d'impact et du diamètre de la goutte ou de l'élément liquide frappant la cible. Pour un jet ϕ 50 mm, $V = 46$ m/s, JOHNSON et VICKERS²²⁷ ont obtenu une pression de $0,67 \rho_c V$ au centre d'impact et $1,5 \rho_c V$ au bord du jet. KINSLOW²²⁸, avec une cible en silice fondue, a obtenu pour un jet ϕ 7,62 mm et une vitesse de 637 m/s la répartition de pression comparée dans la figure 69a à celles obtenues par HUANG²²⁹ pour une goutte sphérique ou un jet cylindrique frappé par le travers. La figure 69b montre deux profils de cratères où les régions centrales sont très peu ou pas endommagées, ce qui peut être rapproché de ce qui a été obtenu par Adler pour l'impact de sphères solides sur une éprouvette en silice fondue comme représenté dans la figure 65 précédente (page 70).

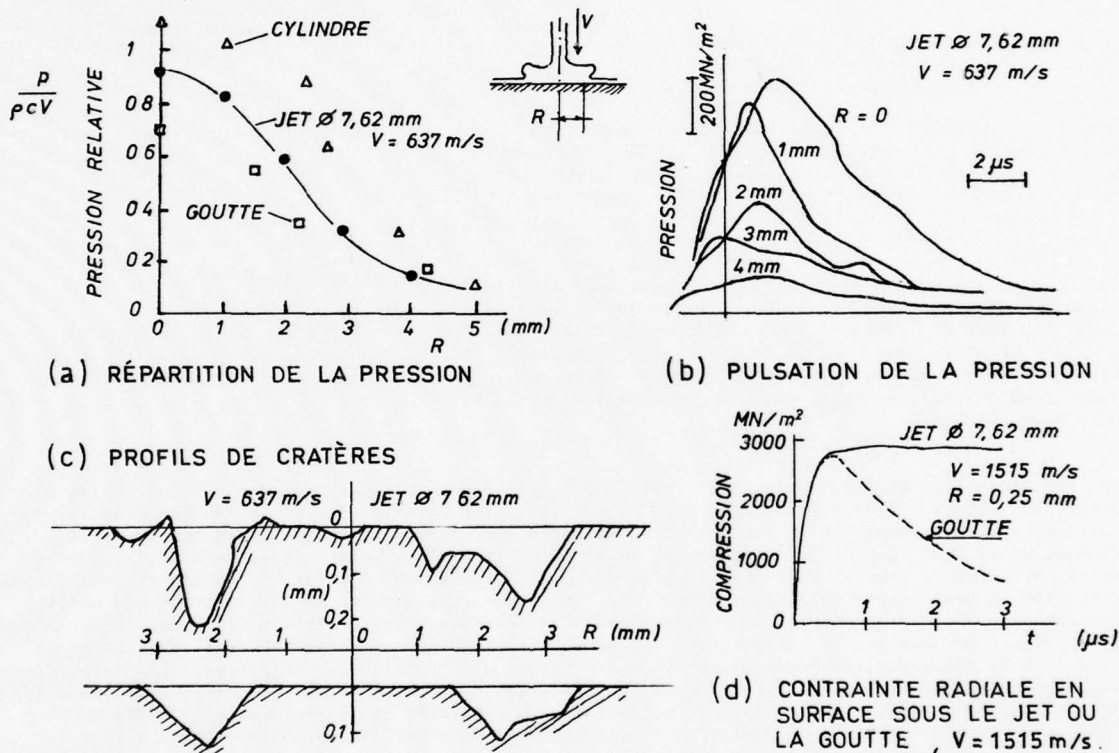


Fig. 63 - Répartition et pulsation de la pression dans l'aire de contact d'un jet liquide et profils de cratères dans la silice fondue, d'après Kinslow²²⁸.

La figure 69b montre la pulsation de la pression à diverses distances R du centre d'impact pour une vitesse d'impact de 637 m/s. Pour une vitesse plus élevée $V = 1515$ m/s, la figure 69d montre une durée beaucoup plus élevée d'application de la contrainte radiale de compression maximale en surface sous le jet que sous la goutte; cependant, les valeurs maximales sont peu différentes.

7.5.2.1.b - Ondes de compression et flux latéral pendant l'impact d'une goutte - Cavitation secondaire.

Après HEYMANN²³⁰, MORRIS et al.²³¹ ont résumé les connaissances acquises et développé la description des processus de création des ondes de compression et de détente pendant l'impact d'une goutte ainsi que les conditions de l'écoulement latéral du fluide après que la vitesse d'expansion du cercle limitant l'aire de contact soit assez ralentie pour égaler la vitesse de propagation dans le liquide de l'onde de compression émanant de ce cercle, puis ensuite après que les ondes de compression émanant précédemment de l'intérieur de l'aire de contact aient rattrapé les nouvelles positions de ce cercle.

Dans le premier stade de l'impact, les points du contour de la goutte non-encore influencés par les ondes de compression émanant de l'intérieur de l'aire de contact conservent leur vitesse verticale V initiale et le cercle de rayon R limitant l'aire de contact se déplace radialement à la vitesse d'expansion $u = V/\sin \phi$, tandis que sa vitesse d'expansion sur le cône tangent à la goutte est

$$u = V/\sin \phi. \quad (95)$$

Dans la figure 70 a, les hachures représentent la région de la goutte comprimée par l'impact derrière l'onde de compression s'étendant dans la goutte tant que la vitesse u est supérieure à la vitesse du son

dans le liquide. En négligeant la différence entre la compression adiabatique et isotherme de l'eau, la vitesse d'une onde de dilatation (ou de compression) est donnée par $c_0 = \sqrt{K/\rho}$ où K est le module de compressibilité de l'eau égal à $2,013 \times 10^9 \text{ N/m}^2$ à 20°C et $\rho = 1000 \text{ kg/m}^3$. Pour les grandes vitesses d'impact, les données rassemblées par Heymann²³⁰ et représentées dans la figure 71 justifient une relation approchée pour $0 < V/c_0 < 2$:

$$c = c_0 \{ 1 + 2,05(V/c_0) - 0,1(V/c_0)^3 \} . \quad (96)$$

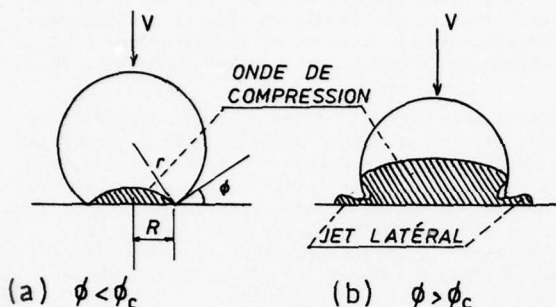


Fig. 70. Progression de l'onde de compression et début de l'écoulement latéral pendant l'impact d'une goutte

Lorsque l'angle ϕ atteint la valeur limite $\phi_c = \text{arc sin } c/V$, un anneau de hautes pressions est formé du fait de l'accumulation des ondes de compression émanant de tous les points à l'intérieur de l'aire de contact et non plus seulement du cercle limite. Après un retard dû à la viscosité de l'eau et à la tension superficielle de la goutte, l'écoulement latéral augmente l'aire de contact puis, à la pression maximale, des jets radiaux jaillissent de divers points du cercle limite et l'écoulement latéral rayonne en étoile. D'après les mesures effectuées par BRUNTON²³⁴ pour l'impact d'un projectile plan contre un disque d'eau de 4 à 5 mm de diamètre, les vitesses d'écoulement latéral croîtraient avec la vitesse d'impact V_0 selon une relation quasi-linéaire dont l'approximation pourrait être pour $0 < V_0 < 100 \text{ m/s}$:

$$v_r = 18 V_0^{0,88} . \quad (97)$$

Dans les impacts de gouttes ou de jets liquides sur des métaux ductiles, la première indication d'endommagement aux vitesses d'impact modérées est l'apparition plus ou moins rapide de faibles dépressions de profils adoucis par rapport à la surface et résultant d'une non-uniformité de la charge ou de la structure du métal ainsi que du renforcement de la pression lorsqu'une goutte frappe une plus faible dépression initialement formée. Pour des vitesses d'impact suffisamment élevées, les jets latéraux créent une dépression centrale entourée d'une cuvette dont les flancs sont marqués par de déformations plastiques formant des vallées rayonnantes avec des crêtes d'ondulations selon un dessin analogue à celui des crêtes des vagues formées par la houle en mer. Le métal est étiré du creux de chaque vallée vers le col de la crête où la fragmentation donne naissance à des débris d'érosion comme suggéré par la figure 72 schématisant une photographie d'une micrographie électronique de Brunton et al.²³⁴ relative à l'impact d'un jet eau-glycérine contre une éprouvette d'aluminium. L'amplitude et la longueur d'onde des ondulations croissent avec la distance au centre de l'impact. Des ondulations de ce genre ont été retrouvées dans l'impact ballistique par ABRAHAMSON²³⁵ et dans la soudure des plaques de métal par explosion²³⁶.

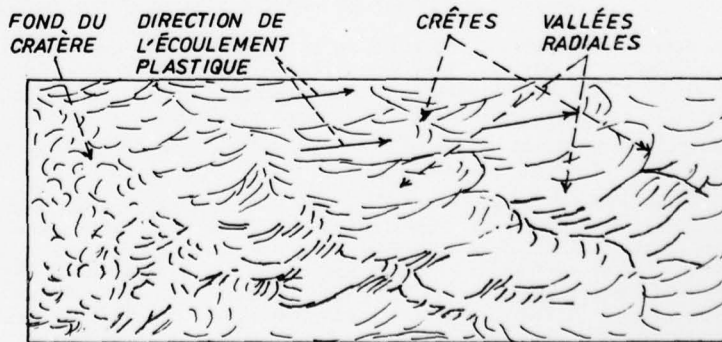


Fig. 72 - Ondulations des flancs d'un cratère d'impact par déformation plastique due à l'écoulement latéral d'un jet d'eau sur une éprouvette de duralumin - Schéma d'après Brunton et Camus²³⁴.

A un certain stade, de plus grandes dépressions se développent en cavités avec perte importante de matière. Il y a souvent une action simultanée de l'érosion d'impact et de la cavitation. Brunton et Camus ont mis en évidence la création de jets de cavitation par compression au cours de l'impact de bulles préexistant dans une goutte d'eau. Il y a aussi la possibilité de micro-jets de cavitation provoqués par les surpressions dues à l'écoulement latéral ralenti par les aspérités et par les crêtes d'ondulation dues à l'écoulement plastique. Enfin, selon le schéma proposé par Morris et al.²³¹ et représenté dans la figure 73, une goutte frappant une cavité profonde peut engendrer un jet de cavitation se détachant du front de

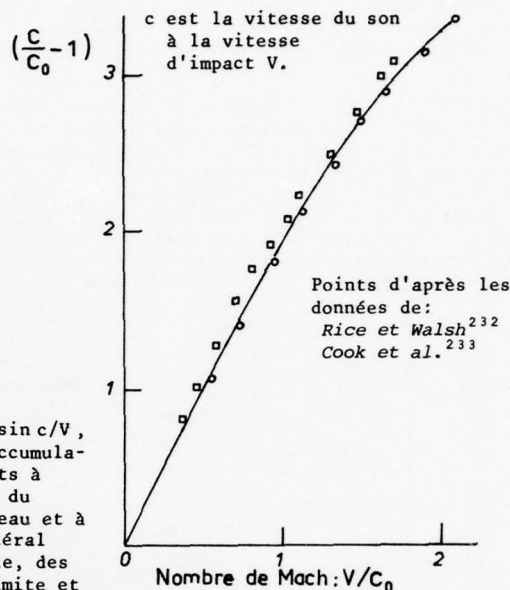


Fig. 71 - Variation de la vitesse d'une onde de compression dans l'eau avec la vitesse d'impact.

la goutte ralentit par la compression de l'air existant dans la cavité. Ce jet à une vitesse supérieure à la vitesse de l'impact frappe le fond de la cavité en donnant lieu à un écoulement latéral rejaillissant en montant le long des parois de la cavité à une vitesse encore supérieure pour induire des fissures et, éventuellement détacher des fragments agrandissant la cavité.

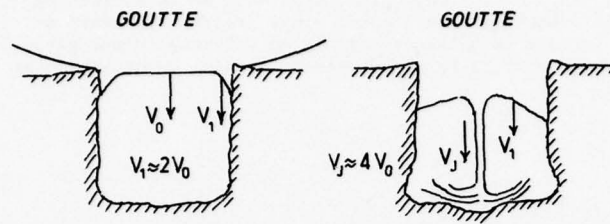


Fig.73 - Formation d'un jet central de cavitation lors de l'impact d'une goutte liquide dans une cavité profonde d'après Morris et al.²³¹.

- (a) Début de l'impact: l'eau s'écoule le long des parois à environ 2 fois la vitesse de l'impact initial. (b) Les ondes de choc naissant sur les parois causent la formation d'un jet central à grande vitesse.

7.5.2.1.c - Formation des micro-jets par cavitation.

La cavitation consiste essentiellement en la formation de cavités dans une masse de liquide lorsque la pression appliquée est réduite plus ou moins rapidement et que des molécules de gaz dissous ou des molécules vaporisées du liquide considéré se rassemblent autour d'impuretés agissant comme noyaux pour la formation des bulles. Par exemple, dans la vaporisation de l'eau, les bulles prennent naissance sur la paroi chaude du récipient aux points où une rugosité particulière retenant de l'air favorise le dégazage puis la vaporisation.

La solubilité des gaz dans les liquides étant proportionnelle à la pression (loi de Henry) et les vapeurs du liquide se condensant lorsque la pression dépasse la tension de vapeur, la diminution de la pression implique un dégagement de gaz dissous et de vapeur provenant du liquide. En considérant une bulle au sein d'une masse liquide et une déformation virtuelle de la frontière liée à une expansion de la bulle, l'équilibre énergétique local entre le travail effectué contre la tension de surface γ et le travail effectué par la différence Δp entre la pression intérieure p_i et la pression p_l dans le liquide permet d'écrire la loi de Laplace

$$\Delta p = \gamma(1/R_1 + 1/R_2)$$

où R_1 et R_2 sont les rayons de courbure principaux de la frontière de la bulle au point considéré. Si la bulle contient de l'air ou un gaz dissous à la pression partielle p_a et de la vapeur à la pression partielle p_v , la loi de Laplace devient

$$p_a + p_v - p_l = \gamma(1/R_1 + 1/R_2)$$

et, pour une bulle sphérique de rayon R:

$$p_a + p_v + p_l = 2\gamma/R. \quad (98)$$

Posant $p_i = p_a + p_v$ et supposant que la pression p du liquide devienne supérieure à la valeur d'équilibre précédente, il en résulterait une diminution du rayon de la bulle si la réduction du volume était symétrique comme le supposait RAYLEIGH²³⁷. La diminution de R augmenterait la contribution de la tension superficielle à la différence entre la pression intérieure et la pression dans le liquide, et l'accroissement de la pression intérieure favoriserait la mise en solution du gaz contenu dans la bulle et la condensation de la vapeur entraînant ainsi une nouvelle diminution de volume. Ainsi, si la naissance d'une bulle peut être progressive, sa disparition est un phénomène d'instabilité. Dans l'hypothèse d'un effondrement symétrique de la bulle, les molécules d'eau seraient accélérées vers le centre de la bulle où la pression intérieure croîtrait alors constamment jusqu'à la disparition de la bulle. Ensuite, l'élasticité du liquide comprimé donnerait naissance à une onde de détente inverse.

En fait, ce type d'effondrement est une vue théorique puisque, si la sphère est bien la forme d'équilibre d'une bulle de gaz dans sa phase d'expansion comme correspondant au minimum d'énergie de surface pour contenir un volume donné de gaz, il n'en va plus de même dans la phase d'effondrement, la forme sphérique étant instable. La loi de Henry sur la solubilité des gaz et la loi de Laplace sont des formes relatives à un équilibre statistique thermodynamique entre une réaction et la réaction opposée. Notamment, la frontière entre le liquide et l'intérieur d'une bulle est rapidement variable à l'échelle des molécules sous l'influence de l'agitation moléculaire qui détache constamment des molécules de la frontière tandis que d'autres molécules s'y agrègent.

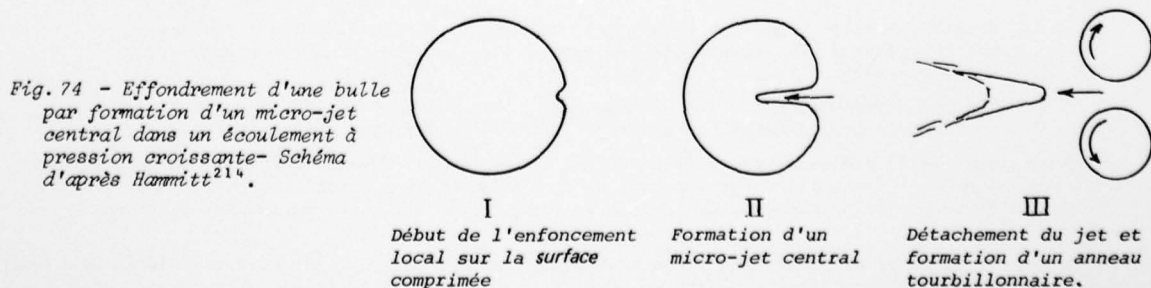


Fig. 74 - Effondrement d'une bulle par formation d'un micro-jet central dans un écoulement à pression croissante - Schéma d'après Hammit²¹⁴.

I
Début de l'enfoncement local sur la surface comprimée

II
Formation d'un micro-jet central

III
Détachement du jet et formation d'un anneau tourbillonnaire.

La figure 74 montre le schéma de la formation d'un micro-jet au centre d'une bulle pendant son effondrement dans un courant fluide à pression croissante, d'après une photographie à grande vitesse publiée par HAMMITT²¹⁴. L'écoulement du fluide se faisait dans la partie évasée d'un venturi après le col et l'avant de la goutte était soumis à une pression un peu plus forte que l'arrière. Un premier enfoncement apparaissait d'abord à l'avant (I) puis, sous l'influence de la pression extérieure croissante, il s'approfondissait en doigt de gant donnant ainsi un exutoire aux molécules comprimées de la surface de la bulle et formant un micro-jet central (II). Après détachement du liquide ainsi projeté, le reste de la goutte formait un anneau tourbillonnaire (III). Lorsque la bulle est située au voisinage d'une paroi, il arrive souvent que le micro-jet se forme sur la région de la bulle opposée à la paroi comme le montre la figure 75 a d'après BARCLAY et al.²³⁸.

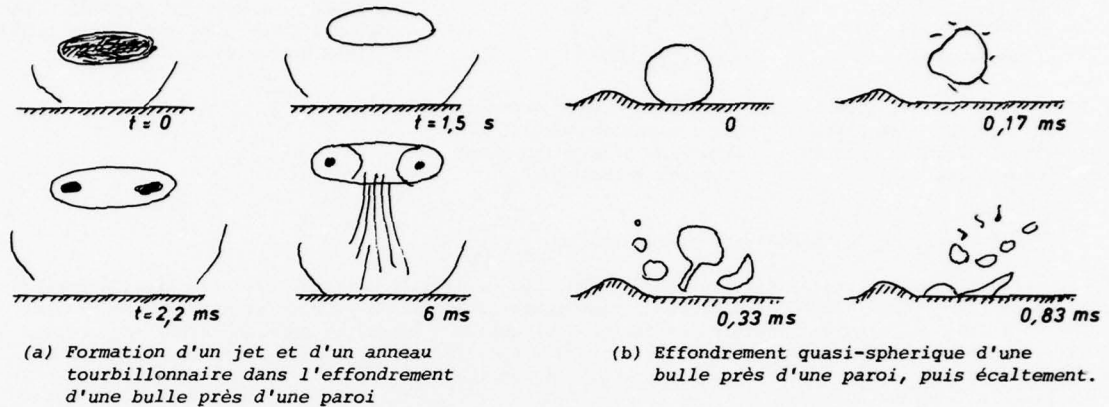
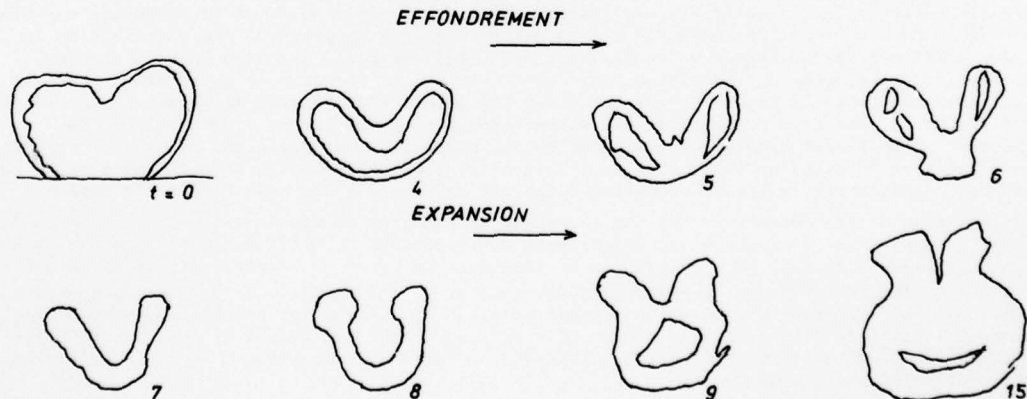


Fig. 75 - Effondrement de bulles près d'une paroi, d'après Barclay et al.²³⁸.

On voit que la présence d'une paroi est une cause importante de dissymétrie. Pendant l'effondrement, le côté de la bulle proche de la paroi correspondra à un écoulement difficile du liquide mouillant la paroi et gêné par la viscosité. L'évidence photographique de six auteurs cités par Hammitt indique que les micro-jets se propagent dans la direction de la pression décroissante ou vers la paroi adjacente.

BRUNTON²³⁹ a étudié l'effondrement de bulles discales maintenues entre deux plaques transparentes et frappées par l'onde de choc produite par un détonateur. La figure 76 illustre les deux phases d'effondrement et d'expansion de la bulle au voisinage d'une paroi. Comme pour les bulles initialement sphériques, les bulles discales, donc cylindriques, présentent l'équivalent du jet central sous forme d'un pli séparant la bulle en deux lobes latéraux formant un U. Dans l'effondrement final, la cavité principale en U se brise en un collier de cavités plus petites avec des bulles terminales plus grandes aux extrémités du U. L'expansion rapide de ces poches de gaz entraîne une onde visible de pression entre elles. Elles se réunissent parfois pour donner à la bulle principale une queue fourchue caractéristique avec une île de liquide enfermée. La paroi voisine est soumise en premier lieu à l'impact du pli central puis, pendant l'expansion de la bulle à une onde de compression et à l'écoulement de liquide qui en résulte.



Nota; dans ces schémas de photographies, les contours délimitent des zones sombres correspondant à des réfractations lumineuses dues aux formes ou aux ondes de compression.

Fig. 76 - Effondrement d'une bulle discale dans l'eau au voisinage d'une paroi, d'après photographies de Brunton²³⁹, bulle de 3mm de diamètre initial.

L'une des raisons de la fréquence des bulles dirigeant des jets d'effondrement vers une paroi réside dans le déclenchement de l'instabilité par une onde de choc de compression résultant de l'implosion puis de l'expansion d'une autre bulle située plus loin de la paroi et en aval dans un courant de pression croissante.

L'endommagement du métal sous les impacts de cavitation est analogue à celui déjà vu relativement aux impacts des gouttes et des jets liquides. Dans un métal ductile comme l'aluminium, chaque impact donne un cratère à bord relevé.

7.5.2.2 - Nature et progression de l'endommagement d'érosion et de cavitation.

Au cours des phénomènes d'érosion par des gouttes liquides, des jets liquides, par cavitation et, à un moindre degré, par des particules solides, l'action principale est un martelage écouvrant les métaux ductiles puis, avec la répétition des pressions locales, créant des fissures de fatigue. Dans les matériaux fragiles, chaque impact crée des anneaux de rupture dont la jonction détache des fragments d'érosion. Lorsque l'on considère les pertes par érosion, mesurées en poids q par centimètre carré de surface érodée ou en profondeur moyenne d'érosion e_m , et leur évolution en fonction du temps, l'expérience montre que pendant une période de temps t_i , mesurée en secondes ou en poids du matériau érodant, les pertes sont trop faibles pour être mesurées. C'est la période d'incubation pendant laquelle l'état du matériau superficiel se modifie progressivement sous l'influence des impacts répétés. La figure 77 montre la décomposition de la durée d'érosion en période d'incubation (I), érosion croissante (II), érosion décroissante (III) en passant par le maximum du taux d'érosion, $(de/dt)_{max}$.

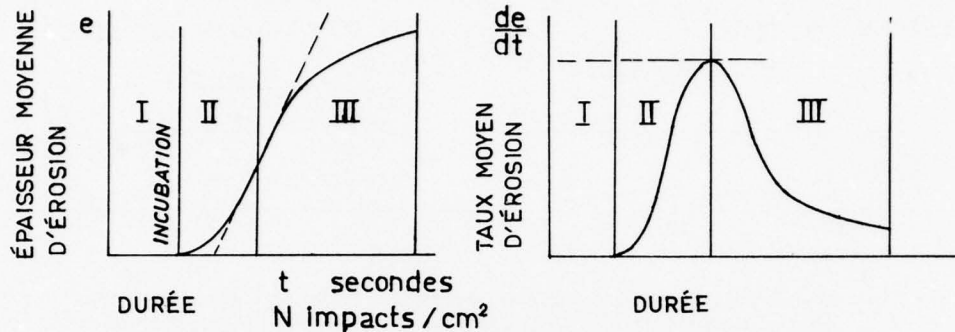


Fig. 77 - Incubation et développement de l'érosion.

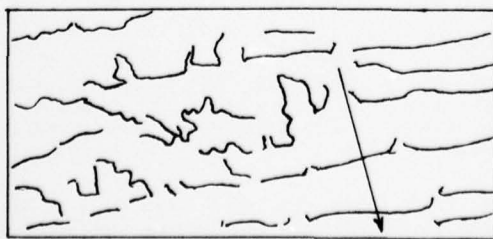
7.5.2.2.a - Modification du matériau pendant l'incubation.

Pendant l'incubation de l'érosion par des impacts liquides ou par cavitation sous des microjets répétés dus à l'effondrement des bulles, les modifications des matériaux ductiles sont essentiellement les mêmes que pendant la fatigue des métaux : écouvrage des matériaux initialement ductiles et création de contraintes résiduelles de compression en surface.

Dans le cas de l'aluminium pur à 99,999 %, VYAS et PREECE²⁴⁰ ont étudié les modifications de l'état de surface au moyen du microscope électronique à balayage après 2 secondes d'exposition à la cavitation puis toutes les deux secondes. La cavitation était produite par un dispositif ultrasonique de fréquence égale à 20 kHz où l'éprouvette était maintenue stationnaire dans l'eau distillée à 25°C, à 115 μm sous la surface du vibreur. Pour un échantillon polycristallin, les limites des grains étaient dénivellées dès 5 sec, certains grains fluaient aux limites des grains voisins et il se formait des ondulations de la surface et des joints des grains. Le comportement était très voisin de celui observé par LAURENT²⁴¹ dans l'étude de la fatigue de l'aluminium pur où le déchaussement des grains et les ondulations des limites des grains ont été observés antérieurement. A la fin de la période d'incubation, dans les essais de Vyas et Preece, le métal écroui se déforme avec des bourrelets se transformant en lèvres ductiles aux bords des marques d'impact et les impacts ultérieurs tendent à aplatir les bourrelets en les déchirant.

D'après HEYMANN²⁴² les recherches sur la variation de l'état mécanique de la surface par le martelage d'érosion pendant la période d'incubation montrent une variation rapide initiale suivie d'une tendance asymptotique vers un état constant, comme dans le grenailage. PLESSET et DEVINE²⁴³ ont montré au moyen des rayons X que dans une surface soumise à la cavitation, la déformation plastique atteint une profondeur stable presque immédiatement après le début de l'exposition et qu'elle reste sensiblement constante pendant que l'érosion progresse. Dans le cas du nickel recuit et d'éprouvettes polies électrolytiquement sollicitées en cavitation dans l'eau distillée à 25°C sous 20 kHz et une amplitude de 128 μm à 1,59 mm de la surface de l'oscillateur, des mesures de contrainte résiduelle par déformation après des dissolutions successives de la surface ont montré des valeurs de 40 kgp/mm² pour la contrainte résiduelle en surface, ne s'annulant qu'à une profondeur de 0,35 mm après 10 secondes d'exposition et à 0,6 mm après 40 minutes d'exposition, la valeur en surface restant sensiblement la même.

Avec un acier à 0,25 %C, 12% Cr, Ni, Mo, V, BECKWITH et MARRIOTT²⁴⁴ ont montré par des essais d'érosion utilisant un tambour tournant et des éprouvettes radiales que le premier stade du dommage pour l'acier revenu à 250°C et essayé sous une vitesse d'impact de 345 m/s correspondait à des "extrusions" le long de certains plans de glissement cristallins. Vers la fin de la période d'incubation, les déformations plastiques intenses de la surface pouvaient être décrites par un "tartinage" de la surface par la déformation de nombreuses "extrusions" plastiques le long des lignes de glissement (Fig. 78).



X 8000. La flèche indique la direction de l'écoulement plastique.

Fig. 78 - Aplatissement des "filages" le long des lignes de glissement plastique, d'après une microphotographie de Beckwith et Marriott²⁴⁴.

De nombreux auteurs ont suggéré que l'endommagement d'érosion ou de cavitation s'effectuait par martelage répété selon un processus analogue à celui de la fatigue. La figure 79 montre la comparaison des courbes de résistance en fatigue d'impact liquide pour des alliages d'aluminium, déduites du nombre de impacts évalué dans un essai au bras tournant et des pressions d'impact calculées, avec les données sur la résistance en fatigue d'éprouvettes lisses. Les matériaux étudiés par HOFF et al.²⁴⁵ pour l'érosion par la pluie et par SCHUTZ²⁴⁶ pour la fatigue étaient l'aluminium et les alliages d'aluminium utilisés en construction aéronautique.

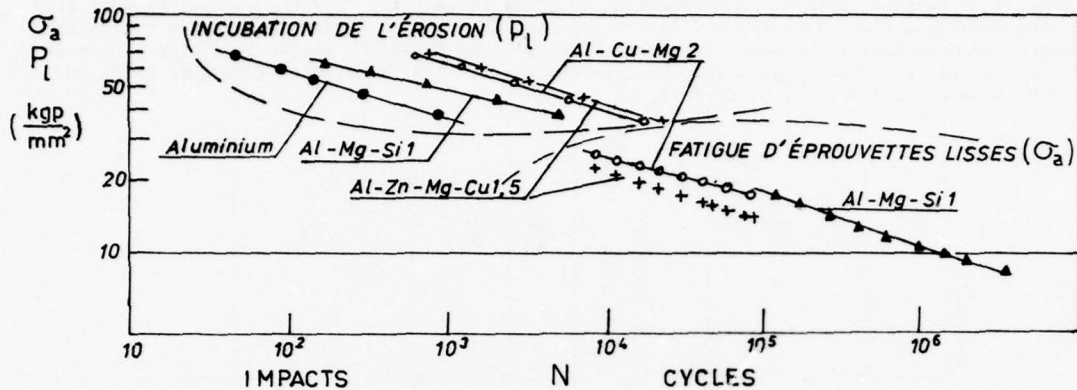


Fig.79 - Courbes pression de martelage-durée d'incubation de l'érosion par des impacts liquides (pluie) et courbes de durée en fatigue contrainte alternée-nombre de cycles pour les alliages d'aluminium, d'après Hoff et al.²⁴⁵.

Avec des gouttes ϕ 1,2 mm et une densité de pluie de $1,2 \times 10^{-5}$ en volume, les temps t_i d'incubation de l'érosion étaient

$$t_i = a/V^m, \quad (99)$$

avec la vitesse d'impact V. Les taux maximaux d'érosion étaient

$$(de/dt)_{\max} = b V^n; \quad (100)$$

les essais de fatigue de Schütz se traduisaient par

$$\sigma_a = c/V^p. \quad (101)$$

Les valeurs des exposants m, n et p sont données dans le tableau 7.5.2.2.1 ci-dessous.

Tableau 7.5.2.2-1. Incubation d'érosion, érosion maximale et fatigue des alliages d'aluminium, d'après Hoff et al.²⁴⁵ et Schütz²⁴⁶.

	m	n	p
Aluminium	4,9	3,6	
Al-Mg-Si 1	6,2	4,9	4,7
Al-Cu-Mg 2	5	5,4	5,2
Al-Zn-Mg-Cu 1,5	5,2	4,6	6,5

Comme en fatigue, certains changements de phase cristalline s'effectuent par des déformations plastiques s'effectuant plus aisément avant le changement de phase. Dans la discussion d'un travail de GOULD²⁴⁷, RIEGER a signalé que dans les aciers austénitiques au manganèse, la transformation austénite-martensite s'effectue sous les impacts et que la bonne résistance de cet acier semble être due à la plus grande dureté de la phase martensite. On peut ajouter que le changement de phase se fait avec un accroissement de volume et introduit ainsi des contraintes résiduelles de compression en surface. Les alliages de cobalt étudiés par GOULD paraissent devoir leur bonne résistance en cavitation au changement de phase de l'alliage cobalt-chrome, de la phase cubique à face centrée (200)_{FCC} à la phase hexagonale compacte (10 $\bar{1}$ 1)_{HCP}. Les éprouvettes en "Stellite" 6B avaient la composition 25% Cr, 4,5% W, 1,5% Ni, 1% Fe, 1% Mn, reste = Co. La proportion de phase hexagonale était mesurée par diffraction aux rayons X; la transformation très rapide en surface se poursuivait en profondeur pendant la phase d'incubation de l'érosion. Dans les débris d'érosion, la transformation était complète. Après transformation, le matériau devient plus dur et plus fragile. Le bon comportement de la "stellite" paraît dû à ce changement de phase retardant la rupture du métal en permettant des allongements plastiques considérables et en accroissant le niveau de la pression de martelage conduisant à la fissuration du métal. Une transformation analogue est observée dans l'alliage de cobalt L 605 (0,1% C, 20 % Cr, 10 % Ni, 15 % W, 1,5 % Mn, 0,5% Si, reste Co). GOULD²⁴⁷ caractérisait l'énergie de rupture du métal par l'expression:

$$E_R = \{ \sigma_{0,2\%} + (2/3)(\sigma_R - \sigma_{0,2\%}) \}. \quad (102)$$

Pour les deux alliages précédents et les alliages 17-4 PH (0,07 % C, 16,5 % Cr, 4 Ni, 1 Mn, 1 Si, reste Fe) et INCO 718 (0,05 % C, 19 Cr, 53 Ni, 19 Fe, 3 Mo, 0,8 Ti, 0,6 Al, 5,2 Cb, 0,004 B), la table 7.5.2.2-2 donne les propriétés mécaniques et le taux d'érosion stabilisé, en mm/heure, pendant la cavitation à 20 kHz sous une amplitude de 50,8 μ m dans l'eau déionisée à $11 \pm 1^\circ$ C. On voit le meilleur comportement de la "stellite" 6 B.

Cependant, HOFF et al.²⁴⁵ ont montré que la "stellite" forgée était très sensible à la direction des impacts de pluie par rapport à la direction de laminage, des piqûres profondes étant obtenues lorsque la tranche d'une éprouvette était parallèle à la vitesse des impacts des gouttes de pluie. Dans les applica-

cations aux revêtement des aubes des turbines à vapeur, HOFF et al.^{2,4,5} ont considéré les diverses possibilités pratiques de protection des aubes en acier par un revêtement de "stellite". Dans le dépôt par fusion à la surface des pièces, la stellite est comprimée après le refroidissement et applique des contraintes résiduelles de traction à l'acier. Ces contraintes résiduelles ne peuvent être qu'un peu diminuée par recuit après soudure ce qui exclue ce mode de protection dans les aubes des turbines à vapeur où la somme des contraintes appliquées et des contraintes résiduelles dépasserait la limite élastique. On peut encore couler les écrans de bord d'attaque et en souder les bords par bombardement électronique. Dans la discussion, HEYMANN a indiqué que Westinghouse utilise des bandes laminées assemblées aux aubes au moyen d'un processus de brasage semi-automatique et contrôlé; les bandes sont étirées initialement dans la direction du laminage mais sont courbées dans l'autre direction pour s'adapter au profil aérodynamique des pales.

Table 7.5.2.2-2 - Propriétés mécaniques et taux d'érosion stabilisé en cavitation d'alliages pour aubes de turbines à vapeur, $f = 20\text{kHz}$, $\text{ampl.} = 50,8 \mu\text{m}$, eau dé-ionisée. Gould^{2,4,7}

Alliages	Dureté R_C	σ_R MN/m ²	$\sigma_{0.2\%}$ MN/m ²	A%	Energie de rupture, MN/m ²	Taux d'érosion d_m/dt , mm/heure
17-4PH	36	1030	930	17	169	0,0082
INCO 718 vieilli	42	1470	1300	38	538	0,0015
Laminé 70% à froid	52	2000	1990	10	200	0,0022
L 605	23	1030	480	65	545	0,0014
laminé 30% à froid	47	1480	1450	14	206	0,0014
Stellite 6 B					156	0,0008.

7.5.2.2-b - Progression de l'érosion et de la cavitation.

Comme représenté dans la figure 77, la profondeur moyenne d'érosion, e_m , croît constamment après la période t_i d'incubation; le taux d'érosion d_m/dt passe par un maximum puis diminue en tendant vers une valeur de régime. Souvent, les essais d'érosion ne sont pas poussés assez loin pour mettre en évidence la stabilisation du taux de fissuration après le passage par le maximum. En pratique, on admettra une durée d'utilisation supérieure à celle du maximum de taux d'érosion dans le cas de matériaux très résistants tels que la profondeur d'érosion reste bien en dessous des tolérances de fonctionnement, comme c'est le cas d'après SMITH et al.^{2,4,8} pour les revêtements des aubes de turbines à vapeur, caractérisés par le rapport du taux d'érosion stabilisé à celui d'une acier à outil standard (18 W - 6 Cr - 0,7 C, reste Fe, de dureté 630 DPH) pris comme référence. Les aciers à outils, les alliages au cobalt et les carbures de tungstène soumis à des impacts liquides totalisant une quantité d'eau de 50 kg/cm² tendent vers des taux finals d'érosion de $0,3 \times 10^{-6}$ à 2×10^{-6} g de métal par g d'eau. Pour ces matériaux, le taux d'érosion final correspondrait en pratique à une pénétration de 2,5 mm; ainsi le maximum de la courbe du taux d'érosion a peu d'importance pratique. Ceci est démontré par un alliage de cobalt 31 Cr - 14 W - 1 C qui était initialement 40 fois plus résistant que l'acier à outil standard mais, après impact de 100 kg d'eau par cm², était moins que 1,5 fois aussi résistant. Les essais montrent que les taux convergent après des impacts correspondant à plus de 40 kg d'eau par cm². Le recours à un matériau de référence est nécessaire lorsque les conditions exactes d'impact sont perturbées par l'écoulement aérodynamique et la pression absolue comme c'est le cas dans les essais de Smith et al. La figure 80 est relative à des essais d'impacts liquides dans un appareillage tournant où les éprouvettes et les éjecteurs de pluie tournent en sens inverses à 12.000 tr/min. dans une enceinte sous vide relatif avec une pression absolue variant de 50 à 250 mm Hg. Sous une pression absolue de 724 mm Hg, la figure 81 montre l'évolution des pertes de poids par érosion en fonction du temps ou du poids de liquide projeté par cm².

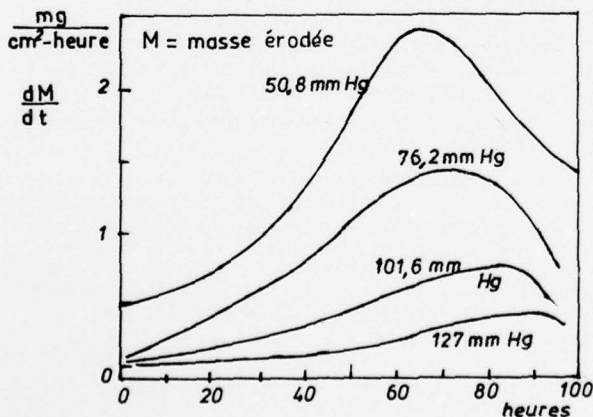


Fig. 80 - Vitesse d'érosion sous impacts liquides - Acier rapide de référence. Influence de la pression absolue, d'après Smith et al.^{2,4,8}.

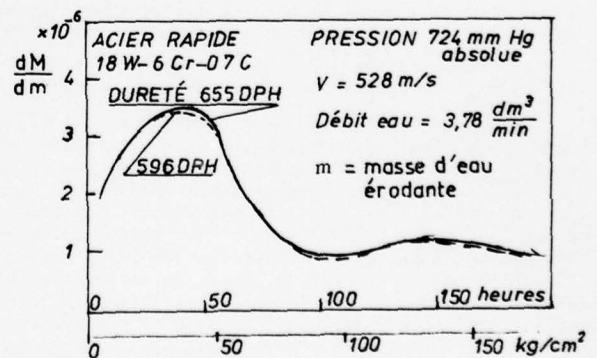


Fig. 81 - Taux d'érosion de l'acier de référence sous pression de 724 mm Hg, d'après Smith et al.^{2,4,8}.

Les mesures d'érosion s'effectuent par pesée des éprouvettes démontées et les taux d'érosion sont obtenus par dérivation numérique, ce procédé rendant les extrapolations particulièrement discutables. En partant d'une surface relativement lisse et avant tout début de fissuration, les déformations plastiques édifient des contraintes résiduelles de compression à la surface. L'érosion démarre lentement et le taux

d'érosion croît jusque la plus grande partie de la surface soit endommagée; il y a alors une certaine abondance d'éléments endommagés arrivant en des temps voisins au détachement de fragments; ensuite, l'évolution en fatigue donnera lieu à des fragments moins nombreux avec un taux d'érosion plus bas après le maximum. Eventuellement, d'autres variations du taux d'érosion pourront se produire avant l'atteinte d'une valeur stable de régime. Ce phénomène est assez général en matière de fatigue. Par exemple, lorsque la propagation d'une fissure de fatigue a été accélérée du fait de l'existence d'un point faible local, le matériau en avant de la pointe de la fissure a été soumis moins longtemps aux déformations alternées de fatigue et est plus résistant, ce qui diminue la vitesse de propagation.

Lorsque des essais d'érosion et des essais de cavitation sont effectués dans des conditions comparables, l'érosion de cavitation et l'érosion sous impacts liquides donnent des pertes voisines et sensiblement proportionnelles dans les deux types de classement. Par exemple, c'est le cas pour les essais d'érosion sous impacts liquides multiples et les essais de cavitation effectués par THIRUVENGADAM²⁴⁹ et reportés dans la table 7.5.2.2-3.

Table 7.5.2.2-3 - Comparaison de l'érosion sous impacts liquides et de l'érosion de cavitation, essais de Thiruvengadam.

Métaux	IMPACTS LIQUIDES V = 106,75 m/s jet Ø 0,79 cm éprouvette Ø 0,375 cm $\left(\frac{de_m}{dt}\right)_{max} = 3,5 \times 10^{-3} \text{ cm}^3/\text{h}$	CAVITATION éprouvette Ø 0,95 cm f = 13,5 kHz, eau distillée, double amplitude = $3 \times 10^{-3} \text{ cm}$. $\left(\frac{de_m}{dt}\right)_{max} = 2,8 \times 10^{-3} \text{ cm}^3/\text{h}$
Nickel	2	1
Acier inoxydable 316	0,4	0,9
Titanium 6 Al - 4 V	70	100
Aluminium 1100-0		

Cependant, l'analogie de comportement d'un matériau dans l'érosion par impacts liquides répétés et dans l'érosion par cavitation peut être fortement perturbée et même masquée par l'influence prépondérante de la tension de vapeur sur la cavitation. Comme souligné par SCHULMEISTER²⁵⁰, la température affecte simultanément la quantité de gaz dissous dans l'eau et les réactions chimiques et électrochimiques déterminant ensemble l'influence de la température sur l'érosion par cavitation et corrosion. Lorsque la pression statique reste inférieure à la tension de vapeur, les bulles produites ne s'effondrent pas et il n'y a pas d'érosion. Lorsque la différence entre la pression statique et la tension de vapeur reste plus grande que la dépression produite par le mouvement de l'oscillateur, aucune bulle n'est formée. Entre ces deux limites, il y a un maximum de dommage. En partant du point d'ébullition, le dommage croît avec la distance à la tension de vapeur, c'est-à-dire, avec la pression statique si la température est constante, du fait que l'implosion des bulles est d'autant plus brusque que la pression du fluide croît plus vite. La limite supérieure due à l'absence de bulle est atteinte sur l'oscillateur avant que les bulles ne cessent d'être formées dans un milieu indéfini au repos, la cause en étant le rétrécissement de la zone de production des bulles sur la face avant de l'éprouvette. Des essais reproductibles peuvent être obtenus dans la plage où le dommage croît avec la pression.

7.5.2.2 - c - Comportements en essais accélérés et en service. Influence de la corrosion.

Outre l'influence de la pression statique et de la température sur l'endommagement de cavitation, une différence importante dans l'endommagement observé dans les essais de laboratoires par rapport au comportement en service est due à l'influence de la corrosion. KALLAS²⁵¹ a résumé l'évolution des idées et des résultats des recherches relatives au rôle de la corrosion dans l'endommagement de cavitation.

En premier lieu, les piqûres superficielles, puis l'aspect caverneux de l'oxydation de pièces telles que les aubes des turbines hydrauliques et des hélices marines suggéraient une action prépondérante de la corrosion. Comme dans le cas de l'influence de la contrainte sur la corrosion, certains spécialistes ont avancé que l'érosion de cavitation est due à l'action conjointe des effets mécaniques et chimiques, le film d'oxyde protégeant le métal étant continuellement déchiré par le martelage effectué par l'implosion des bulles, en sorte que l'action chimique n'est pas ralentie et se poursuit à un taux élevé.

Cependant, en 1919, PARSONS et COOK²⁵² montraient que, dans le cas de l'acier, les fragments détachés étaient de la rouille, dans l'eau de mer, et du fer dans l'alcool.

Comme pour l'effet de la corrosion sur la fatigue, on doit considérer la vitesse relative de l'endommagement du métal en corrosion ou en sollicitation mécanique pure. Si la corrosion agit très lentement sur le métal sain et n'élimine assez rapidement que le métal déjà décheté par les impacts répétés, on ne peut parler d'un endommagement complémentaire de corrosion. Les essais de laboratoires sont le plus fréquemment des essais accélérés par rapport aux conditions réelles d'utilisations. Avec PREISER et TYRELL²⁵³, on peut concevoir trois domaines dans l'érosion de cavitation, savoir, la déformation ou la fracture de cavitation, la fatigue de cavitation et la corrosion de cavitation, dépendant de la durée de l'essai par l'intensité de la cavitation. Pour les intensités faibles de cavitation et les longues durées d'essai, la corrosion pourrait jouer un rôle significatif alors que ce rôle serait négligeable pour les essais rapides habituels. C'est dans le domaine des pressions de cavitation développant des contraintes bien inférieures à la limite d'écoulement plastique du métal que Preiser et Tyrell conduisaient leurs expériences de propulseurs tournants. Avec des intensités de cavitation encore plus faibles, on admet que les forces de cavitation peuvent seulement détruire le film protecteur d'oxyde et retirer les produits de corrosion.

LICHTMAN et al.²⁵⁴, étudiant de nombreux incidents sur des pièces de navires en contact avec l'eau, concluaient que la cavitation est la cause principale de l'endommagement seulement dans le cas des hélices. L'endommagement des tirants, gouvernails et autres appendices était dû à la corrosion aggravée par une action mécanique. Ils concluaient aussi que l'essai de laboratoire le plus lent est fait à une vitesse plus élevée que celle des bateaux en service et que le dommage en service est principalement de la corrosion accélérée par la turbulence de cavitation.

Un moyen d'accroître l'importance relative de la corrosion consiste à appliquer la cavitation par intermittences dans un dispositif où l'éprouvette immergée est constamment soumise à l'action corrosive,

comme dans les essais de WARING et al.²⁵⁵ où la cavitation accroissait l'endommagement seulement dans le cas des matériaux sensibles à la corrosion.

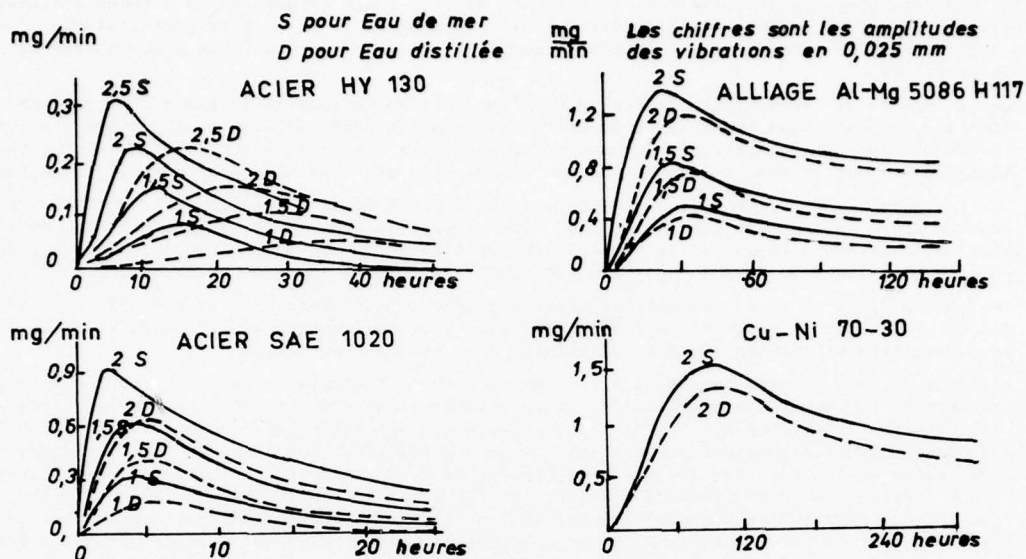


Fig. 82 - Pertes de poids par cavitation d'éprouvettes \varnothing 15,9 mm, dans l'eau de mer (S) et dans l'eau distillée (D), d'après McGuinness et Thiruvengadam²⁵⁶.

Pour étudier l'influence de la corrosion sur l'érosion de cavitation, MCGUINNESS et THIRUVENGADAM²⁵⁶ ont effectué des essais comparatifs de cavitation dans l'eau de mer et dans l'eau distillée sur des éprouvettes en acier, alliage Al-Mg 5086 H117 et des cupro-nickels 90-10 et 70-30 montés dans le dispositif piézo-électrique standard ASTM²⁵⁷. La figure 82 reproduit quelques résultats significatifs de ces essais: pour l'acier dur traité HY 130, le taux d'érosion maximal est plus élevé et est atteint plus tôt dans l'eau de mer (S) que dans l'eau distillée (D). Cet effet du sel dissous est moins marqué pour l'acier mi-dur SAE 1020; il devient négligeable pour l'alliage Al-Mg et les cupro-nickels. Les auteurs ont émis l'hypothèse que l'effet important sur un acier traité et relativement fragile était dû à l'action fragilisante supplémentaire de l'hydrogène.

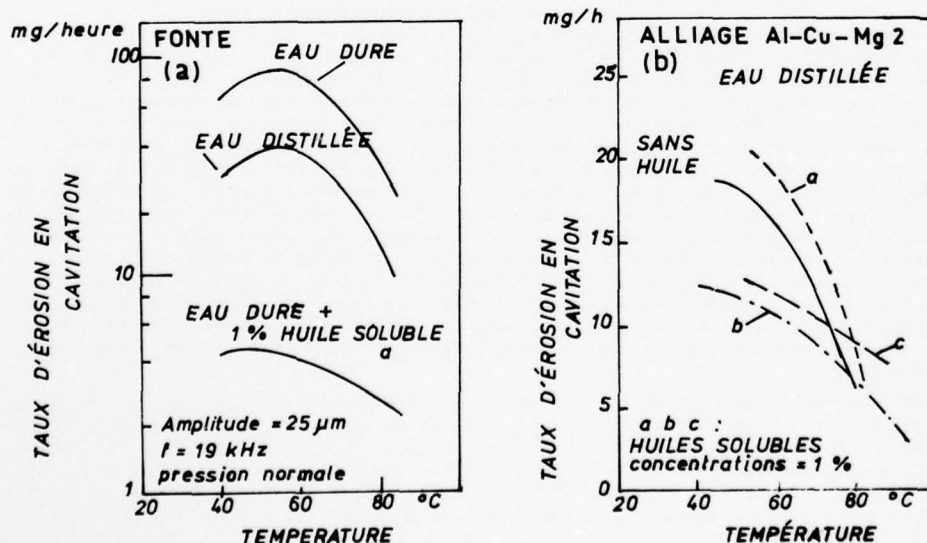


Fig. 83 - Influence d'huiles solubles inhibitrices de corrosion sur l'érosion de cavitation dans la fonte (a) et dans l'alliage Al-Cu-Mg 2, d'après Schulmeister²⁵⁰.

Certains problèmes pratiques tels que la réduction de l'endommagement par cavitation dans les systèmes de refroidissement des moteurs Diesels marins ont été résolus après des essais systématiques par utilisation d'inhibiteurs de corrosion. Dans l'étude préalable d'un tel problème, SCHULMEISTER²⁵⁰ a étudié les pertes par cavitation d'éprouvettes en fonte, en acier, en carbone et en alliage d'aluminium Al-Cu-Mg 2 dans des bains: (1) Eau distillée, pH 5,8; (2) eau dure pH 6,1 contenant 134 mg de

de CaCl_2 et 156 mg de CaSO_4 par litre et (3) trois huiles solubles commerciales a, b et c, utilisées normalement comme des inhibiteurs de corrosion pendant les opérations d'usinage par outils de coupe. Sous certaines conditions, les inhibiteurs de corrosion sont un excellent moyen de protéger les pièces contre la cavitation. Leur effet dépend dépend d'un grand nombre d'influences²⁵⁷. Par exemple, la figure 84 b montre que l'huile soluble a, si efficace avec la fonte (figure 84 a) attaque l'alliage d'aluminium. Deux autres huiles solubles anti-corrosion analogues, b et c, protègent l'aluminium aux faibles températures mais accélèrent l'érosion à chaud. L'ensemble des essais de Schulmeister lui a permis de conclure:

1. Les chlorures et les sulfates dissous dans l'eau accélèrent considérablement l'attaque de cavitation sur les matériaux sensibles à la corrosion comme la fonte ou l'acier au carbone; l'austénite et les alliages de cuivre sont beaucoup moins sensibles aux sels. L'accélération est accrue par l'oxygène et est fortement affectée par la température et la grandeur des contraintes mécaniques.
2. Les inhibiteurs de corrosion peuvent réduire considérablement la détérioration du matériau; ils peuvent aussi intensifier l'attaque. Leur effet dépend du type et de la concentration de l'inhibiteur, du matériau attaqué, de la température, de l'intensité de la cavitation mécanique, des autres substances incluses dans le liquide et de l'âge de la solution d'inhibiteur.
3. Les gaz dissous peuvent accélérer ou réduire l'attaque par cavitation et corrosion. L'effet réel est déterminé par le genre et la quantité de gaz, le matériau attaqué, la composition du fluide, la température et l'intensité des contraintes de cavitation mécanique.

Le résultat de base le plus important mis en évidence par Schulmeister est: la relation entre le taux d'endommagement et une condition particulière ou un paramètre particulier est très compliquée et déterminée par les diverses conditions limites et les grandeurs des autres influences. De ce fait, il n'est pas possible d'énoncer des affirmations utilisables sur la signification intrinsèque d'une influence particulière. Des recherches telles que les exemples précédents peuvent seulement indiquer l'importance particulière d'une influence ou d'un groupe d'influence et les relations entre elles. Si l'on cherche des remèdes pour un cas particulier d'endommagement, il faut effectuer des essais spéciaux adaptés au cas particulier. Ce genre de travail a été effectué à Darmstadt pour la prévention de la détérioration du système de refroidissement de moteurs Diesel. Le résultat était une série de recommandations pour le service pratique, incluant le choix de l'eau de refroidissement, l'inhibiteur convenable, le contrôle de la concentration d'inhibiteur, le contenu en gaz du fluide de refroidissement et le traitement des solutions vieillies d'inhibiteur. La valeur en service de ces suggestions portant sur le traitement des eaux de refroidissement était prouvée par les essais en service de la Deutsche Bundesbahn sur leur ferry, le "Theodor Heuss"²⁵⁸. Il fut possible d'économiser 250.000 DM par an sur le prix de revient pour le moteur d'un bateau.

D'après LICHTMAN²⁵⁹, la cavitation a été minimisée dans l'eau de refroidissement des moteurs Diesel par des additions chimiques incluant des inhibiteurs de corrosion, des détergents pour éviter la formation d'écume et des agents mouillants pour obtenir un film liquide adhérent au métal par diminution de la tension superficielle, ces facteurs influant sur la formation des bulles.

STELLER et al.²⁶⁰ ont simulé les conditions de service pour l'endommagement par cavitation des éléments des turbines hydrauliques en plaçant des éprouvettes cylindriques dans la chambre d'entrée (impeller) d'une turbine hydraulique à hélice "Kaplan" de telle façon que l'avant du montage et la surface de l'éprouvette affleurent la surface de la chambre. On compare les endommagements obtenus à ceux qui sont observés sur d'autres éprouvettes essayées en magnéto-striction (fréquence = 8,5 kHz, amplitude = 55 μm , éprouvette ϕ 14 mm submergée à 3 mm dans l'eau de distribution à 20 °C) ou au disque tournant à 2890 tr. p. min. avec des éprouvettes ϕ 30 mm montées sur un cercle ϕ 270 mm en compagnie d'excitateurs de cavitation constitués par des goujons ϕ 12 mm, le liquide étant l'eau de distribution fonctionnant en cycle fermé. L'examen de la surface des éprouvettes et de leurs micro-sections montre: a) dans les essais de magnéto-striction, l'endommagement correspond à des piqûres superficielles; b) dans les essais de cavitation au disque tournant, les piqûres sont plus profondes et il y a des micro-fissures; enfin, à la paroi de la chambre de force de la turbine, des piqûres irrégulières se développent dans les trois dimensions ainsi que des cavités de profil adouci avec action simultanée de la cavitation et de la corrosion. Les joints des grains ne sont pas des positions préférentielles de dommage. La conclusion est que pour les matériaux essayés: fer Armco recuit, laiton 52 Cu-38 Zn et acier coulé (0,26 C- 5 Mn - 0,4 Si, 0,2 Cr), la corrosion intervient seulement dans les conditions naturelles de cavitation lente. L'épaisseur de la couche écrouie était dix fois plus grande en cavitation naturelle qu'en magnéto-striction ce qui peut y expliquer un développement plus difficile des micro-fissures. Les auteurs signalent l'existence de cas où des matériaux jugés excellents d'après des essais accélérés se révélaient médiocres dans des conditions réelles d'utilisation.

Dans certains problèmes mixtes de corrosion et d'érosion par des impacts liquides de gouttes d'eau, les conditions sont parfois telles que les attaques par corrosion se renforcent mutuellement et que les paramètres du problème étant mal connus ne peuvent être simulés dans des essais simples. C'était par exemple le cas décrit par Van der HORST et SLOAN²⁶¹ et relatif à l'endommagement en service d'un refroidisseur de gaz converti dans une usine de production d'ammoniaque. Le gaz provenait de la conversion par catalyse du $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{O}$ en $\text{CO} + 2\text{H}$ et contenait de l'hydrogène, du CO_2 , de l'azote et de l'eau. Le refroidisseur retirait l'eau par condensation. Le gaz arrivait à 127 °C sous la pression de 1650 MN/m^2 et avait 50 °C à la sortie sous la pression de 1630 MN/m^2 . Il contenait 13,2 moles pour cent d'eau à l'entrée contre 0,7 moles pour cent à la sortie. La pression partielle du CO_2 était 269 MN/m^2 . L'eau circulait dans des tubes à ailettes et le gaz circulait dans le refroidisseur autour des tubes. Cependant, l'eau de condensation se logeait entre les ailettes écartées de 1 mm, supprimant ainsi l'avantage des ailettes. Les tubes à ailettes initialement en laiton avaient été remplacés par des tubes en acier au carbone. Alors les ailettes en acier étaient attaquées et disparaissaient rapidement. Incidemment, le recalcul de la transmission de chaleur montrait que les ailettes étaient inutiles. La surface des tubes à ailettes corrodés était entièrement recouverte de cristaux rhomboédriques de carbonate ferreux. Il est connu que l'acide carbonique en solution dans l'eau corrode l'acier au carbone. Aux températures, vitesses et pressions modérées, ce type de corrosion s'arrête de lui-même puisque le produit de corrosion en l'absence

d'oxygène est un carbonate ferreux très peu soluble dans l'eau (0,0067g/100 cm³ à 25 °C). Le bicarbonate ferreux beaucoup plus soluble serait formé à des pressions partielles de CO₂ et à des températures beaucoup plus élevées. L'auteur a ensuite calculé les vitesses des gaz au plus égales à 51,8 m/s et donc inférieures aux valeurs des seuils citées par THIRUVENGADAM²¹⁵ ou par HEYMANN²³⁰ pour l'érosion par impacts liquides de l'acier au carbone. Il y a donc un effet renforçateur mutuel de l'érosion et de la corrosion.

7.5.2.3 - Données sur la résistance à l'érosion.

On a déjà discuté de la corrélation entre la résistance à l'érosion par le sable et la résistance à la cavitation pour les matériaux utilisés dans la construction des turbines hydrauliques et des hélices marines (§ 7.5.1.1.a). On a montré que, d'une façon générale, l'endommagement est la conséquence des déformations plastiques gouvernant les ruptures élémentaires ou l'évolution par fatigue dus aux impacts élémentaires des grains abrasifs, des gouttes liquides ou des micro-jets de cavitation. L'existence d'un mécanisme commun d'endommagement avec des niveaux différents de la grandeur de la déformation plastique réalisée à chaque impact élémentaire explique les possibilités de corrélation des résistances aux diverses formes d'érosion avec la résistance statique et avec la résistance à la fatigue. Cependant, comme les corrélatons de la résistance à l'usure avec le module d'élasticité, ces corrélatons sont grossières et perturbées par l'influence des paramètres plus particuliers à chaque matériau.

7.5.2.3.a - Listes de classement des matériaux résistant à l'érosion.

RHEINGANS²⁶² a discuté en 1962 de l'endommagement des turbines hydrauliques résultant de l'érosion par les particules étrangères en suspension telles que le sable, l'argile ou les particules de glace et, dans les régions de dépression hydrodynamique, de la formation de piqûres résultant de la cavitation et apparaissant dans les zones de hautes vitesses où il y a des changements de direction ou des séparations de l'écoulement et où des bulles de vapeur se forment à des taux de 10000 à 20000 par seconde. La durée entière d'une bulle est de quelques micro-secondes; elle s'effondre en produisant une pression ponctuelle de 350 à 700 MN/m². Le matériau en contact subit une destruction directe ou par fatigue sous l'action répétée des bulles. Il y a une relation directe entre la vitesse de l'écoulement et la pression pour le début de la formation des bulles:

$$K_i = \frac{p - p_v}{\rho V^2 / 2} \quad (103)$$

où K_i est le Nombre pour l'initiation de la cavitation, p est une pression caractéristique du système, p_v est la pression de vapeur du liquide et ρ est sa masse spécifique, V étant une vitesse caractéristique du système. Pour les turbines hydrauliques, on utilise encore le discriminant de cavitation:

$$\sigma = \frac{H_b - H_s - H_v}{H} \quad (104)$$

où, en mètres de hauteur d'eau, H_b , H_s , H_v et H correspondent respectivement à la pression d'entrée de la turbine, à la hauteur d'aspiration à la sortie, à la tension de vapeur correspondant à la température et $H = \rho V^2 / 2$ est la pression dynamique.

A partir de l'expérience du comportement en services des turbines hydrauliques accumulée pendant 35 années d'utilisation, Rheingans²⁶³ avait publié une liste qualitative de classement d'un certain nombre de matériaux d'après leur comportement réel (liste N° 1 de la table 7.5.2.3-1). Une seconde liste a été établie²⁶² d'après les essais de cavitation effectués sur des dispositifs vibrants et sur diverses machines d'essai donnant des résultats quantitatifs difficiles à comparer mais permettant cependant un classement.

Table 7.5.2.3-1 - Listes de classement qualitatif de la résistance des matériaux à l'érosion d'après le comportement en service dans les turbines hydrauliques (liste N° 1) et d'après les essais de cavitation, d'après Rheingans²⁶².

Liste N° 1 - En utilisation	Liste N° 2 - Essais de cavitation.
1 Stellite	1 Stellite
2 Acier inox. Cr-Ni 17-7	2 Acier inox. 17-7, soudé
3 " " 18-8, soudé	3 Acier " 18-8, soudé
4 Ampco N° 10, soudé	4 Bronze Al. Ampco N° 18, soudé
5 Cr-Ni 25-20, soudé	5 Bronze Al. Ampco N° 18, coulé
6 Eutectic-Xyron 2-24, soudé	6 Bronze Ni-Al, coulé
7 Bronze Ampco, coulé	7 Acier inox. 18-8, coulé
8 Acier inox. 18-8, coulé	8 Acier 13% Cr, coulé
9 Bronze Ni-Al, coulé	9 Bronze au Mn, coulé
10 Acier à 13% Cr, coulé	10 Acier coulé au carbone
11 Bronze au Mn, coulé	11 Bronze coulé
12 Acier 18-8 projeté (métallisation)	12 Fonte
13 Acier coulé	13 Acier 18-8 (métallisation)
14 Bronze	14 Caoutchouc
15 Caoutchouc	15 Aluminium
16 Fonte	
17 Aluminium	

On voit une excellente corrélation entre les deux classements, corrélation découlant probablement du fait que la corrosion participe peu à l'endommagement de matériaux initialement retenus pour leur bonne résistance à la corrosion et justifiée par le mécanisme commun en érosion, par les particules entraînées et, en cavitation, de l'endommagement par les pressions répétées d'impact.

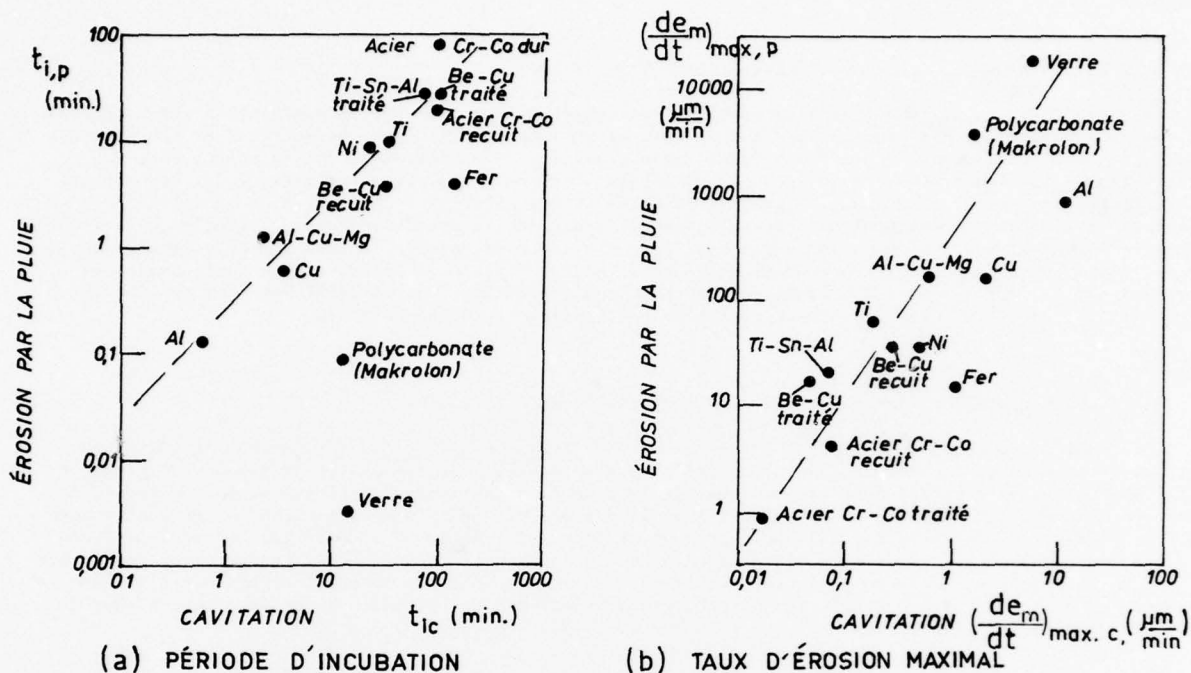


Fig. 84 - Corrélations des temps d'incubation et des taux d'érosion maximaux de l'érosion par la pluie avec ceux de la cavitation dans l'eau, d'après les essais de Rieger²⁶⁴.

RIEGER²⁶⁴ a comparé le comportement de divers matériaux dans:

1) des essais d'impact sous des gouttes liquides dans un dispositif à bras tournant avec des conditions d'essai uniformes : vitesse d'impact $V = 410$ m/s, gouttes $\phi 1,2$ mm, densité de la pluie = $1,1 \times 10^{-2}$ gouttes par cm^3 à 25°C ;

2) des essais de cavitation effectués dans un dispositif de magnéto-striction, à la fréquence de 20 kHz avec des éprouvettes fixées à la tête vibrante pour l'étude de la résistance à la cavitation.

La figure 84, tirée de la Table 1 de la ref. 264, montre les corrélations entre les durées des périodes d'incubation (fig. 84 a) et entre les taux d'érosion maximaux (fig. 84 b) obtenus dans les essais d'érosion par la pluie ou dans les essais de cavitation. Ces corrélations sont assez faibles, même si l'on en écarte le verre et le polycarbonate "Makrolon"; cela implique une difficulté dans la prévision de la résistance à l'érosion par la pluie d'après des résultats d'essais de cavitation.

D'après SPEIDEL et KESER²⁶⁵ l'endommagement par érosion des tubes en acier à 12% Cr utilisés dans les installations des turbines à vapeur est dû à la croissance de fissures émanant de piqûres d'érosion. Les fissures sont transgranulaires par rapport aux grains d'austénite. Le problème de la résistance à l'érosion de ces aciers est compliqué par leur sensibilité à la corrosion sous tension et à la corrosion-fatigue. Une première étude des propriétés mécaniques de ce type d'acier et de leurs corrélation avec la résistance à l'érosion avait été faite par BECKWITH et MARRIOTT²⁴⁴ (voir en 7.5.2.2.a) sur un acier à 0,25% C, 12% Cr, Ni, Mo, V, austénisé à 1050°C , refroidi air et revenu 1 h à l'une des températures: 150, 250, 450, 550, 600 ou 650°C . Ils avaient déterminé la ténacité de fracture K_{Ic} par flexion lente d'éprouvettes préfiessurées en fatigue. Les essais d'érosion étaient effectués par impacts répétés de jets liquides frappant des éprouvettes montées radialement sur un tambour tournant. La table 7.5.2.3-2 suivante donne les résultats de ces essais.

Table 7.5.2.3-2 - Propriétés mécaniques d'un acier à 12% Cr selon la température de revenu d'après Beckwith et Marriott²⁴⁴.

Température de revenu $^\circ\text{C}$	Dureté HV 30	$\sigma_{0,2\%}$ MN/m ²	σ_R	Σ %	Résilience Charpy	K_{Ic} MN/m ^{-3/2}	Exposant d'écrouissage n
150	610	921	1706	5	6	60	0,09
250	545	932	1661	28	17,5	98	0,13
450	512	1018	1434	47	8	66	0,17
550	595	1041	1730	27	4,5	63	0,10
600	570	1142	1470	43	4	61	0,09
650	385	776	1041	37	7,5	98	0,11

La figure 83 montre la progression des pertes par érosion sous impacts liquides répétés et la diminution progressive du taux d'érosion avec la durée de l'essai. Comme les propriétés de résistance

mécanique, les pertes par érosion dépendent beaucoup de la température de revenu et passent par un maximum pour un revenu à 450 °C, reviennent à une valeur faible pour un revenu à 550-600 °C et sont de nouveau plus élevées pour un revenu à 600 °C. Ce phénomène est à rapprocher de l'instabilité connue de l'austénite favorisant les déformations plastiques, la dureté reprenant une valeur plus élevée lorsque la transformation austénite-martensite est localement achevée au point d'impact.

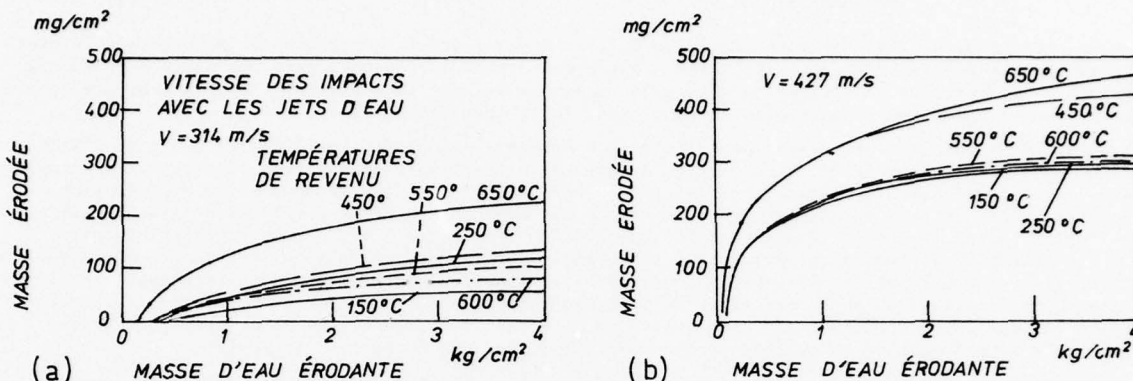


Fig. 85 - Influence de la température de revenu sur les pertes par érosion d'un acier à 12 % de chrome sous des impacts répétés avec des jets d'eau, d'après Beckwith et Marriott²⁴⁴.

SPEIDEL et KESER²⁶⁵ ont effectué une étude plus complète de l'acier américain martensitique inoxydable du type 420 à 0,2 % C, 12 % Cr, 1 % Mo, 0,3 % V et 0,5 % Ni. Après un recuit à 1060 °C pendant 0,5 h, refroidissement à l'air et revenu 10 h à diverses températures, l'étude comportait la mesure des caractéristiques de résistance en traction, la détermination des durées d'incubation et des taux d'érosion maximums d'après les essais d'érosion effectués au bras rotatif "Dornier" avec une vitesse normale d'impact $V = 410$ m/s de gouttes $\phi 1,2$ mm d'une concentration en volume de $1,2 \times 10^{-5}$. La figure 86 montre l'évolution des caractéristiques d'érosion, savoir le temps d'incubation t_i et le taux d'érosion maximum $(dM/dt)_{max}$ en fonction de la température de revenu. De nouveau, on obtient des valeurs faiblement variables pour des températures de revenu comprises entre l'ambiante et 500 °C; au delà, le temps d'incubation diminue fortement et le taux d'érosion croît très vite. La figure 87 montre les valeurs de la ténacité de fracture K_{Ic} et la vitesse de fissuration en corrosion sous tension dans l'eau distillée et une valeur constante du facteur K d'intensité des contraintes ($45 \text{ MN/m}^{-3/2}$) appliquée à des éprouvette du type DCB²⁶⁶ relatives à diverses valeurs de la température de revenu. Il y a une certaine corrélation entre la chute de la ductilité mesurée par la diminution de l'allongement à rupture en traction et celle de la ténacité K_{Ic} de fracture avec l'accroissement de la vitesse de corrosion sous tension pour des revenus allant de 400 à 500 °C, mais il n'y a pas de corrélation nette avec la résistance à l'érosion. Les fissures observées dans la dernière phase de l'érosion par la pluie sont transgranulaires tandis que les fissures de corrosion sous tension sont intergranulaires; donc la corrosion sous tension n'est pas le mécanisme responsable des fissures en érosion par la pluie.

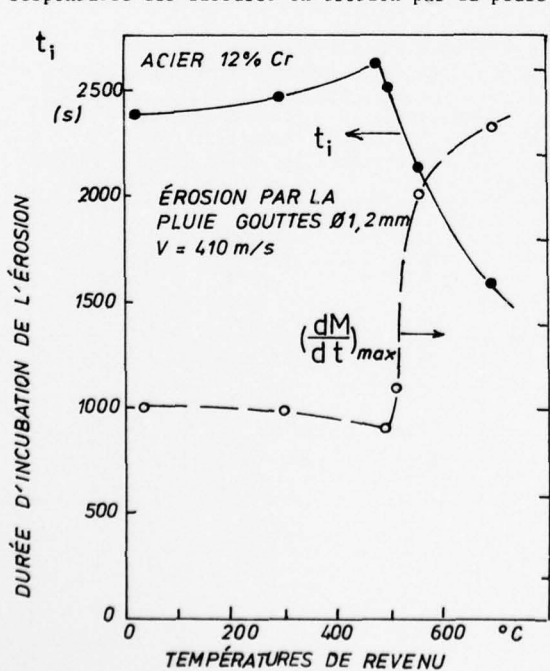


Fig. 86 - Durée d'incubation et taux maximal d'érosion par la pluie à 410 m/s de l'acier à 12 % Cr, d'après Speidel et Keser²⁶⁵.

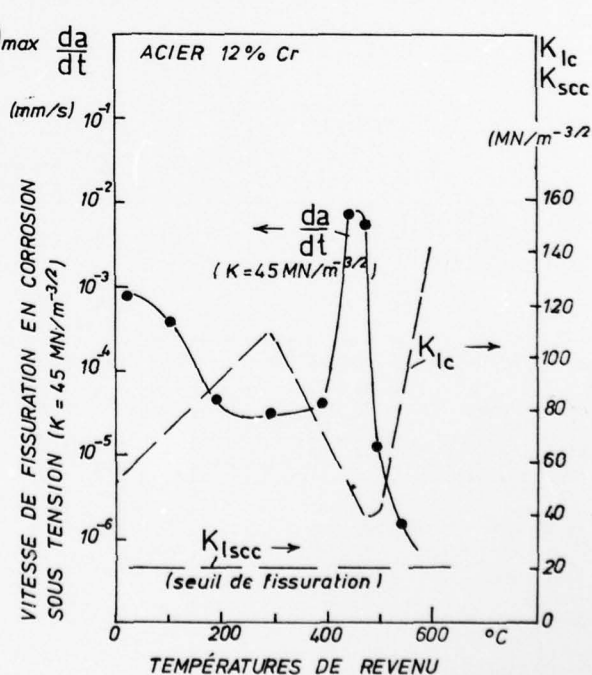


Fig. 87 - Vitesse de fissuration en corrosion sous tension, seuil de fissuration et ténacité de fracture, d'après Speidel et Keser.

En fatigue, il y a une corrélation entre la variation crête-à-crête, $\Delta K = 2 K$, du facteur d'intensité des contraintes et le taux de propagation de la fissure, en mm par cycle. Pour les valeurs élevées de ΔK , des essais dans un vide de 10^{-5} Torr et une fréquence de 2,3 Hz, le taux de propagation en fatigue mesuré pour les différentes températures de revenu est en accord avec l'expression

$$\Delta a/\Delta n = 6 \left(\frac{\Delta K}{E} - 2,7 \times 10^{-5} \right)^2 / \left(1 - \frac{\Delta K}{K_{Ic}} \right), \quad (105)$$

où la valeur critique pour la fracture statique, K_{Ic} , intervient par la correction de Forman: aux faibles valeurs du facteur d'intensité des contraintes, la température de revenu ne paraît pas avoir d'influence sur le taux de fissuration en fatigue. La figure 85 montre aussi que le seuil K_{Isc} pour l'amorçage de la fissuration en corrosion sous tension ne dépend pas du traitement thermique.

Il existe deux corrélations nettes dans l'ensemble des essais: corrélation linéaire entre la limite de fatigue en flexion alternée et la résistance à rupture en traction d'éprouvettes lisses polies essayées dans l'air à la température ambiante, et corrélation linéaire entre la durée d'incubation de l'érosion par la pluie et la limite d'écoulement en traction à 0,2%. Compte tenu de la corrélation plus grossière existant entre la résistance en traction et la limite d'écoulement, il y a donc une corrélation entre la durée d'incubation de l'érosion et l'évolution plastique avant rupture de fatigue. Cependant, l'instabilité de l'austénite résiduelle et la création de contraintes résiduelles correspondante de compression dans la région superficielle soumise au martelage de l'érosion est une fonction assez complexe de la température de revenu influant de façon différente sur le déshiquetage superficiel des bords des cratères des impacts et sur la propagation en profondeur des fissures de fatigue émanant de la surface.

L'endommagement, mesuré par le rapport du taux d'érosion au débit de liquide érodant croît d'abord très vite avec la proportion couverte de la surface, puis atteint un maximum et diminue ensuite asymptotiquement en tendant vers une très faible valeur dépendant peu du traitement thermique (voir figures 85 a et b). Dans l'état final de taux très faible d'érosion, les pertes en poids sont faibles bien que des fissures profondes puissent compromettre l'utilisation de pièces réelles.

L'utilisation des aciers à 12% Cr, Mo, V, (des types américains 410, 420, 422 et 436) à structure martensitique découle principalement du taux très faible de corrosion générale pour les traitements donnant une résistance statique et une résistance en fatigue du même ordre que les aciers au carbone faiblement alliés qui sont très oxydables. Cependant, l'utilisation en service est parfois compromise par la corrosion cavernueuse, la corrosion sous tension et la fragilisation par l'hydrogène²⁶⁷.

GOULD²⁶⁸ a effectué des essais de cavitation au moyen d'un dispositif piézoélectrique de fréquence 20 kHz où les éprouvettes \emptyset 12,7 mm étaient vissées sur la corne mobile. Les essais portant sur des aciers martensitiques inoxydables, un acier austénitique, un alliage Ni-Cr INCO 82 T, un alliage Cr-Co Stellite 6B des alliages de titane, le molybdène pur, l'aluminium 1100 et le magnésium, ont été effectués à une ou plusieurs valeurs de l'amplitude de vibration de l'éprouvette. Les conditions d'essai et les résultats sont reportés dans la table 7.5.2.3-3. Dans l'ensemble des cas, le taux d'érosion croissait très vite après la période d'incubation, passait par un maximum pour tendre ensuite asymptotiquement vers une valeur stabilisée obtenue relativement vite du fait de la fréquence élevée de la vibration. La table donne seulement la valeur stabilisée du taux d'érosion. On peut remarquer que l'intensité du taux d'érosion stabilisée est proportionnelle au carré de l'amplitude. A égale dureté, les alliages de titane sont supérieurs aux aciers. Le meilleur matériau est la Stellite 6B. D'autre part, on a trouvé par examen au microscope électronique des stries de fatigue dans l'aire érodée d'une éprouvette en alliage de titane IMI 680.

Table 7.5.2.3-3 - Essais comparatifs en cavitation de matériaux utilisés dans les aubes des compresseurs et des turbines des moteurs d'avions, d'après Gould²⁶⁸

Matériaux	Composition %	ρ g/cm ³	Σ %	Dureté Brinell	σ_R MN/m ² (estimation d'après dureté)		Amplitude de vibration (crête-à-crête) μ m	Taux d'érosion stabilisée	
					$\sigma_{0,2\%}$	en poids g/heure		en épaisseur mm/heure	
Aciers martensitiques									
12% Cr-Mo (B50A 332A)	12 Cr-0,10C-0,20 Mo	7,7	60	236	690	483	35,6	0,0097	0,01
							104,1	0,043	0,044
							124,5	0,053	0,053
				480	1655		35	0,0021	0,0022
							95,3	0,0075	0,077
Acier 455 "marage"	11,3Cr-8,8Ni-1,3Ti	7,7	75	465	1608		35	0,0018	0,0018
Acier "marage" X15	15Cr-20Co-2,8 Mo	7,7	75	465	1656	1550	35	0,0018	0,0018
							95,3	0,0059	0,0060
Maraging 10-10-2	10Cr-10Ni-2Mo	7,7	71	380	1346	1311	35	0,0042	0,0043
12Cr "ausformed"	12Cr-0,5Mo-V	7,7	68,5	330	1118	890	35	0,0038	0,0039
				345	1166	945	35	0,0038	0,0039
12 Cr 434	12Cr-1Mo-0,2C-0,2V	7,7	69	295	932	656	35	0,0042	0,0043
12 Cr 481	12Cr-1Mo-0,22C-0,25V	7,7	69	315	1014	690	35	0,0029	0,0029
Acier à outils	11,7Cr-1Mo-1V-1,5C	7,7	82,5				35	0,00051	0,0005
Acier austénitique									
SAE 347	18Cr-11Ni-1Cb	8	34	85	483	345	35	0,0048	0,0047
				60	230	828	621	35	0,0075
Alliages réfractaires									
INCO 82T (posé soudé)	67Ni-18Cr-3Cb-3Fe	8,14	48	160	656	393	35	0,011	0,0106
							89	0,050	0,048
STELLITE B	3Ni-2Si-28Cr-1,2C-reste Co	8,38	70	360	1035	621	53,3	0,000675	0,00064
							95,3	0,0035	0,00329

AD-A065 533

ADVISORY GROUP FOR AEROSPACE RESEARCH AND DEVELOPMENT--ETC F/G 11/6
MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES. II. CAUSES ET PREVENTION --ETC(U)
DEC 78 W 6 BARROIS

UNCLASSIFIED

AGARD-MAN-10(FR)

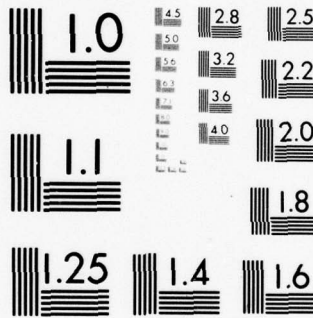
NL

2 OF 2

AD
A065533



END
DATE
FILMED
5-79
DDC



MICROCOPY RESOLUTION TEST CHART
NATIONAL BUREAU OF STANDARDS-1963-A

Table 7.5.2.3-3 -Suite.

Matériaux	Composition	ρ g/cm ³	Σ %		σ_R estimés d'après dureté, en MN/cm ²	$\sigma_{02\%}$	Amplitude crête-à-crête μm	Taux d'érosion stabilisée :	
								g/heure	mm/heure
Alliages de Ti									
A 110 AT	Ti-5Al-2,5Sn	4,46	69	342	925	856	35 57,2 95,3 127 146,1	0,0017 0,0028 0,0055 0,0125 0,017	0,0030 0,0050 0,0097 0,022 0,030
V3275	Ti-2Ni	4,54	48	141			89	0,0125	0,021
D6860	Ti-7Al-2,5Mo	4,46	66	290			89	0,0055	0,009
V3272	Ti-8Mo	4,54	62	230			89	0,010	0,174
V3278	Ti-2Al-4Zr-4Mo	4,5	61	235			89	0,0082	0,0142
D9760	Ti-6Al-4V- (bas O)	4,44	62	230	966	897	89	0,0070	0,013
D1184	Ti-6Al-4V	4,44	66	297	966	897	89	0,0067	0,012
IMI 680	Ti-2,2Al-4Mo-11Sn-0,2Si	4,85	72	402	1311	1187	35	0,00154	0,0024
Acier "maraging" nitruré 48 h à: 482°C 454°C	10Cr-10Ni-2Mo	7,7	86				35 35	0,005 0,0056	0,005 0,006
Molybdène pur	laminé recristallisé	10,2	53 48				35 35	0,0089 0,0115	0,007 0,009
Aluminium 1100	laminé	2,7	61				35	0,032	0,142
Magnésium	laminé recuit	1,76	92 55				35 35	0,0087 0,0094	0,039 0,041

Cette table peut être complétée par la table 7.5.2.2-2 de la page 81, d'après des travaux plus récents du même auteur^{24,7}, effectués au moyen du même appareillage piézo-électrique mais avec des éprouvettes minces (ep. = 1,27 mm) brasées sur un support vissé dans la tête du vibreur.

Les alliages de cobalt et de chrome du type "Stellite" utilisés comme revêtement soudé des aubes des turbines à vapeur ont aussi été étudiés par HOFF et al.^{24,5} en érosion par la pluie. La comparaison directe des comportements entre l'érosion due aux impacts de cavitation et celle causée par les impacts des gouttes de pluie est très difficile autrement que sous la forme de corrélations assez floues telles que celles représentées dans les figures 84 et 85, page 86, relatives aux durées d'incubation et aux taux maximaux d'érosion pour divers matériaux entre les grandeurs découlant des essais d'érosion par la pluie et de cavitation dans l'eau. Toute comparaison directe est impossible puisque, si l'on peut déterminer la pression d'impact ainsi que le diamètre des cratères et leur nombre par unité d'aire dans les essais d'érosion par les impacts répétés de gouttes de pluie, les valeurs de ces paramètres ne sont pas connus les essais de cavitation où les repères des conditions de sollicitations sont la fréquence de la pulsation, son amplitude crête-à-crête, la nature du liquide et sa pression statique.

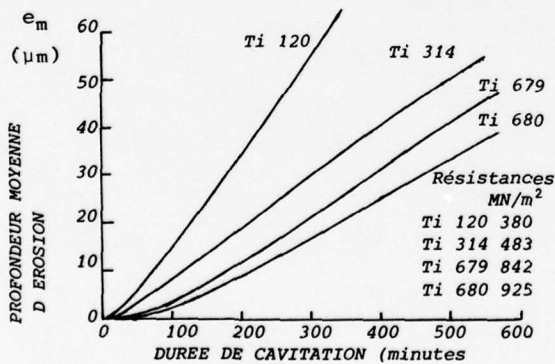


Fig. 88 - Profondeur moyenne d'érosion en cavitation d'alliages de titane, d'après Hoff et al.^{24,5}.

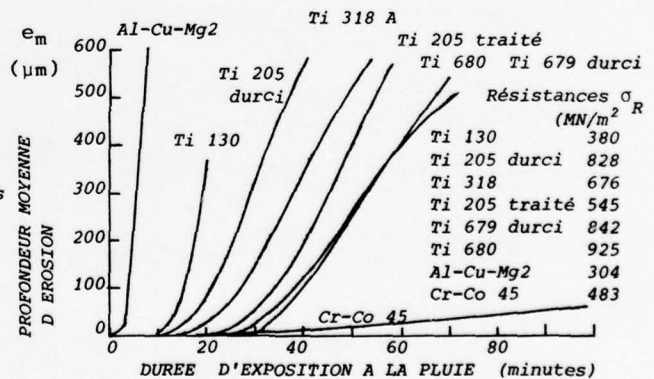


Fig. 89 - Profondeur moyenne d'érosion par la pluie d'alliages de titane, d'après Hoff et al.^{24,5} (V = 410 m/s)

Les figures 88 et 89 représentent la croissance de la profondeur d'érosion en fonction de la durée d'essai, respectivement en cavitation et en érosion par la pluie, pour les alliages de titane et quelques autres alliages, d'après HOFF et al.^{24,5}.

7.5.2.3-b - Influence des propriétés du liquide sur l'érosion de cavitation.

L'utilisation de métaux liquides comme agent de transmission de puissance ou pour le refroidissement dans les réacteurs atomiques et dans les turbines à gaz a conduit à des endommagements de cavitation dans les éléments de circulation des métaux liquides. Utilisant un oscillateur magnéto-strictif à la fréquence de 25 kHz, YOUNG et JOHNSTON²⁶⁹ ont étudié l'usure par cavitation de différents aciers ou alliages réfractaires dans le sodium liquide à 427[±]5,5°C et le mercure à 149[±]16,7 °C, les tensions de vapeur étant de 0,1 bar et l'amplitude de vibration étant de 44,45 µm à ± 1,3 µm près. Les essais étaient effectués dans une enceinte chauffée sous un vide partiel. Les éprouvettes Ø 14,3 mm étaient vissées à l'extrémité de la corne d'amplification (voir figure 90 a) fixée au noyau de l'oscillateur et portant une jupe d'étanchéité coulissant autour de la cuve contenant le métal liquide. Dans la discussion, WILSON R.W attire l'attention sur le fait que les essais accélérés de cavitation minimisent la participation de la corrosion, laquelle peut en service réel accroître l'effet de l'endommagement mécanique. Même les liquides non corrosifs peuvent réagir avec les métaux par suite des pressions locales et des températures élevées atteintes pendant l'effondrement des bulles de cavitation. Les compositions des métaux et les résultats des essais de cavitation sont donnés dans les tables 7.5.2.3-4a et 4b.

Table 7.5.2.3-4a - Compositions et traitements des matériaux résistant à chaud, essayés en cavitation dans les métaux liquides, sodium ou mercure, par Young et Johnston²⁶⁹.

Matériaux	Traitements	Compositions en %													Densité
		Fe	Ni	Co	Cr	Mo	W	Cb	Ti	Al	C	Mn	Si	Autres	
Stellite 6B	Sol. 1230°C, trempe air	3	3	reste	30	1,5	4,5			1,4 1,8	1,1	2	2		8,38
René 41 (AMS 5712)	Sol. 1079°C, trempe rapide	5	reste	10-12	18 à 20	9 à 10,5	14 à 16		3 à 3,3		0,12	0,1	0,5	Bore: 0,003 à 0,01	8,25
L 605 (AMS 5759)	Sol. 1230°C, trempe eau	3	9-11	reste	19 à 21		0,2 à 1				0,05 0,15	1 à 2	1		9,13
Hastelloy X (AMS 5754)	Sol. 1177°C, trempe air rapide	17 à 20	reste	0,5 à 2,5	20,5 à 23	8 à 10					0,05 0,15	1	1		8,23
A-286 (AMS 5736)	Sol. 1010°C, eau, 16h 718°C	reste	24-27		13,5 à 16	1 à 1,5			1,9 2,3	0,35	0,08	1-2	0,4 à 1	0,3 V, 0,01 Bore	7,94
Inconel 600 (AMS 5665)	recuit	6-10	reste	1	14 à 17			1	0,5		0,15	1	0,5	0,5 Cu	8,43
Acier inox. AISI 318	recuit	reste	13-15		17 à 19	2 à 2,75		0,8			0,08	2,5	1		7,99
AISI 316 (ASM 5648)	recuit	reste	12-14		17 à 19	2 à 3					0,08	1,25 à 2	1	0,5 Cu	7,98
Sicromo 9M	rec. 1h 954°C, 1h 732°C, t. air	reste			8 à 10						0,20	0,35 0,65	1		7,61

Table 7.5.2.3-4b - Résultats des essais de cavitation dans les métaux liquides, sodium ou mercure des matériaux de la table 7.5.2.3-4a

Matériaux	Pertes en volume mm ³ après (heures)				Taux d'érosion stabilisé mm ³ /heure	Rugosité de la surface en µm après (heures)			
	1	2	3	4		1	2	3	4
Dans le sodium à 426°C									
Stellite 6B		0,04	0,13	0,39	0,5				1,27
René 41		0,20	1,12	2,42	1,3	0,38	1,01	1,65	2,16
L 605		0,22	1,25	2,58	1,4	0,9	1,4	1,9	2,5
Hastelloy X	0,66	3,10	5,78	8,14	2,4				
A - 286	1,40	4,70	7,67	10,4	2,8				
AISI 318	2,7	6,40	10,3	13,4	3,1				
AISI 316	2,90	7,16	11,8	15,9	4,1	2,03	2,5	2,9	3,05
Sicromo recuit 9 M	6,40	15,5	24,7	33,9	9,2	6	7,4	8,13	8,51
Dans le mercure à 149°C									
Stellite 6B		0,34	0,75	1,28	1,81	0,6	1,65	2,5	3,17
Sicromo durci		1,07	3,45	6,8	10,5	3,4	3,94	6,6	11,4
L - 605		1,12	4	7,60	11,3	3,6	6,7	9,27	13,3
Hastelloy X		5,02				8,2	13		
Sicromo 9M recuit		18,2				17,4	19,4		

La figure 90 b montre la variation du taux d'érosion avec la durée de l'exposition à la cavitation dans le sodium liquide à 427°C (tension de vapeur = 1 atmosphère). On retrouve le maximum déjà signalé pour d'autres cas et une tendance très nette à une stabilisation du taux d'érosion. La figure 91 est relative à une tentative de l'auteur pour mettre en évidence la corrélation entre les propriétés de résistance en traction et la résistance à la corrosion, mesurée par le temps nécessaire pour éroder 1 mm³ du matériau à la surface d'une éprouvette Ø 14,3 mm lorsque le taux d'érosion est stabilisé à sa valeur minimale. On voit que la Stellite B échappe à cette corrélation par une valeur 6 fois plus grande, explicable comme dans les essais de GOULD²⁴⁷.

Dans une série d'essais plus récents, YOUNG et JOHNSTON²⁷⁰ ont étudié l'influence de la pression statique du liquide sur les pertes par cavitation dans le sodium liquide à diverses températures. Les

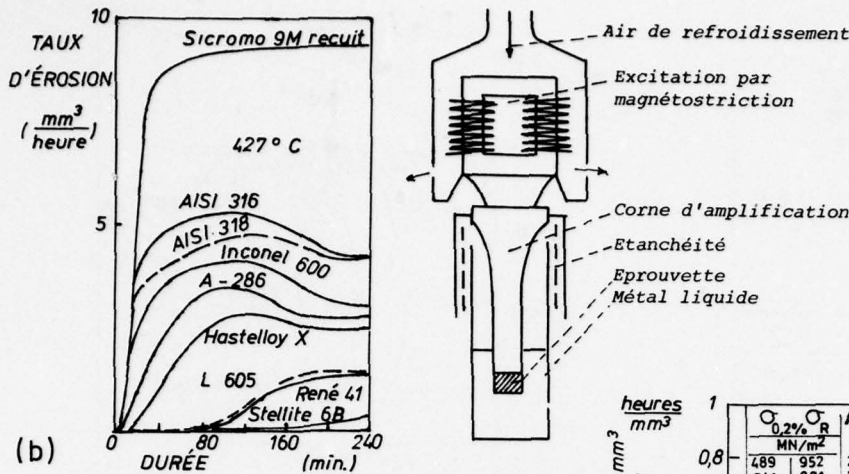


Fig. 90 (a) Dispositif d'essais de cavitation par métaux liquides, d'après Young et Johnston²⁶⁹. (b) Essais avec le sodium liquide

essais concernaient des éprouvettes ϕ 14,3 mm, en L-605, Stellite 6B et acier AISI 316, fixées à l'extrémité d'un oscillateur magnétostrictif vibrant à 25kHz avec une amplitude crête-à-crête de 44,5 μ m, la surface des éprouvettes étant à 3,3 mm en dessous de la surface du liquide. La cuve étanche chauffée contenant le sodium liquide avait préalablement été vidée d'air, à une pression partielle de 10^3 Torr (0,13 N/m²) puis remplie d'argon dont la pression était réglée à $1,7 \times 10^3$ N/m² près pour chaque essai. Les figures 92 a, b et c montrent l'évolution du taux d'érosion moyen en mm³/heure pour chacun des matériaux. On obtiendrait la vitesse moyenne de propagation de l'érosion en profondeur, de_m/dt , en divisant le taux d'érosion par l'aire de la face avant de l'éprouvette, $A = 169,6$ mm²

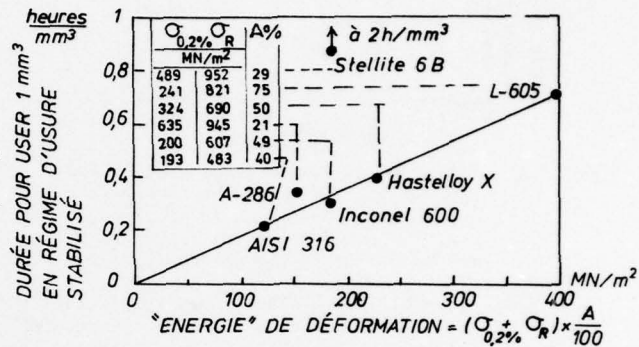


Fig. 91 - Corrélation entre la durée d'usure unitaire et "l'énergie de déformation" pour l'érosion de cavitation dans le sodium liquide à 427°C, d'après Young et Johnston²⁶⁹.

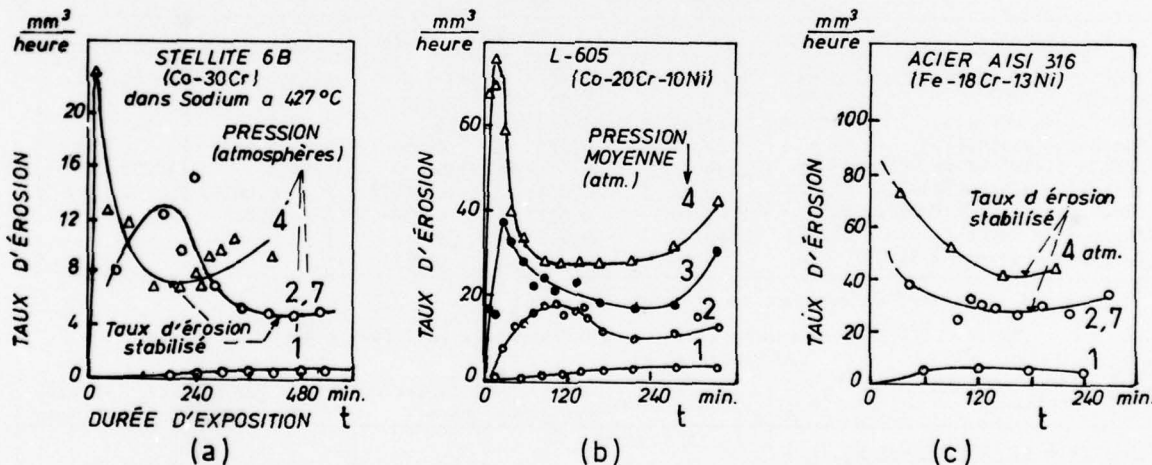


Fig. 92 - Influence de la pression statique sur le taux d'érosion $A_{de_m/dt}$, en cavitation dans le sodium liquide à 427°C, sous vibrations de magnétostriction d'amplitude 44,5 μ m à la fréquence de 25 kHz, d'après Young et Johnston²⁷⁰.

Avec des valeurs croissantes de la pression statique, le taux d'érosion maximum s'élève plus que ne croît le minimum stabilisé ultérieur et intervient plus tôt. La Stellite 6B résiste mieux à l'érosion que les deux autres alliages et le classement de la résistance à l'érosion se conserve lorsque la pression statique croît.

La pression dynamique engendrée par les vibrations est gouvernée par l'amplitude, la fréquence et par la viscosité du liquide s'opposant à son écoulement; elle est nulle au bord de la face avant de l'éprouvette et l'endommagement de cavitation n'est pas uniforme, étant nul à la périphérie. Pour tenir compte de ce facteur, Young et Johnston ont corrigé le taux stabilisé d'érosion, lequel correspond au minimum du taux d'érosion suivant le premier maximum, en multipliant les valeurs brutes de la figure par le rapport de l'aire apparente de la face avant de l'éprouvette à l'aire réellement érodée.

Le taux d'érosion stabilisé corrigé dont la variation est représentée dans les figures 90 à 93 correspond au produit de l'aire sévèrement érodée de la face de l'éprouvette par la vitesse moyenne de pénétration de l'érosion sur cette aire, soit: $\text{taux d'érosion corrigé} = A_{\text{érodée}} \times de_m/dt$.

En coordonnées logarithmiques, les droites de la figure 93 permettent une interpolation de la relation pression-taux d'érosion corrigé, tandis que les courbes de niveau de la figure 94, cotées en taux d'érosion, permettent d'interpoler pour l'influence de la température et de la pression.

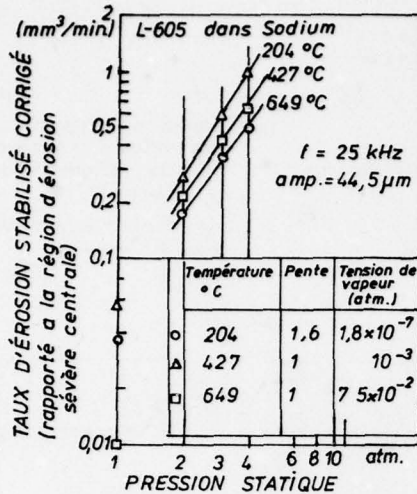


Fig. 93 - Variation du taux d'érosion stabilisé corrigé pour la surface sévèrement érodée, en fonction de la pression pour les températures de 204°C, 427°C et 649°C dans le sodium liquide²⁷⁰.

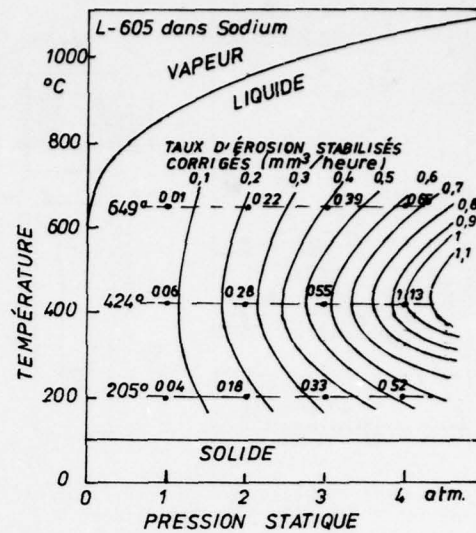


Fig. 94 - Intensité du taux d'érosion stabilisé corrigé et sa répartition dans le domaine pression-température de la cavitation dans le sodium liquide. D'après Young et Johnston²⁷⁰.

GARCIA, HAMMITT et NYSTROM²⁷¹ ont réuni leurs résultats d'essais d'érosion par cavitation de différents métaux et alliages dans l'eau et le mercure à 21°C²⁷², le mercure et un alliage Pb-Bi 70-30 à 260°C²⁷³, et l'alliage Pb-Bi à 816°C²⁷⁴. Ces essais étaient effectués sur un oscillateur piézo-électrique de 150 W à une fréquence ultrasonique, les éprouvettes cylindriques étant vissées à l'extrémité de la corne de l'oscillateur. La table 7.5.2.3-5a donne les propriétés des fluides utilisés comme bains de cavitation.

Table 7.5.2.3-5a - Propriétés physiques des fluides des essais de cavitation effectués par Garcia et al.²⁷¹

Propriétés	Unités	Eau 21°C	Mercure 21°C	Mercure 260°C	Pb-Bi 260°C	Pb-Bi 1500°C
Impédance acoustique (cp) [†]	g/cm ² s	$1,46 \times 10^{-5}$	$1,97 \times 10^{-5}$	$1,88 \times 10^{-5}$	$1,505 \times 10^{-5}$	$1,34 \times 10^{-5}$
Densité, ρ	g/cm ³	1	13,55	12,98	10,38	9,64
Tension de surface,	dyne/cm	72,8	465	419	397	367
Hauteur d'aspiration,	m	11,13	0,823	0,854	1,0675	1,159
Module élastique de volume,	MN/m ²	2139	28359	27186	21800	20150
Viscosité cinématique,	cm ² /s	0,01	0,0011	0,00077	0,00165	0,0012
Conductibilité thermique,	cal/s cm °C	$1,41 \times 10^{-3}$	0,021	0,030	0,025	
Chaleur de vaporisation,	cal/g	585	69,7	69,7		
Pression de vapeur à 21°C,	N/m ²	0,0025	0	0,0133	0	0

[†] Ici, c est la vitesse du son dans le liquide,

Table 4.5.2.3-5b - Caractéristiques mécaniques des matériaux essayés en cavitation par Garcia et al.²⁷¹.

Matériaux	σ_R MN/m ²	$\sigma_{0.2\%}$	ϵ	$\int \sigma \epsilon d\epsilon$	Energie de déformation vraie ††: (MN/m ²)	Dureté DHP†††	Ductilité A %	$\Sigma\%$	Module E, MN/m ²
Essais à la température de 21°C									
Acier inox.austénit. 304 19 Cr - 10 Ni	652	446	395	285	328	237	63,8	77,9	200000
Acier inox.austénit. 316 18Cr-13Ni-Mo	602	439	337	264	342	227	57,8	80,3	200000
Alliage Tantale T-111	908	362	116	110,4	473	308	14,8	80,4	193000
Alliage Tantale T-222	1064	1063	105	111	485	338	10,6	55,6	193000
" " T-222 recuit	751	629	165	153	361	288	23,1	61,1	193000
Molybdène, 0,5 % Ti	1144	1038	147	101	80	295	9,3	7,9	310500
Colombium, 1%Zr	408	407	46	43	204	151	14,3	88,4	103500
Colombium, 1%Zr-	250	132	91	7,2	12,1	99	41,9	91,4	103500
Essais à la température de 260°C									
Acier inox. 304	638	391	111,4	125,5	257	154	30,8	72,9	179400
Acier inox. 316	500	361	125	122	262	203	30,4	78,2	179400
Alliage Tantale T-111	702	695	104	74	351	218	13,8	86,2	186300
Alliage Tantale T-222	923	923	88,7	89	468	286	10,9	71,5	186300
" " T-222 recuit	637	437	142,4	233	291	209	23,6	66,9	186300
Molybdène, 0,5 % Ti	580	550	73,8	75,9	306,4	207	15	75,9	296700
Colombium, 1 % Zr	377	377	44,5	35,8	191	133	12,7	88,7	100000
Colombium. 1 % Zr	172,5	80	56	26	54,4	71	35,9	92,2	100000

(+) $\int \sigma \epsilon d\epsilon$ est "l'énergie de déformation" calculée d'après la courbe pratique ϵ apparent - σ nominal.

(††) On utilise deux valeurs de la "déformation vraie". La première valeur affecte l'allongement vrai calculé d'après la réduction d'aire $\Sigma\%$ à toute la longueur de l'éprouvette, alors que la seconde valeur tient compte de la striction en calculant le ϵ local.

(†††) "Pyramidal Hardness D", analogue à la dureté Vickers.

Les résultats de ces essais sont représentés dans les figures 95a à 95d et dans la table 7.5.2.3-5c, où l'on a reporté les valeurs des vitesses moyennes de pénétration en profondeur, e_m/dt en $\mu\text{m}/\text{heure}$, prises dans la région de la relation linéaire entre e_m et t , c'est-à-dire, les valeurs maximales.

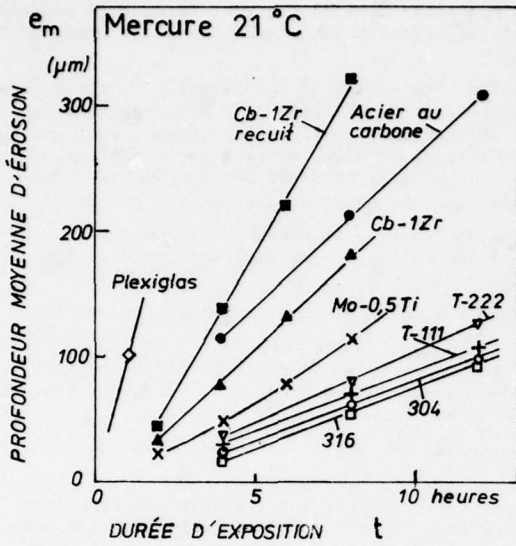


Fig. 95 a - Erosion par cavitation dans le mercure à 21 °C, pression = 1 atm., fréquence ultrasonique, d'après Garcia et al.²⁷¹.

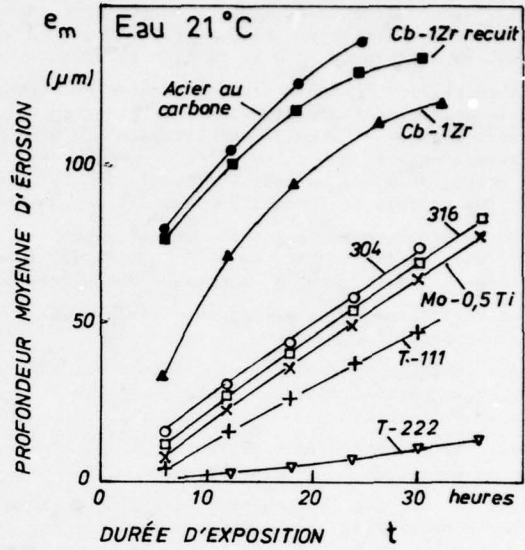


Fig. 95 b - Erosion par cavitation dans l'eau à 21 °C, pression = 1 atm., Fréquence ultrasonique²⁷¹.

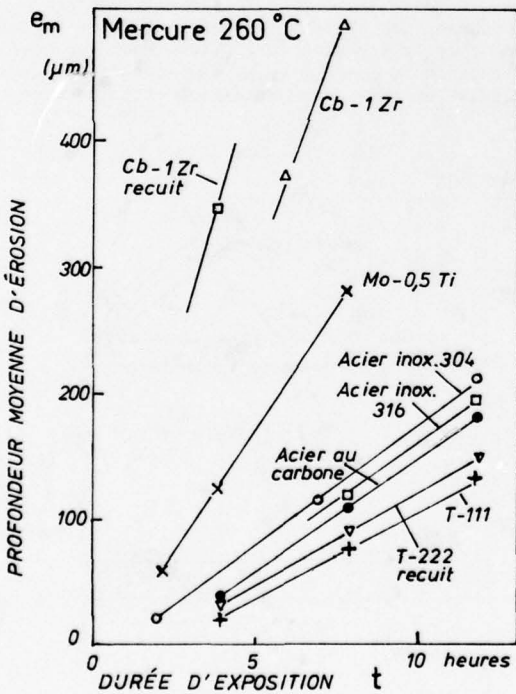


Fig. 95 c - Erosion par cavitation dans le mercure à 260 °C, pression = 1 atm., fréquence ultrasonique²⁷¹.

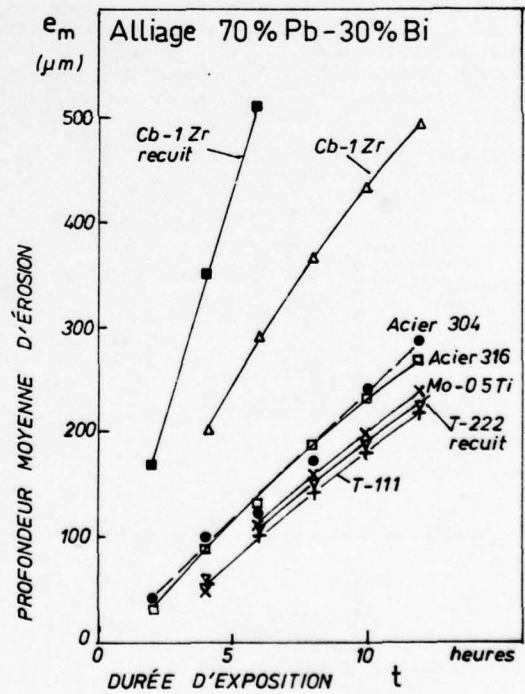


Fig. 95 d - Erosion par cavitation dans l'alliage Pb-Bi 70-30, fondu et chauffé à 260 °C, pression = 1 atm.²⁷¹.

Table 7.5.2.3-5c - Essais de cavitation de Garcia et al.²⁷¹ dans différents liquides. Valeurs du taux d'érosion stabilisé (e_m/dt)_{maximum}, en $\mu\text{m}/\text{heure}$.

Nature et température du bain	Aciers inox		All.de Tantale			Mo- $\frac{1}{2}$ Ti	Cb-1Zr	Cb-1Zr recuit	Acier carb.	2024-T 351	6051-T-651	Plexiglas	Alumin. 1100-0
	304	316	T-111	T-222	T-222 recuit								
Eau 21 °C	2,5	2,3	1,5	0,5		2,3	3,8	4,6	5,8	14,5	18,3	1390	2700
Mercurc 21°C	8,2	8,4	8,9	10,9		14,5	23,4	40,9	26,2			101	
Mercurc 260°C	17,5	11,7	10,9		11,7	27,7	61,7	94,7	15,5				
Pb-Bi 260°C	22,4	19,8	18,3		19,3	19,8	41,4	90					
Pb-Bi 816°C	287	71,1	21,3		22,4	27,4	55,6	96,5					

7.5.2.3-c - Cavitation dans les circuits de graissage et dans les équipements hydrauliques.

Les problèmes liés à la cavitation dans les circuits de graissage des machines et dans les équipements hydrauliques de transmission d'effort ou de déplacement ont été passés en revue par HOBBS et McCLOY²⁷⁵. Les bulles de cavitation peuvent provenir des gaz dissous dans le liquide, lorsque la pression tombe en dessous de la pression de saturation, ou bien de la vaporisation du liquide pour une pression plus faible et inférieure à la tension de vapeur.

La solubilité d'un gaz dans un liquide est proportionnelle à la pression. Par exemple²⁷⁵, les huiles minérales dissolvent par atmosphère de pression 10% en volume d'air considéré à 21°C et à la pression de 1 atm. Lorsque le liquide est saturé d'air dissous dans un réservoir où il est en contact avec l'air, puis soumis ensuite du fait de l'écoulement à des successions de dépressions causées par l'aspiration d'une pompe, de mises en pression avant les obstacles à l'écoulement et de dépressions après ces obstacles, des bulles de gaz se forment pendant les dépressions et s'effondrent au cours des mises en pression.

Aux faibles pressions inférieures à la tension de vapeur du liquide, la vapeur se forme sur les surfaces libres du liquide et, au sein du liquide, à la surface des bulles de gaz emprisonnées dans les rugosités ou les fissures à la surface des pièces mécaniques.

Les variations de la pression se rencontrent partout où il y a un écoulement de liquide ou la vibration d'une paroi, notamment:

- dans la région turbulente de l'écoulement du fluide, comme après le passage dans un trou immergé, ou après le passage dans une fente annulaire d'un organe de réglage du débit ou de la pression, robinet, vanne ou tiroir;
- dans la couche limite turbulente de l'écoulement à la paroi d'une canalisation comportant des changements de direction ou des rugosités.
- dans le cas de l'écoulement d'un fluide le long d'une paroi excitée par des vibrations à fréquence élevée comme dans le cas de la cavitation des chemises de refroidissement des moteurs à explosions ou dans le cas des paliers lisses de ces moteurs.

Les essais de cavitation à haute fréquence habituels comportent une éprouvette immergée mobile mue par un appareillage vibrant piézo-électrique ou à magnétostriction, ou une éprouvette immergée fixe subissant les variations de pression induits par une éprouvette fixe analogue vissée sur le dispositif vibrant à une faible distance en regard de l'éprouvette fixe. Ce dernier montage présente l'avantage que l'inertie de l'éprouvette n'est plus une limitation. Cependant, il reste l'inconvénient de ne pouvoir contrôler la quantité de gaz dissous dans le liquide séparément de la pression du liquide. Pour répondre à ce besoin, HOBBS et RACHMAN²⁷⁶ ont utilisé un dispositif, représenté dans la figure 96, permettant de mesurer la température et la pression dans le film liquide pulsé entre l'éprouvette fixe et la contre-éprouvette mobile.

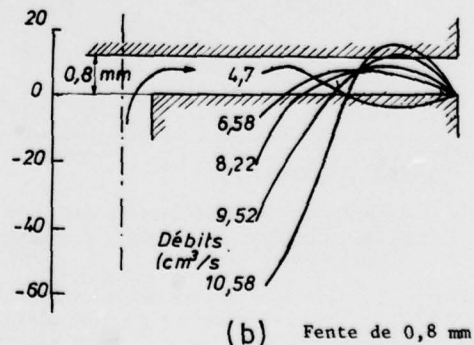
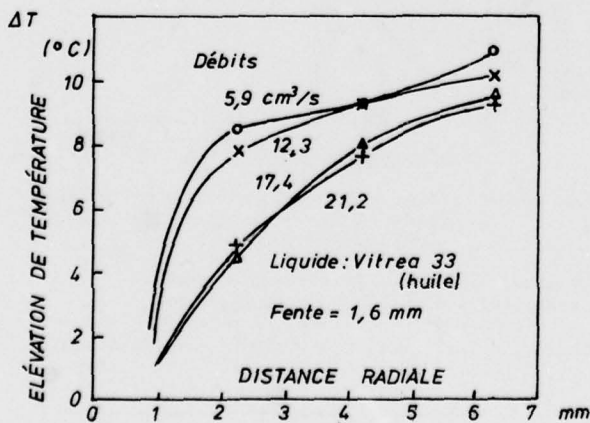
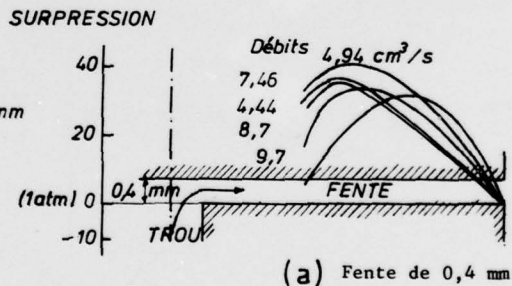
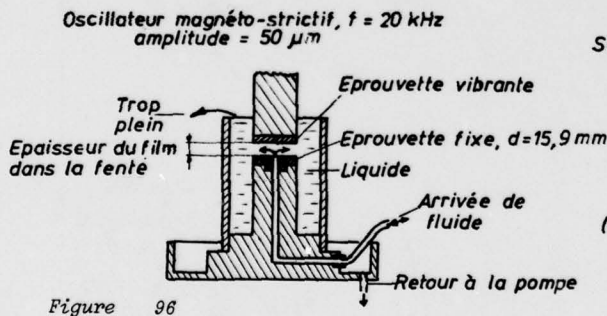


Fig. 97 - Répartition radiale des pressions dans des essais de cavitation avec alimentation centrale en eau, d'après Hobbs et Rachman²⁷⁶.

Fig. 98 - Élévation de la température par dissipation de l'énergie de vibration²⁷⁶.

Il y a un renouvellement continu du film fluide, pas de sollicitation mécanique parasite de l'éprouvette et il est possible d'employer deux matériaux différents pour simuler des effets électrolytique de contact. Cet appareillage est bien adapté aux essais des huiles, des métaux anti-friction et des revêtements en métaux plastiques.

La pression statique, mesurée par des orifices débouchant à la surface de l'éprouvette fixe inférieure, varie d'une dépression au centre à une surpression tombant à zéro, au bord. Les répartitions radiales de la pression statique sont reportées dans les figures 97 a et 97 b pour deux épaisseurs de la fente et diverses valeurs du débit de l'eau. L'unité de pression n'a pas été précisée.

Comme illustré par la figure 98, la température s'élève assez vite en partant du centre et change peu ensuite. L'élévation de température moyenne dépend du fluide et du débit.

Les auteurs ont étudié le comportement d'un revêtement anti-friction à base d'étain (90 % Sn, 7 % Sb, 3 % Cu) déposé sur un support en acier et pour des épaisseurs de revêtement de 0,075, 0,2, 0,25 et 0,46 mm. La figure 99 montre les pertes par érosion, en mg, en fonction du temps et de l'épaisseur du revêtement. L'éprouvette de 0,46 mm se comporte d'une façon habituelle, le taux d'érosion étant plus faible à partir d'un certain temps. Un examen microscopique des éprouvettes montre un fort durcissement de l'éprouvette de 0,46 mm après 12 minutes; un essai sur une éprouvette de 1,3 mm suggère que les fissures prennent leur origine aux extrémités des aiguilles de Cu_6Sn_5 et se propagent le long des interfaces avec la matrice. Une fois que les fissures ont atteint la surface du métal support, le matériau s'écaille, cela expliquant pourquoi les éprouvettes de revêtement mince n'atteignent pas le régime de taux stationnaire d'érosion en cavitation.

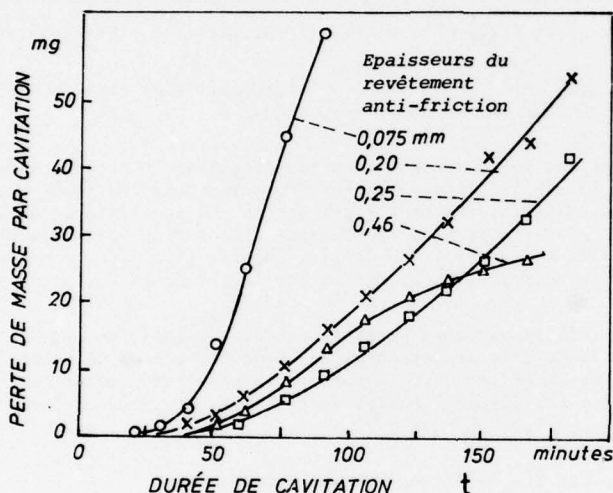


Fig. 99

Pertes de masse par cavitation dans l'huile d'un revêtement anti-friction sur un support en acier. D'après HOBBS et RACHMAN²⁷⁶.

KOZIREV²⁷⁷ a étudié l'érosion par impacts de gouttes d'huiles de diverses viscosités au moyen d'un bras tournant portant des éprouvettes en acier frappant un jet d'huile perpendiculaire au plan de rotation avec des vitesses d'impact de 40 à 100 m/s. L'érosion diminue avec une viscosité croissante gênant l'écoulement latéral du liquide et la pénétration dans les piqûres. La Table 7.5.2.3-6 montre l'influence de la viscosité du fluide sur la perte de masse relative par érosion, rapportée à celle produite par l'eau.

Table 7.5.2.3-6 - Perte de masse relative par impact liquide à $V = 60$ m/s, d'après Kozirev²⁷⁷.

Fluide	viscosité ν à 30°C		Perte de masse ΔM	Perte de masse relative $\frac{\Delta M_{\text{eau}}}{\Delta M_{\text{fluide}}}$
	cst.			
eau	0,18		394	1
gas-oil	2,6		294	0,746
huile N° 2 (spindle)	27,7		144	0,365
huile diesel DC-11	185		58	0,147
huile automobile	381		22	0,055

Ces liquides se classaient dans le même ordre relativement à la fatigue par piqûres dans les essais de fatigue des roulements²⁷⁸. TICHLER et SCOTT²⁷⁹ avaient noté une corrélation entre l'érosion de cavitation et la résistance à la fatigue dans le contact par roulement pour les aciers de roulements à billes.

Dans les essais de cavitation, les piqûres apparaissent avant les cratères profonds. TICHLER et al.²⁸⁰ étudiant des aciers au chrome concluaient que dans le processus d'érosion par cavitation de magnétostriction à 20 kHz, deux périodes d'érosion uniforme peuvent être distinguées. Pendant la première période, le taux d'érosion est élevé et la surface est attaquée uniformément bien que des piqûres isolées ($d \sim 100 \mu\text{m}$) soient formées après un certain temps. Durant la seconde période de taux d'érosion uniforme, la surface est saturée avec des cratères isolés profonds (500 à 1000 μm) et le taux d'érosion est relativement faible. Pour les aciers au chrome étudiés, il y a une relation linéaire entre l'inverse dt/de_m du taux d'érosion pendant la première période et la résistance vraie de traction σ_R^* .

Dans une communication ultérieure, TICHLER et al.²⁸¹ étudiant 6 aciers au chrome et 6 alliages Cu-Ni, trouvaient une corrélation, $R_e = A(\sigma_R^*)^n$ avec n voisin de 2,3, entre la résistance à l'érosion $R_e = dt/de_m$ et la contrainte de rupture vraie en traction σ_R^* . La profondeur moyenne d'érosion à la première piqûre, $(e_m)_p$, était déterminée pour deux alliages de cobalt du genre Stellite et trois aciers (cémenté, nitruré et maraging) dans des essais de cavitation à 20 kHz dans l'eau à 35°C avec un inhibiteur de corrosion au bichromate sous une pression de 1 bar. Les essais ne montraient aucune corrélation entre $(e_m)_p$ et la

résistance à l'érosion $R_e = dt/de_m$ pendant la première période d'érosion uniforme.

Les auteurs supposant que les petites piqûres à l'origine des cratères sont formées par la fatigue de la surface ont essayé deux aciers à roulements (A et B dans la table 7.5.2.3-7) et deux aciers à coupe rapide (notés C et D). L'érosion de cavitation était mesurée par le taux uniforme de_m/dt de la première période et la durée pour l'apparition de la première piqûre était noté après un examen visuel continu. Les valeurs de la résistance à l'érosion $R_e = dt/de_m$ étaient identiques pour les quatre aciers et égales à $17,4 \times 10^9$ s/m. Cependant, la table montre des valeurs différentes de la profondeur moyenne d'érosion $(e_m)_p$ à l'apparition des premières piqûres.

Table 7.5.2.3 - 7 - Comparaison des profondeurs d'érosion en fatigue de roulement et en cavitation, d'après Tichler et al.²⁸¹.

Matériau	Durées en fatigue de roulement ²⁷⁹		Essais d'érosion par cavitation Profondeur moyenne d'érosion à la première piqûre en μm :
	15.000 tr/min. charge = 600kg lubrifié huile	20.000 tr/min. charge = 280 kg lubrifié diester	
A Aciers à roulements	7,3 × 10 ³ tours		57
B Aciers à coupe rapide	3,5		29
C Aciers à roulements		23,5 × 10 ³ tours	12
D Aciers à coupe rapide		13,1	1

Dans chaque groupe, l'acier le plus résistant en fatigue de roulement est aussi le plus résistant à la formation de piqûres de cavitation.

7.5.2.4 - Erosion par impacts liquides des matériaux transparents, des matières plastiques renforcées et des matériaux feuilletés.

Les verrières des postes de pilotage et les hublots des avions sont réalisés en utilisant des verres ou des matériaux plastiques transparents à la lumière. Les verrières frontales sont faites de superpositions de lames de verre et de matières plastiques collées les unes sur les autres. Ce feuilletage de lames épaisses est destiné à mieux résister aux contraintes de traction causées par l'impact de volatiles heurtés à haute vitesse. Pour retarder la destruction de la transparence par les impacts liquides dus aux gouttes d'eau, la surface extérieure de la lame de verre frontale est durcie par la trempe ou par une attaque chimique.

Les hublots destinés à la photographie infra-rouge sont protégés par des feuilles de quartz transparent aux radiations infra-rouges. Les radomes doivent être transparents aux ondes électromagnétiques. Ils sont réalisés en matières plastiques renforcées de fibres de verre assurant une résistance mécanique correcte de l'ensemble et sont protégés des endommagements dus aux impacts de pluie par des revêtements plus souples ou plus résistants à l'érosion.

7.5.2.4.a - Résistance aux impacts liquides des matériaux transparents massifs.

Outre les métaux et alliages ductiles étudiés précédemment, les matériaux utilisés dans la construction des avions et des hélicoptères et subissant l'action érosive de la pluie et des poussières sont:

- les verres et diverses résines transparentes à la lumière;
 - les verres au plomb et le quartz transparents aux rayons infra-rouges;
 - les résines renforcées de fibres de verre et les céramiques, transparentes aux ondes électromagnétiques;
- les élastomères.

Une première comparaison du comportement de ces matériaux et de celui des métaux sous les impacts répétés des gouttes de pluie peut être trouvée dans les essais de BEHRENDT²⁸² effectués avec un bras tournant dans une chambre à vide partiel de 6 à 18 Torr et à des vitesses d'impact de 400 à 1000 m/s, la pluie étant produite par des tubes oscillants. La durée est mesurée par la hauteur cumulée de l'eau tombée sur l'unité d'aire:

$$h = Vt\rho_w/a,$$

où ρ_w/a est la concentration en volume de l'eau dans l'air. Les essais à des nombres de Mach V_{pluie}/V_{son} constants de 1,4 et 3 ont été effectués à des vitesses d'impact V allant de 200 à 400 m/s pour un nombre de Mach de 1,4 et de 300 à 1000 m/s pour un nombre de Mach de 3, en faisant varier V et la pression d'essai.

Pour les matériaux métalliques, le temps d'incubation t_i et le taux d'érosion maximum $(de/dt)_{max}$ varient selon les expressions suivantes (voir les équations⁹⁹ et 100, page 80, ainsi que la table^{max} 7.5.2.2-1):

$$t_i = a/V^m \quad (99)$$

$$(de/dt)_{max} = b V^n \quad (100)$$

La table 7.5.2.4 - 1 montre les valeurs des exposants m et n pour divers matériaux essayés par Behrendt.

D'autre part, les essais de RIEGER²⁸³, dont la table 7.5.2.4 - 2 reproduit quelques résultats, montrent que les exposants m et n varient avec le diamètre des gouttes de pluie.

La fréquence des impacts (par seconde sur un cm^2) et le diamètre des gouttes de pluie ont peu d'influence sur le taux d'érosion maximal. Cependant, pour le saphir et le polyuréthane le volume de pluie nécessaire pour l'incubation de l'érosion diminue avec une fréquence croissante. Le temps d'incubation diminue et le taux maximal d'érosion du polyuréthane haute pression croît pour un diamètre croissant des gouttes de pluie.

Table 7.5.2.4 - 1 - Valeurs des exposants m et n des expression (99) et (100) du temps d'incubation et du taux d'érosion en fonction de la vitesse d'impact dans les essais d'érosion à la pluie de Behrendt²⁸² avec des gouttes ϕ 1,2 mm.

Matériaux	Valeurs de m		Valeurs de n	
	V = 400-1000 m/s	V = 250-400 m/s†	V = 400-1000 m/s	V = 250-400 m/s†
Métaux				
Aluminium pur	2,6	4,9	3,8	2,8
Al Mg Si 1	3,9	4,9	5,3	6,2
Al Cu Mg 2	3,9	5,4	4,8	5
Ti Al 6 Mg 2	4,8		7,4	
Ti (IMI 680)	4,1		6,1	
Plastiques				
Polyurethane	4	7,4	13	4,4
Plastique avec fibres	3		3,7	
Acrylique transparent	2,9	3,6	1,9	2,4
Divers				
Verre silicate	3,8	5,7	6,1	7
Saphir (Al ₂ O ₃)	3,4	20	9,5	
Céramique "Degussit Al72"	3,4	7,4	7,4	5,6

† Valeurs tirées de Rieger²⁸³.

Table 7.5.2.4 - 2 - Variation des exposants m et n avec le diamètre des gouttes de pluie, d'après les essais de Rieger²⁸³.

Matériaux	ϕ gouttes mm	Valeurs de m			Valeurs de n		
		0,5	1,2	1,7	0,5	1,2	1,7 mm
Aluminium		4,4	4,9	3,6	3,6	2,8	4
Polyurethane haute pression		1,4	5,6	8,4	3,8	5,1	7,8
Polyurethane		6,7	7,4	9	4,3	4,4	4,4
Polycarbonate (Makrolon)		3,7	4,6	5	3,2	3,7	3,5
Plexiglas		3	3,6	3,8	2,6	2,4	1,6
Verre			5,7				
Saphir (Al ₂ O ₃ fondu)			7,4				

L'expression du taux maximal d'érosion en fonction de la vitesse d'impact n'est pas adaptée à l'étude de la durée de transparence des verrières des avions. D'après SCHMITT²⁸⁴, l'endommagement d'érosion par la pluie aux vitesses subsoniques des avions prend sur les verres la forme de cavités isolées susceptibles de se rejoindre avec des dépôts ultérieurs de plus grands éléments. Aux vitesses supersoniques²²², la rupture catastrophique apparaît avec de grandes fissures. Aux faibles vitesses supersoniques, tous les matériaux essayés perdaient leur transparence (80 % de perte en transmission) même quand aucune perte de matériau n'était mesurable²⁸⁵. Les matériaux plastiques transparents étudiés étaient un polycarbonate Lexan 9034 stabilisé aux UV fourni par la General Electric Company et un polysulfone Bakelite P-1700 de l'Union Carbide Corporation. Ces matériaux dont les propriétés physiques sont données dans la Table 7.5.2.4 - 3 sont meilleurs à chaud que les acryliques, coûtent moins cher que les verres, ont une bonne résistance mécanique et de bonnes caractéristiques de transmission optique. Le but de l'étude était de déterminer les effets de la pluie à des vitesses subsoniques d'impact sur la transmission de la radiation monochromatique de longueur d'onde égale à 1,06 μ m.

Table 7.5.2.4 - 3 - Propriétés physiques de plastique transparents, polycarbonate Lexan 9034 et polysulfone Bakelite P 1700, données par le fabricant, d'après Schmitt²⁸⁴.

Propriétés physiques	Lexan 9034	Bakelite P-1700
Masse spécifique (kg/dm ³)	1,2	1,24
Résistance en traction (MN/m ²)	62,1	70,4
Module d'Young (MN/m ²)	2380	2184
Allongement à rupture A %	110	50 - 100
Résistance en flexion (MN/m ²)	932	1063
Module de flexion (MN/m ²)	2346	2690
Résistance au cisaillement (MN/m ²)	69	
Résistance en compression (MN/m ²)	86	
Dureté Rockwell	M70(R118)	M69(R120)
Résilience Izod à 22°C dans l'entaille(ft×lb/in)	16	1,3
Température de déflexion à chaud		
sous 1,8 MN/m ² (f = 0,254 mm)	132°C	174°C
Ces valeurs résultent de l'application du Standard d'essais ASTM et ont été traduites dans le système international d'unités, sauf pour la résilience.		
Transmission de la lumière		
de longueur d'onde = 1,06 μ m	90,4 %	88,2 %

Les éprouvettes maintenues par des supports avec des angles de 90, 60, 45 et 30° entre leurs surfaces et la vitesse d'impact des gouttes de pluie étaient montées sur une pale d'hélice en acier 4340 ayant une vitesse de 400 m/s vers l'extrémité de la pale sous un anneau tubulaire de 2,4 m de diamètre muni de 96 aiguilles hypodermiques débitant une pluie de 25,4 mm par heure avec des gouttes de 1,5 à 2 mm. Les éprouvettes planes étaient séchées dans une étuve à 38°C et l'on mesurait le poids et la transmission optique avant et après chaque stade de l'érosion. Sur 101 des 110 éprouvettes, le poids augmentait de 0,1 à 0,2 % après érosion, ceci provenant probablement d'une rétention de l'humidité. Les résultats montrent que l'érosion n'enlève pas de matériau bien qu'elle affecte la transmission optique. Les couches superficielles sont dépolies ou "givrées" par des piqûres. Les essais étaient terminés pendant la période d'incubation du processus d'érosion. La Table 7.5.2.4 - 4 montre que les pertes de transparence sont négligeables après

20 minutes d'exposition pour les vitesses normales inférieures à 155 m/s mais que pour le polysulfone et le polycarbonate essayés à une vitesse normale comprise entre 230 et 270 m/s et pour un angle compris entre 90° et 60°, les transparences baissent respectivement à 70 % et 20 % des valeurs initiales. Des diminutions analogues ont été observées sans perte de poids sur les verres au plomb transmettant l'infrarouge, le quartz, le germanium, l'aluminate de calcium, le fluorure de magnésium, l'oxyde d'yttrium Y_2O_3 , la silice, l'oxyde de magnésium et le monocristal de saphir²⁸⁵. On peut conclure que la durée de l'incubation des pertes de poids par érosion n'est pas une mesure correcte de l'endommagement des matériaux transparents.

Table 7.5.2.4 - 4 - Variation de la transmission optique après exposition à la pluie des plastiques Lexan 9034 et Bakélite P 1700, d'après Schmitt²⁸⁴.

Vitesse normale		Angle d'impact degré	Vitesse nominale m.p.h.	Durée de l'exposition minutes	Transmittance après 25 heures de pluie†	
m.p.h.	m/s				Lexan 9034 %	Bakélite P 1700 %
400	178	90	400	5	98,4	94,7
				10	98,2	89,4
				20	99,1	87,4
433	192	60	500	2	99,9	94,7
				5	97,8	89,3
				10	97,1	75,2
				20	93	53,1
424	188	45	600	2	96,9	95,1
				5	97,3	88,7
				10	93,4	82,6
				20	88,1	72,7
500	222	90	500	1	99,8	94,1
				2	98,4	86,2
				5	96,6	77,7
				10	90,7	53,9
				20	74	18,3
519	231	60	600	1	95,7	84
				2	94,8	84
				5	90	64,4
				10	78,7	46,6
				20	65,8	25,4
600	267	90	600	1	89,2	81,7
				2	82,3	58,3
				5	56,6	52,6
300	134	30	600	5	97,3	95,3
				10	97	95,5
				20	95,8	91,5
354	158	45	500	5	96,5	93,7
				10	97,1	94,6
				20	97,2	84,3
346	155	60	400	20	97,4	91,7
250	112	30	500	10	97,3	95,6
				20	97,9	95,5

† Moyennes de deux mesures, sauf pour l'impact à 90°.

KING²⁸⁶ a comparé les comportements à l'érosion par la pluie des matériaux plastiques "Perspex" (polyméthacrylate) et polypropylène à ceux des céramiques (Sintox et UL 995) et à ceux des métaux (aluminium pur, alliage Al L85, cuivre BS 1433 et acier CR 130). Les essais ont été effectués au R.A.E de Farnborough, jusqu'à des vitesses de 223,5 m/s et chez Dornier jusqu'à 450 m/s, au bras tournant avec une pluie artificielle de gouttes ϕ 1,2 mm. Les résultats sont reportés dans la Table 7.5.2.4 - 5 où la profondeur moyenne d'érosion est définie comme

$$e_m = \frac{\Delta M}{\rho A} = \frac{\text{Perte de masse}}{\text{Masse spécifique} \times \text{Aire exposée}}$$

et où $h = Vt \times \rho_{w/a}$ est la hauteur d'eau cumulée dans une pluie de densité volumique eau/air $\rho_{w/a}$.

Table 7.5.2.4 - 5 - Essais d'érosion par la pluie de King²⁸⁶

Matériaux	Vitesse d'impact m/s	Durée d'érosion t, min.	Densité de pluie $\rho_{w/a}$ cm ³ /cm ³	Perte mg	Taux maximal d'érosion mg/min.	Profondeur moyenne e_m , mm	Hauteur d'eau h, cm	
Plastiques Perspex	450	0,25	$2,5 \times 10^{-6}$	274	1752	1,3	1,7	
	400	0,33		302	1422	1,41	2	
	350	0,66		397	1194	1,89	3,5	
	300	2		417	307	1,99	9	
	250	6		402	81	1,91	22,5	
	223,5	12		448	71		2,13	40,2

Table 7.5.2.4 - 5 - Essais d'érosion par la pluie de King (suite)

Matériaux	Vitesse d'impact m/s	Durée d'érosion t, min.	Densité de pluie $\text{cm}^3/\text{cm}^2 \text{ w/a}$	Perte mg	Taux maximal d'érosion mg/min.	Profondeur moyenne e_m , mm	Hauteur d'eau h, cm
Polypropylène	450	1,5	$2,5 \times 10^{-6}$	81	86	0,5	10,1
	400	3	"	133	52	0,83	18
	350	8	"	137	24	0,83	42
	300	12	"	80	13	0,5	10,1
Céramiques aluminées							
Sintox	450	10	1×10^{-5}	436		0,67	270
	450	15	$2,5 \times 10^{-6}$	40		0,06	101
	400	15	1×10^{-5}	48		0,07	310
	300	18	1×10^{-5}	1,2		0,002	324
UL 995	450	6	$2,5 \times 10^{-5}$	230		0,35	40,5
	300	6	1×10^{-5}	3,1		0,005	108
Métaux							
Aluminium, 99,5%	450	2	$2,5 \times 10^{-6}$	244	134	0,51	13,5
	400	3	"	232	81	0,49	18
	350	7	"	356	52	0,75	36,8
	300	15	"	303	21	0,64	67,5
	250	25	"	140	7	0,29	83,8
Alliage Al L85	450	7	$2,5 \times 10^{-6}$	256	42	0,53	47,3
	400	15	"	289	23	0,60	90
	350	40	"	309	11	0,64	210
Cuivre BS 1433	450	6	$2,5 \times 10^{-6}$	589	114	0,37	40,5
	400	10	"	536	74	0,36	60
	350	20	"	573	39	0,34	105
	300	45	"	439	17	0,28	202,5
Acier CR 130	450	15	1×10^{-5}	647	71	0,47	405
	400	35	"	414	38	0,30	840

La Table 7.5.2.4 - 6 suivante, du même auteur, donne la comparaison des seuils théoriques de vitesse d'impact pour l'endommagement, calculés d'après le taux d'érosion $d\Delta M/dt$ tel que

$$d\Delta M/dt = k (V - V_i)^m, \quad (105)$$

où ΔM est la perte de masse et V_i est le seuil de vitesse situé à l'intersection de la tangente à la courbe $\Delta M(V)$ avec l'axe des vitesses d'impact V .

Table 7.5.2.4 - 6 - Valeurs calculées du seuil de vitesse V_i et des constantes de l'expression (105), d'après King²⁸⁶.

Matériaux	V_i m/s	m	k
Polyméthylméthacrylate (Perspex) - - - - -	90	3,23	$9,70 \cdot 10^{-6}$
Polypropylène	113	2,92	4,28 "
Alum. pur à 99,5%	127	3	3,98 "
Alli. Al L85	148	3,32	2,46 "
Cuivre BS 1433	140	3,04	3,37

Bien que l'on puisse tirer des tables précédentes un classement qualitatif grossier des divers matériaux en utilisant les matériaux communs à plusieurs tables pour imbriquer les classements, la comparaison dépend trop des circonstances particulières à chaque type d'essais d'éprouvettes pour donner autre chose qu'une première indication devant être complétée par des essais plus représentatifs de la structure considérée avant qu'une dernière vérification directe dans les conditions de service en démontre la valeur réelle.

7.5.2.4 - b - Matériaux feuilletés et revêtements.

SCHMITT^{222a} a donné un ensemble de résultats d'essais d'érosion d'éprouvettes portées par des plans inclinés à divers angles θ sur un traîneau propulsé sur des rails par des fusées à travers une longueur de 1818 m équipée avec des tubulures fournissant une simulation de la pluie naturelle (Holloman Track Test Facility). La mise en vitesse s'effectuait sur une longueur de 2424 m tandis qu'après un freinage sur 6514 m à travers des paquets de mousse polyéthylène, les éprouvettes pouvaient être démontées, inspectées et pesées.

Le taux de la profondeur moyenne de pénétration dans la direction de la vitesse d'impact, de/dt , étant proportionnel à $(V \sin \theta)^n$ et le nombre des gouttes rencontrées étant proportionnel à $V \sin \theta$,^m tandis que la profondeur de pénétration selon la normale à la surface est

$$(de/dt) \sin \theta = K (V \sin \theta)^P \quad (106)$$

où $p = n + 1$.

La Table 7.5.2.4 - 7 donne les valeurs de p et de K ainsi que le coefficient de corrélation r pour les essais de divers matériaux transparents et de diverses matières plastiques.

Table 7.5.2.4 - 7 - Essais comparatifs d'érosion par la pluie simulée dans les essais au traîneau sur rails, d'après Schmitt²²²

Matériaux	p	K	Corrélation r
Alumine 753	9,476	$5,41 \times 10^{-35}$	0,856
Beryllium 754	4,272	$2,81 \times 10^{-17}$	0,678
Pyroceram 9606	6,549	$8,39 \times 10^{-24}$	0,874
Cordierite 701	10,128	$1,29 \times 10^{-35}$	0,815
Silice fondue 7941	5,422	$1,11 \times 10^{-19}$	0,888
Résine epoxy feuilletée Furane 8265	6,414	$1,06 \times 10^{-23}$	0,981
Résine epoxy feuilletée Epon 828	6,548	$5,01 \times 10^{-24}$	0,940
Feuilleté polyimide Shygard 700	6,522	$1,13 \times 10^{-23}$	0,888
Feuilleté polybenzimidazole	5,430	$8,28 \times 10^{-20}$	0,985
Feuilleté phosphate d'aluminium	5,214	$7,71 \times 10^{-19}$	0,919
Feuilleté epoxy-neoprène	7,034	$2,37 \times 10^{-20}$	0,900
Feuilleté alumine-epoxy Rokide A, 0,91 mm	6,928	$7,79 \times 10^{-30}$	0,962
Céramique-verre C 106 Cer Vit	8,34	$9,62 \times 10^{-29}$	0,887
Verre infra-rouge 9753	6,59	$2,88 \times 10^{-23}$	0,861
Verre de pare brise 7913	5,84	$1,98 \times 10^{-20}$	0,760
Verre 1723	9	$4,4 \times 10^{-31}$	0,921
Oxyde polyphénylène	6,88	$1,25 \times 10^{-25}$	0,860
Plexiglas	6,55	$3,83 \times 10^{-24}$	0,982
Teflon	5,07	$8,26 \times 10^{-19}$	0,965
Polycarbonate	7,72	$3,19 \times 10^{-28}$	0,938
Aluminium 1100	7,27	$5,12 \times 10^{-28}$	0,948

Dans ce genre d'essai à des vitesses supersoniques, l'écoulement aérodynamique est perturbé par les ondes de choc émises des différentes arêtes du coin-traîneau et des éprouvettes. Cependant, on peut obtenir une première comparaison du comportement des différents matériaux permettant de rétrécir le champ d'investigation dans des essais ultérieurs sur des structures plus étendues et plus représentatives que les petites éprouvettes.

Aux vitesses hypersoniques, jusqu'à 1700 m/s, la composante de la vitesse tangentielle à la surface prend de plus en plus d'importance et SCHMITT et al.²²¹, reprenant les essais au traîneau sur des céramiques, des plastiques feuilletés et des composites, ont traduit ces essais par une autre expression:

$$de_m/dt = K V^p \sin^2 \theta \quad (107)$$

où K et p sont donnés dans la Table 7.5.2.4 - 8. La statistique du nombre des gouttes d'eau d'un diamètre moyen égal ou supérieur à d mm par m³ d'air dans la pluie simulée de ces essais et de ceux de la Table 7.5.2.4 - 7 a été déterminée par les mesures de MUELLER et SIMS²⁸⁹ et peut être représentée par:

$$\log_{10} N \approx 3,55 - 0,91 d. \quad (108)$$

Table 7.5.2.4 - 8 - Essais d'érosion par la pluie sur traîneau à des vitesses de 1700 m/s sur des céramiques, des plastiques feuilletés et des composites, d'après Schmitt et al.²²¹.

Matériaux	p	K	Corrélation r	Nombre d'essais
Céramiques				
Silice fondue 7941	4,48	$9,22 \times 10^{-17}$	0,797	36
Nitruure de bore pyrolytique isotrope	4,64	$6,05 \times 10^{-17}$	0,902	28
Carbure de silice, grains Ø 0.51 mm dans une matrice de graphite	5,24	$1,11 \times 10^{-39}$	0,910	29
Plastiques feuilletés et composites				
Verre-epoxy Furane B 265	6,53	$1,32 \times 10^{-24}$	0,981	32
Verre-epoxy Epon 828	7,58	$3,49 \times 10^{-28}$	0,970	41
Verre-oxyde polyphénylène	5,76	$8,9 \times 10^{-22}$	0,958	35
Verre-polyimide compact	6,25	$7,8 \times 10^{-24}$	0,956	25
Composite verre-epoxy	4,8	$1,28 \times 10^{-18}$	0,863	19
Oxyde polyphénylène compact	8,72	$9,8 \times 10^{-33}$	0,983	29
Plexiglas (Type II - UVA)	6,4	$5,54 \times 10^{-24}$	0,959	28
Résine Trifluoréthylène TFE	4,6	$1,13 \times 10^{-17}$	0,978	55

Ces résultats montrent l'étendue du champ des valeurs des pertes de poids par érosion dans des essais de simulation sur éprouvettes. Cependant, comme remarqué plus récemment par SCHMITT²⁸⁴, le taux d'érosion moyen est une caractéristique secondaires pour les transparents devant la résistance au choc d'un volatile et devant la conservation de la transparence sous des conditions d'érosion affectant la transparence avant que des pertes de poids soient mesurables.

7.5.2.4 - c - Transmission des ondes de pression et de contrainte dans les feuilletés - Atténuation par les revêtements.

Certains matériaux plastiques renforcés avec des fibres sont très résistants aux efforts mécaniques appliqués dans le plan tangent des structures minces mais sont rapidement endommagés par les impacts normaux des poussières et de la pluie. Ces impacts tendent à séparer les fibres collées entre elles par la résine et dont la résistance aux efforts de clivage est relativement faible. Les revêtements protecteurs sont donc indispensables.

HAMMITT et al.²²⁶ ont étudié le comportement de divers élastomères soumis à l'impact de jets liquides discontinus, de 1,2 mm de diamètre, à une vitesse de 223 m/s et à la fréquence de 30 jets par minute. Les jets étaient déclenchés par l'impact d'un percuteur en acier sur un diaphragme en contact avec une petite quantité d'eau obturant l'arrière d'une cavité comportant un orifice calibré (voir figure 68, paragraphe 7.5.2.1 - a, p.73). Dans les essais au canon, la durée d'incubation croît et la perte de poids diminue pour une dureté Shore croissante, depuis le caoutchouc naturel de dureté Shore 36, jusqu'à un élastomère de dureté Shore 75-80 en passant par plusieurs néoprènes.

Des calculs de transmission et de réflexion des ondes de choc dues à l'impact d'une goutte liquide sur le revêtement et à travers une ou plusieurs couches de substrat ont été présentés en même temps, à l'occasion de la 4ème Conférence Internationale de Meersbourg sur l'érosion par la pluie et les phénomènes voisins, par SPRINGER et al.²⁸⁸, ENGEL²⁸⁹ et par RIEGER et BOCHE²⁹⁰. Les trois communications supposent que les ondes de contrainte se propagent à travers le revêtement et le substrat sont des ondes planes, bien que la pression due à l'impact de la goutte liquide se propage en fait radialement. Tous les calculs sont effectués en supposant l'élasticité linéaire des matériaux bien que la viscosité des matières plastiques et la plasticité des métaux ductiles puissent intervenir dans la réalité. On suppose encore que le contact entre la goutte liquide et la surface du revêtement dure longtemps par rapport aux multiples réflexions des contraintes, bien que le phénomène soit amorti avant qu'une autre goutte vienne frapper la surface au même point. On néglige toutes les dissipations latérales d'énergie: par cisaillement entre les couches, par atténuation radiale, par viscosité, etc.

SPRINGER et al.²⁸⁸ considéraient seulement le cas du revêtement et d'un substrat. Les calculs, comme ceux d'Engel^{292d} (voir paragraphe 7.5.1.2-a, p.65) correspondent au choc axial de deux barres de matériaux différents, l'une représentant la goutte liquide et l'autre le substrat, mais avec interposition d'une couche mince de revêtement. $c = \sqrt{E/\rho}$ est la vitesse de propagation d'une onde de choc; c_L est pour le liquide, c_C pour le revêtement (coating) et c_S est pour le substrat. Dans le cas d'un seul matériau résistant, la pression d'impact de la goutte sur le revêtement est donnée par l'expression (93) de la page 73, devenant ici

$$p = \frac{(\rho_L c_L \rho_C c_C)}{(\rho_L c_L + \rho_C c_C)} v_1 \quad (107)$$

Dans le cas d'un matériau comportant une ou plusieurs couches de revêtement mince d'épaisseurs h_i négligeables devant les épaisseurs de la goutte liquide et du substrat, ce qui revient à négliger le retour tardif des ondes réfléchies à la surface antérieure de la goutte liquide et à la surface postérieure du substrat, on peut calculer les contraintes dues aux transmissions et réflexions successives à travers et sur les interfaces.

L'onde initiale sur la surface du revêtement frappée par le liquide est une compression hydrostatique

$$\sigma_1 = p.$$

En reprenant le raisonnement utilisé précédemment au paragraphe 7.5.1.2 - a pour l'impact d'une sphère solide, on obtient dans le cas des ondes planes et en supposant la propagation dans une barre de section constante:

- Onde directe transmise σ_1 :

conservation des quantités de mouvement pendant le temps Δt :

$$c_L \Delta t \rho_L v_1 = (c_L \Delta t \rho_L + c_C \Delta t \rho_C) v_{1C}$$

$$\text{et } v_{1C} = \frac{c_L \rho_L}{c_L \rho_L + c_C \rho_C} v_1,$$

puis, en notant $z = c\rho$ l'impédance acoustique,

$$v_{1C} = \left(\frac{z_L}{z_L + z_C} \right) v_1;$$

raccourcissement de la barre dans les tranches (voir figure 100) ; à l'extrémité gauche :

$$\epsilon_1 = (v_1 - v_{1C}) \Delta t / c_L \Delta t = \{ z_C / (z_L + z_C) \} v_1 / c_L;$$

mais le module d'élasticité est $E_L = c_L \rho_L$ et la contrainte transmise est

$$\sigma_1 = E_L \epsilon_1 = \frac{z_L z_C}{(z_L + z_C)} v_1.$$

- Onde réfléchie $\sigma_{1R} = \sigma_2 - \sigma_1$ et onde transmise σ_2 :

quantité de mouvement:

$$z_L v_1 = (z_C - z_L) v_{1C} = (z_C + z_S) v_{2C}$$

et, avec la valeur de v_{1C} , il vient:

$$v_{2C} = \frac{2 z_C z_L}{(z_L + z_C)(z_C + z_S)} v_1,$$

puis, en considérant le raccourcissement de la barre dans le tronçon de revêtement, les contraintes sont:

$$\sigma_{1R} = E_C \epsilon_{1R} = c_C^2 \rho_C (v_{1C} - v_{2C}) = v_1 z_L z_C (z_S - z_C) / (z_L + z_C)(z_C + z_S) = \sigma_1 (z_S - z_C) / (z_C + z_S),$$

$$\sigma_2 = \sigma_1 + \sigma_{1R} = \sigma_1 (2 z_S) / (z_C + z_S).$$

En considérant l'onde initiale de contrainte σ_i frappant l'interface milieu initial-milieu final, la contrainte σ_{iR} réfléchie par l'interface vers le milieu initial et la contrainte σ_T transmise au milieu final, on peut comme Engel²⁸⁹ généraliser les formules précédentes en

$$\sigma_{iR} = 2 \sigma_i z_f / (z_f + z_i), \quad \sigma_{iR} = \sigma_i (z_f - z_i) / (z_i + z_f). \quad (108)$$

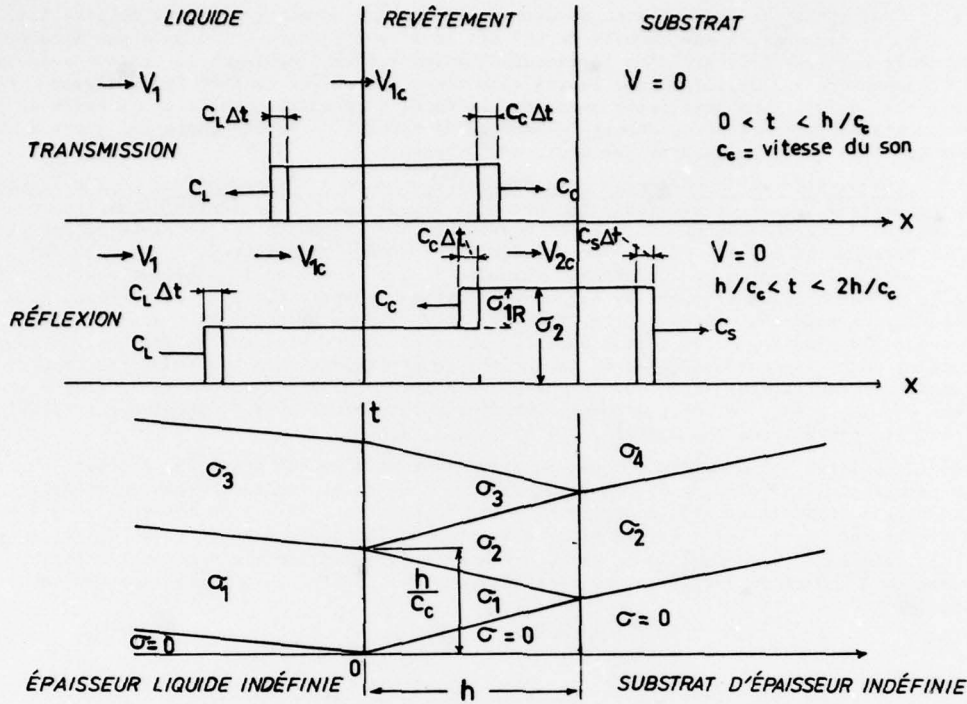


Fig. 100 - Diagramme de transmission et de réflexion des ondes de contrainte dans l'impact d'une goutte liquide sur un substrat recouvert d'une couche mince, d'après Springer et al.²⁸⁸.

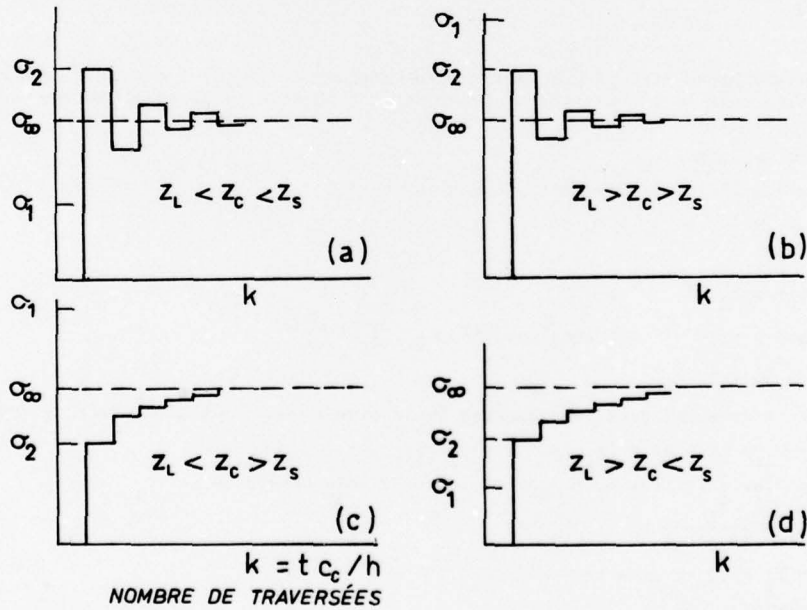


Fig. 101 - Atténuation ou accroissement de la pression dans le substrat par des transmissions et réflexions successives de l'onde de pression à travers la couche de revêtement, d'après les calculs de Springer et al.²⁸⁸.

En poursuivant les calculs pour les réflexions successives sur les interfaces revêtement-substrat et liquide-revêtement, Springer et al. ont obtenu les expressions

$$\frac{\sigma_{2k}}{\sigma_1} = \frac{1 + \psi_{SC}}{1 - \psi_{SC} \psi_{LC}} \left[1 - (\psi_{SC} \psi_{LC})^k \right] \quad \text{avec} \quad \psi_{SC} = \frac{z_S - z_C}{z_S + z_C} \quad (109)$$

$$\frac{\sigma_{2k-1}}{\sigma_1} = \frac{\sigma_{2k}}{\sigma_1} - \psi_{SC} (\psi_{SC} \psi_{LC})^{(k-1)} \quad \psi_{LC} = \frac{z_L - z_C}{z_L + z_C}$$

où $z = \rho c$ est l'impédance acoustique de chaque matériau.

L'histoire des contraintes dans le revêtement dépend des grandeurs relatives des impédances acoustiques z_L , z_C et z_S . Après un grand nombre de réflexions, la contrainte théorique dans le revêtement à chacune des interfaces approche la valeur commune

$$\sigma_{\infty} = \sigma_1 \lim_{k \rightarrow \infty} \sigma_{2k} = \sigma_1 \frac{1 + \psi_{SC}}{1 - \psi_{SC} \psi_{LC}} = \frac{1 + z_L/z_C}{1 + z_L/z_S} \sigma_1 = \frac{z_S \cdot z_L}{z_L + z_C} v_1, \quad (110)$$

soit la contrainte dans le substrat en l'absence de revêtement.

Etant donné les nombreuses causes d'amortissement non prises en compte dans ces calculs, l'atteinte de la limite théorique peut être considérée comme à écarter; par suite il est important que les valeurs proches du commencement de la série soient les plus faibles possibles et, notamment, que les contraintes σ_1 dans le revêtement et σ_2 dans le substrat soient faibles devant σ_{∞} . D'après les résultats des calculs de Springer représentés dans la figure 101, cette condition serait remplie par un revêtement d'impédance acoustique z_C inférieure à celles du liquide et du substrat.

ENGEL²⁸⁹ a présenté des calculs analogues pour un revêtement double comportant une sous-couche. La contrainte dans l'onde transmise au revêtement étant σ_1 , la contrainte dans l'onde transmise à la sous-couche (undercoat) sera

$$\sigma_{T,CU} = \frac{2 z_U}{z_C + z_U} \sigma_1.$$

La contrainte transmise de la sous-couche au substrat sera:

$$\sigma_{T,US} = \sigma_{T,CU} \cdot 4 z_S z_U \frac{z_S + z_U}{z_U + z_C} \sigma_1.$$

La contrainte de l'onde réfléchiée par le revêtement depuis l'interface revêtement-sous-couche est:

$$\sigma_{R,UC} = \frac{z_U - z_C}{z_U + z_C} \sigma_1.$$

Cette onde sera de nouveau partiellement réfléchiée dans le revêtement par l'interface liquide-revêtement et l'onde réfléchiée sera:

$$\sigma_{R,LC} = \frac{z_L - z_C}{z_L + z_C} \sigma_{R,UC}.$$

En utilisant les expressions (108), le calcul numérique peut être poursuivi au moyen d'un ordinateur.

ENGEL a effectué des mesures de pression sur une jauge piézoélectrique recouverte d'un revêtement. Il a considéré les différents cas: avec une seule couche d'épaisseur 0,38 mm, molle ou dure; avec deux couches dans les deux cas d'une couche dure de 0,23 mm en surface et d'une sous-couche molle de 0,15 mm et l'inverse avec une couche superficielle molle de 0,23 mm et une sous-couche dure de 0,15 mm. Les essais ont montré un bon comportement du revêtement dur d'une seule couche et du revêtement à deux couches, la plus dure et la plus épaisse étant à la surface; dans ces cas, les pressions et les vitesses de chargement dans la jauge étaient relativement basses. Les valeurs relatives des pressions mesurées dans les quatre cas montraient des rapports analogues à ceux des valeurs calculées par la théorie des ondes planes. A noter que l'arrivée dans le substrat des ondes ayant subi des réflexions multiples différentes se fait à des temps différents ce qui peut contribuer à une atténuation.

RIEGER et BOCHE²⁹⁰ ont tenté de définir les contraintes de cisaillement entre la couche de revêtement et le substrat. Les hypothèses sont:

1. Les déformations sont élastiques.
2. Il n'y a pas d'influence des jets latéraux d'écoulement liquide pendant l'impact des gouttes.
3. Il n'y a qu'une seule réflexion à chaque interface.
4. Le diamètre de la barre fictive est pris égal à celui de la goutte (ondes planes).

La figure 102 montre les notations pour le calcul des déformations et des contraintes.

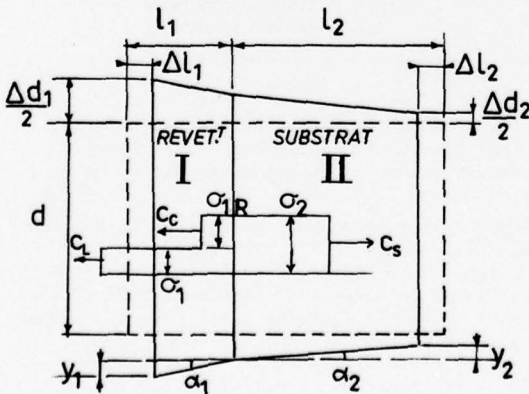


Fig. 102 - Notations des déformations et des contraintes pour la théorie de Rieger et Boche²⁹⁰ sur le cisaillement entre revêtement et sous-couche dans les impacts de pluie.

Pour un système à deux couches, l'onde de pression $\sigma_1 = v_1 z_L z_C / (z_L + z_C)$ arrivant à la surface donne lieu à une onde réfléchiée

$$\sigma_{1R} = \frac{z_S - z_C}{z_S + z_C} v_1$$

et à une onde transmise au substrat

$$\sigma_2 = 2 v_1 z_L z_C z_S / (z_L + z_C)(z_C + z_S).$$

La couche superficielle subit une compression dans la direction du choc et une expansion transversale. L'expansion latérale entraîne un cisaillement en sous-couche. Si l'adhérence n'est pas suffisante, il y aura séparation sous le cisaillement τ_s .

Les raccourcissements sont:

$$\text{- couche I} \quad \epsilon_{x_1} = \Delta l_1 / l_1 = \sigma_2 / E_1$$

$$\text{- couche II} \quad \epsilon_{x_2} = \sigma_2 / E_2.$$

L'expansion transversale est telle que $\epsilon_x / \epsilon_y = \nu$, d'où:

avec $\epsilon_y = \Delta d/d$:

$$\Delta d_1 = \nu_1 d \cdot \sigma_2 / E_1 \quad \text{et} \quad \Delta d_2 = \nu_2 d \cdot \sigma_2 / E_2.$$

La condition d'adhérence nécessite:

$$\frac{1}{2} (\Delta d_1 - \Delta d_2) = y_1 + y_2.$$

D'autre part,

$$y_1 = x_1 \frac{\tau_s}{G_1} = (l_1 - \Delta l_1) \frac{\tau_s}{G_1} = \frac{l_1}{G_1} (1 - \frac{\sigma_2}{E_1}) \tau_s,$$

$$y_2 = x_2 \frac{\tau_s}{G_2} = (l_2 - \Delta l_2) \frac{\tau_s}{G_2} = \frac{l_2}{G_2} (1 - \frac{\sigma_2}{E_2}) \tau_s.$$

Il vient enfin:

$$\tau_s = \sigma_2 \frac{d}{2} \cdot \frac{G_1 G_2}{E_1 E_2} \frac{[\nu_1 E_2 - \nu_2 E_1]}{[l_1 G_2 (1 - \sigma_2 / E_1) + l_2 G_2 (1 - \sigma_2 / E_2)]}, \quad (111)$$

où $\nu_1, \nu_2, E_1, E_2, G_1$ et G_2 sont, respectivement, les coefficients de Poisson, les modules d'Young et les modules de Coulomb de la couche de revêtement et du substrat; d est le diamètre de la goutte de pluie et σ_2 est la pression dans le substrat et dans le revêtement après réflexion sur l'interface revêtement-substrat.

Dans le cas de l'érosion des matériaux laminaires collés, on observe:

- (a). Erosion sans séparation des couches; c'est ici le cas des résines armées de fibres de verre et revêtues d'une couche de fluocarbène.
- (b). Décollement du revêtement sans érosion appréciable; c'est le cas d'éprouvettes en résine armée de fibres de verre et revêtues de polyuréthane.

Dans le premier cas, la résistance est déterminée par l'érosion du revêtement. Le décollement apparaît souvent dans l'érosion des matériaux plastiques feuilletés.

Pour les revêtements constitués de multiples couches de laque, les conditions de fabrication, telles que la température, l'humidité de l'air, l'épaisseur de chaque couche et la durée du séchage entre chaque couches, influent sur l'adhérence entre les couches successives.

Du fait des simplifications introduites dans la théorie, le cisaillement τ_s est seulement un paramètre de comparaison. τ_s croît linéairement avec le diamètre de la goutte et avec la vitesse V_1 de l'impact; sa valeur tend à diminuer lorsque l'épaisseur croît.

On a obtenu de bons résultats avec une résine armée de fibres de carbone et un revêtement de plusieurs couches de polyuréthane, la rigidité de chaque couche croissant de l'intérieur vers l'extérieur.

La table 7.5.2.4 - 9 indique les systèmes de protection contre l'érosion par la pluie étudiés par RIEGER et BOCHE.

Table 7.5.2.4 - 9 - Systèmes de protection contre l'érosion par la pluie d'après Rieger et Boche²⁹⁰.

Systèmes collés	Exemples	Applications
Plastique / plastique	Polyuréthane - Plastiques renforcés de fibres de verre (GFRP) [†]	Protection des radomes
Métal- / plastique	Titane - GFRP	Bord d'attaque des pales des hélicoptères.
	Acier - GFRP	
	Nickel - GFRP	Entrées d'air moteurs
Métal / métal	Nickel - acier	Protection de pièces contre l'érosion.
	Stellite - acier	Bords d'attaque des aubes des turbines à vapeur.

[†]) GFRP sont les initiales de "Glass Fiber Reinforced Plastic".

Dans les revêtements métalliques, le collage d'une feuille de métal constitue un système de trois couches; les endommagements peuvent être de l'érosion, la séparation ou le déchirement du revêtement métallique. La couche adhésive séparant le revêtement du substrat a une importance primordiale. On peut résumer divers essais comme suit.

Excepté pour les couches douces en aluminium et les couches de dureté moyenne en alliage Cu-Be, les autres protections sont meilleures avec une colle polyuréthane qu'avec une colle en résine epoxy. La différence de résistance à l'érosion due à l'adhésif ne peut être expliquée par sa résistance au cisaillement puisque celle du polyuréthane (6 MN/m²) est plus faible que celle de la résine epoxy (25 MN/m²). Cette différence semble due à la contrainte τ de cisaillement. Un calcul approché a été fait en considérant un système de deux couches dans les deux cas de contraintes τ_{s12} pour le cas revêtement-adhésif et τ_{s23} entre l'adhésif et le support. La Table 7.5.2.4 - 10 donne les caractéristiques mécaniques des métaux étudiés et la Table 7.5.2.4 - 11 donne les valeurs des contraintes de cisaillement τ_{s12} et τ_{s23} ainsi que la durée d'essai avant l'endommagement par l'érosion de la pluie dans des conditions identiques de vitesse d'impact ($V = 410$ m/s), de diamètre des gouttes (1,2 mm) et de densité de pluie ($\rho_{w/a} = 0,25 \times 10^{-6}$).

On peut rapprocher des revêtements métalliques, les revêtements de carbure de silice et de carbure de tungstène obtenus par transfert, sous bombardement électronique, d'une cathode à la surface froide d'une anode et étudiés par GENTNER²⁰¹ (voir paragraphe 7.5.1.1 - b, p. 65).

Table 7.5.2.4 - 10 - Données mécaniques sur les revêtements métalliques étudiés par Rieger et Boche²⁹⁰.

Matériaux	Résistance en traction, MN/m ²	Modules d'élasticité		Rapport de Poisson, ν
		E, MN/m ²	G, MN/m ²	
Acier X 12 Cr Ni 17-7	690 - 880	196.000	74.500	0,32
Acier X 5 Cr Ni 18-9	490 - 690	"	"	"
Alliages:				
Ti Al 6 V 4	980 - 1230	108.000	38.750	0,395
Cu-Be doux	660	127.500	49.000	0,3
Cu-Be moyen	834			
Cu-Be dur	1210			
Al 5052 (Al Mg 3)	225 - 245	68670	24.500	0,32

Table 7.5.2.4 - 11 - Relation entre la durée d'érosion avant endommagement et la contrainte de cisaillement pendant l'érosion. d'après Rieger et Boche²⁹⁰

Systèmes Revêtement/colle/substrat	Contraintes calculées de cisaillement en MN/m ² : τ_{s12}		Durée avant dommage, min.
	τ_{s12}	τ_{s23}	
Acier/Polyurethane/Acier	15	15	93
Acier/Epoxy/Acier	330	110	16
Acier/Polyurethane/GFRP [†]	15	15	91
Acier/Epoxy/GFRP	330	42	29
Ti Al6 V4 /Polyurethane/GFRP	46	44	40
Ti Al6 V4 /Epoxy/GFRP	470	74	13

[†] GFRP est pour Plastique renforcé par des fibres de verre (Glass Fiber Reinforced Plastic).

RÉFÉRENCES DE LA SECTION 7

1. Caine, K.E
et al. *Simulated Service Evaluation of Steels for Solid-Propellant Missile Motor Cases.* United States Steel Corporation, Progress Report, Project No. ARL 40.02-070(2) TD-263 (May 6, 1960). Cité et étudié dans la référence 9.
2. Jackson, L.R.
Pochapsky, T.E. *The Effect of Composition on the Fatigue Strength of Decarburized Steel.* Trans. ASM, Vol. 39, p. 45, 1947.
3. Ruff, P.E. *Hot Work Toolsteel for Aircraft.* Metal Progress, Vol. 75 (3), p. 103, Mars 1959.
4. Mann, J.Y. *The Effects of "As Forged" Surfaces and Notches on the Fatigue Strength of SAE 4140 Steel (U.T.S. 140,000 P.S.I.).* A.R.L., Structures and Materials Note 256, Melbourne, Septembre 1959.
5. Hankins, G.A.
Becker, M.L. *The fatigue resistance of unmachined forged steels.* Journal Iron Steel Institute, Vol. 126, No. 2, pp. 205-236, 1932.
6. Noll, G.C.
Lipson, C. *Allowable working stresses.* Proc. S.E.S.A., Vol. 3, No. 2, pp. 89-109, 1946.
7. Takeuchi, S
Homma, T. *Effect of shot-peening on fatigue strength of metals. II - Effects on decarburized steels.* Science Rep. Research Inst. Tohoku University, Series A, Vol. 11, No.1, pp. 48-55, Février 1959.
8. Austin, C.R. *Effect of surface decarburization on fatigue properties of steel.* Metals and Alloys, Vol. 2, No. 3, pp. 117-119, Septembre 1931.
9. Warke, W.R.
Elsea, A.R. *The Effects of Decarburization on the Properties of Ultrahigh-Strength Steels.* DMIC Memorandum 154, Batelle Memorial Institute, Columbus, Ohio, 18 Juin 1962.
10. Tucker, A.W.
Hudacko, V.J.
Hakkio, J. Part I par Hudacko: *Metallurgical Aspects of Processing High-Strength Steel*, part II par Hakkio: *Structural Problems Involving High-Strength Steels.* The Cleveland Pneumatic Tools, S.A.E. Meeting, Atlanta, 4 Avril 1960.
11. Frish,
Thomsen, *Residual Grinding Stresses in Mild Steel.* Trans. ASME, pp. 337-346, Avril 1961.
12. Nowikowsky, L.J.
Maranchik, J.
Field, M. *Distortion and Residual Surface Stress in Grinding and Milling of High-Strength Steels.* SAE National Aeronautical Meeting, New-York, 1961.
13. Sauvaire, C. *Influence des conditions d'usinage par rectification sur l'état structural et les contraintes résiduelles des surfaces usinées.* Mécanique, pp. 46-52, Nov. 1968.
14. Auvinet,
Laborde, *Etude de l'influence des états de surface sur la tenue en fatigue de l'acier 35 NCD 16 traité pour 180 hb.* Essai N° 32689, E.A.T. Toulouse, Avril 1964.
15. Notton,
Auvinet, *Etude de l'influence des états de surface et des traitements sur la fatigue de l'acier 40 CDV 20 refondu sous vide, traité pour 190 hb.* Essai N° M2-7710, E.A.T. Toulouse, Avril 1965.
16. Notton,
Auvinet, *Influence du coefficient d'entaille et de l'état de surface sur la tenue en fatigue de l'alliage T-A6V.* Essai N° Mo-7334, rapport partiel N° 2, E.A.T., Toulouse, Août 1965.
17. Lachenaud, R. *Etude sur l'origine des criques apparaissant sur l'acier 16 NCD 13 après protection par oxydation noire.* P.V. N° 29531, Sud-Aviation, Courbevoie, Avril 1966.
18. Anonyme *Etude des phénomènes de fissuration superficielle de l'acier 18 NC 16 après oxydation noire.* FIAT, Turin, 1966.
19. Glover, W.H. *Grinding of spur and helical gears.* Dans Gear Handbook, Dudley ed. p.19-17, 1962.
20. Simkowich, E.A
Loria, E.A. *Effect of decarburization and grinding conditions on fatigue strength of 5 % Cr-Mo-V sheet steel.* ASM 42 th Annual Convention, Philadelphia, 1960, Preprint No. 185.
21. Hertz, H. *J. reine angew. Math.* Vol. 92, pp. 156-171, 1881, Berlin.
22. Lundberg, G.,
Palmgren, A. *Dynamic Capacity of Rolling Bearings.* Acta Polytechnica, Mechanical Engineering Series, Vol. 1, No.3, 1947, Stockholm.
23. Reichard, D.W.,
Parker, R.J.,
Zaretsky, E.W. *Residual Stresses and Subsurface Harness Changes Induced During Rolling Contact.* NASA TN D-4456, NASA Langley Center, 1968.
24. Timoshenko, S. *Théorie de l'Elasticité.* 1934.
25. Bufler, H. *Beanspruchung und Schupf beim Rollen elastischer Walzen.* Forsch. Ing.-Wes., Vol. 27, No. 4, pp. 121-126, 1961.
26. Wright, G.P.,
O'Connor, J.J. *The Influence of Fretting and Geometric Stress Concentration on the Fatigue Strength of Clamper Joints.* University of Oxford, Report N). 1112/70, 1970.
27. Smith, J.O.,
Liu, C.K. *Stresses due to tangential and normal loads on an elastic solid with application to some contact problems.* J. Applied Mechanics, Vol. 20, No. 2, p.157, 1953.
28. Feng, G.C. *Analysis of Certain Two-Dimensional Rolling and Contact Problems.* Ph.D. Thesis, University of Minnesota, U.S.A., 1954.
29. Caubet J.J.,
Amsallen, C. *Interaction entre le frottement et la corrosion.* Colloque CEFRACOR de Mars 1941, CORROSION, Vol.19, No. 6, Oct. 1971.

30. Caubet, J.J. *Théorie et Pratique Industrielle du Frottement*. Dunod ed., Paris, 1964.
31. Courtel, R. *Le Frottement dans le Vide*. Annales des Mines, pp. 296-303, Paris, Oct.-Nov.1966.
32. Ling, F.F. *Welding Aspects of Sliding Friction between Unlubricated Surfaces*. Air Research and Development Command, AFOSR-TR-60-117, 30 juin 1950.
33. Bowden, F.P.,
Ridler, K.E.W. *Proc. Roy. Soc. A*, 154, pp.640-656, 1935.
34. Beilby, Sir George *Aggregation and Flow of Solids*. MacMillan and Co. ed., 1921.
35. Bowden, F. P.,
Hugues, T.P. *Physical Properties of Surfaces: IV- Polishing, Surface Flow and the Formation of the Beilby Layer*. *Proc. Roy. Soc. A.*, Vol. 160; pp. 575-586, 1938.
36. Parks, J.M. *Recrystallisation Welding*. Amer. Welding Soc., National Spring Meeting, Houston, 1963.
37. Buckley, D.H. *The Influence of the Atomic Nature of Crystalline Materials on Friction*. NASA TMX - 52279, Lewis Research Center, Cleveland, Ohio, 1967.
38. Desestret, A.
Spahn, H.,
Wagner, G.H. *Contribution à l'étude de l'action conjuguée du frottement et de la corrosion sur les aciers inoxydables*. *Corrosion*, Vol. 19, N° 4, pp. 159-170, Juin-Juillet 1971.
39. Kaiser, *Archiv. Eisenhüttenwesen*, Vol. 24,(1/2), p. 43, 1953.
40. Ben Bachir, A. *Contribution à l'étude de l'influence de la déformation plastique sur la corrosion des aciers dans des solutions sulfuriques diluées en présence ou non de chlorures et d'inhibiteurs organiques*. Thèse, Université Paul Sabatier, Toulouse, Nov. 1975.
41. Mauret, P. *Communication privée, Université Paul Sabatier, Toulouse, 1975.*
42. Dobinski, S. *Nature*, Vol. 138, p. 31, London, 1936.
Phil. Mag., Vol. 23, PP.397-408, London, 1937.
43. Branger, J. *The Influence of Modifications of a Fatigue Loading History Program on Fatigue Lifetime*. I.C.A.F. Symposium de Miami, 1971, NASA SP-309, 1972, p. 496.
44. Bowden, F.P.,
Hugues, T.P. *The Friction of Clean Metals and the Influence of Adsorbed Gases. The temperature coefficient of Friction*. *Proc. Roy. Soc. A*, 171, pp. 263-279, 1939.
45. Amontons *Mémoires Acad. Roy. Sci.*, 206, 1699 et 96, 1704.
46. Coulomb *Mémoires de Mathématique et de Physique de l'Académie Royale des Sciences*, 161, 1785.
47. Bowden, F.P.,
Tabor, D. *The Area of Contact between Stationary and between Moving Surfaces*. *Proc. Roy. Soc.*, A, 169, pp. 391-413, London, 1939.
48. Maxwell, C. *Electricity and Magnetism*. 1873, Vol. 1, 6 308.
49. Moore, A.J.W. *Deformation of Metals in Static and Sliding Contacts*. *Proc. Roy. Soc.*, A, 195, p. 231, 1948.
50. Archard, J.F. *Elastic Deformation and the Laws of Friction*. *Proc. Roy. Soc.* Vol. 243 A, p. 190, 1953.
51. Williamson, J.B.P. *Topography of Solid Surfaces. Interdisciplinary Approach to Friction and Wear*, NASA SP 181, pp. 85-142, Washington, 1968.
52. Dyson, J.,
Hirst, W. *The true area of contact between solids - An autoradiographic study*. *Proc. Roy. Soc. London*, A208, p. 455, 1951.
53. Burwell, J.T.,
Strang, C.D. *On the empirical law of adhesive wear*. *J. Applied Physics*, Vol 23, p. 18,
54. Finkin, E. *Surface Roughness in Wear*. *Wear*, Vol. 6, pp. 293-302, Juillet-Août 1963.
55. Rabinowicz, E.
Foster, R.G. *The Size Distribution of Wear Fragments: Effect of Surface Energy on the wear Process*. M.I.T., Final Report AROD-2166-1, 10 Avril 1962.
56. Archard, J.F.,
Hirst, W. *The Wear of Metals under Unlubricated Conditions*. *Proc. Roy. Soc.* A236, p. 397, 1956.
57. Bisson, E.E.,
Anderson, W.J. *Advanced Bearing Technology*. NASA SP 38, 1964.
58. Sikorski, M.E. *The Adhesion of Metals and Factors that Influence it*. *Wear*, Vol. 7, N° 2, pp. 129-224, 1964.
59. Ernst, H.,
Merchant, M.E. *Surface Friction of Clean Metals - A Basic Factor in the Metal Cutting Process*. *Proc. Special Summer Conf. on Friction and Surface Finish*, M.I.T., Juin 1940.
60. Roach, A.E.,
Goodzeit, C.L,
Hunnicut R.P. *Scoring Characteristics of Thirty-Eight Different Elemental Metals in High-Speed Sliding Contact with Steel*. *Trans. ASME*, Vol. 11, p. 89, 1968.
61. Goodzeit, C.L. *The Seizure of Metals Pairs during Boundary Lubrication in Friction and Wear* edité par R. Davies, Elsevier Publ. Co. Amsterdam, 1959.
62. Cocks, M. *Interaction of Sliding Metal Surface*. *J. Applied Physics*, Vol. 33, pp. 2152-2161, 1962.
63. Antler, M. *Processes of Metal Transfer and Wear*. *Wear*, Vol.7, pp. 181-203, 1964.
64. Scott, D., Seifert, W. *The Particles of Wear*. *Scientific American*, Vol. 230, No. 5, pp. 88-97, 1974
Westcott, V.C.

65. Nakajima, K. Mizutani, Y. *Wear*, Vol; 13, p. 283, 1969.
66. Goss, G.L., Hoepfner, D.W. *Characterization of fretting fatigue damage by SEM analysis*. *Wear*, Vol. 24, pp. 77-95, Elsevier Sequoia S.A. Lausanne, 1973.
67. Waterhouse, R.B. *Physics and metallurgy of fretting*. AGARD Specialists Meeting on Fretting in Aircraft Systems, 11-12 Oct. 1974, Preprint.
68. Suh, N.P. *The delamination Theory of Wear*, *Wear*, Vol. 25, p. 111, 1973.
69. Welsh, N.C. *The Dry Wear of Steel*. *Phil. Trans. Roy. Soc.*; Vol. A257, p. 31, 1965.
70. Dawson, P.H., Fidler, F., Rowley, P. *Wire-wool type failures in 3% Cr., 0,5% Mo Steel Bearings - A preliminary evaluation of some palliatives*. *Proc. Inst. Mech. Engineers*. Vol. 179, Pt. 3J, 1964-1965.
71. Hother-Lushington, S. *Failure of turbine bearings using chromium alloy steel journals*. *Proc. Inst. Mech. Engineers*, Vol 180, Pt. 3K, 1965-1966
72. Zamoruev, G.M. *Phase changes in steel during friction and wear*. *Friction and Wear in Machinery*, Vol. 11, 1956, traduit du Russe par l'ASME, p. 196.
73. Krichevskii, Ts.R. Khazanova, N.E. *The system Iron-Nitrogen at High Pressures*. *Zh. F. Kh.* (Journal de Physique de Kharkov), p. 21, 1947. *Iron Nitriding*. *Zh. F. Kh.*, p. 10, 1950. Cité dans ref. 72.
74. Eyre, T.S., Baxter, A. *The formation of white layers at rubbing surfaces*. *Metals and Materials*, pp. 435-439, Oct. 1972.
75. Trent, E.M. *J. Iron Steel Inst.*? Vol. 143, p. 401, 1961.
76. Steininger, Z Krzeminski, A. *Wire Industry*, Vol. 34, p.583 et 761, 1967.
77. Snair, W.H, Wood, W.P. *Trans. Amer. Soc. Metals*, Vol. 27, p. 608, 1939.
78. Grozin, B.V. *Développement d'une théorie du frottement et de l'usure*. (En russe), *Akad. Nauk.*, p. 158, Moscou, 1957.
79. Rogers, M.D. *Tribology*, Vol. 2, p. 123, 1969.
80. Savitskiy, K.V. Kogan, Yu. I. Kudrina M.P. *Phys. Met. Metalloved*, Vol. 17, p. 5, 1964.
81. Brainin, I. Ye., Selezneve, N.N. *Phys. Met. Metallogra*, Vol. 15, p. 135, 1963.
82. Embury, J.D. *Strengthening Methods in Crystals*. Ed. Kelly et Nicholson, Elsevier Publishing Co., Angleterre, Chap. 6, pp. 331-397.
83. O'Brien, J.L., King, A.H. *Amer. Soc. Mechan. Engrs.*, Paper 65-WA/CF -1, 1965.
84. Scott, D., Loy, B., Eberhardt, A.D.. *Amer. Soc. Mechan. Engrs.*, Paper 65-WA/SF- 4, 1965.
85. Krushchov, M.M., *Resistance of Metals to Wear by Abrasion as Related to Hardness*. *Proc. Conf. on Lubrication and Wear*, London, Inst. Mech. Engineers, pp.655-659, 1951.
86. Krushchov, M.M., Babichev, M.A. *The Effect of Heat Treatment and Work Hardening on the Resistance to Abrasive Wear of some Alloy Steels*. *Friction and Wear in Machinery*, Vol. 19, 1964. Traduction du russe par l'ASME, pp. 1-15.
87. Larsen-Badse, J. *The Abrasion Resistance of some Hardened and Tempered Carbon Steels*. *Trans. Metallurgical Society, Institute of Mining, metallurgical and Petroleum Engineers*, Vol. 236, pp. 1461-1466, 1966.
88. Krushchov, M.M., Babichev, M.A. *Correspondence between the relative abrasive-wear resistance of metals, alloys, and some minerals, and their moduli of elasticity*. *Friction and Wear in Machinery*, Vol. 17, 1962. Traduit du russe par l'ASME, pp. 1-8
89. Babichev, M.A. *Investigation of the abrasive wear of metals by the Brinell Method*. *Friction and Wear in Machinery*, Vol. 14, 1960. Traduit du russe par l'ASME, pp. 1-29.
90. Nathan, G.K., Jones, W.J.D. *The empirical relationship between abrasive wear and the applied conditions*. *Wear*, Vol. 9, pp. 300-309, 1966.
91. Avient, B.W.E., Goddard, J. Wilman, H. *An experimental Study of Friction and Wear during Abrasion of Metals*. *Proc. Roy. Soc.*, London, A258, pp.159-180, 1960.
92. Lomakin, V.S. *Investigation of Wear of Sleeves and Piston Rings of Mud Pumps*. *Friction and Wear in Machinery*, Vol. 11, 1956. Traduit du russe par l'ASME, pP. 39-68.
93. Kosterin, Iu. I., Kragel'skii, I.V. *Relaxation Oscillations in Elastic Friction Systems*. *Friction and Wear in Machinery*, Vol. 12, 1958. Traduit du russe par l'ASME, pp. 111- 134.
94. Maratray, M.F. *L'expérimentation et l'usure des équipements*. *Aciers Spéciaux*, N° 10, 1969, Editions S.E.M.A.S., Paris.
95. Norman, T.E., Loeb, C.M. *Wear Tests in Grinding Balls*. *Trans. A.I.M.E.*, Vol. 176, pp.490-526, 1945.
96. Borik, F., Sponseller, D.L. *Gouging Abrasion Tests for Materials used in Ore and Rock Crushing. Part I - Description of the Test*. *Jour. of Materials*, Vol.6, No.3, 1971, pp. 576-588

97. Borik, F., Scholz, W.G. *Gouging Abrasion Test for Materials Used in Ore and Rock Crushing: Part II- Effect of Metallurgic Variables.* Jour. Materials, Vol.8, N).3, 1971, pp. 590-605.
98. Blok, H. *Températures des surfaces dans des conditions de graissage sous extrême pression.* Laboratoire de Royal Dutch Shell, Delft, 1937, communication au 2ème Congrès Mondial du Pétrole, Paris, Vol.3, pp.471-486, 1937.
99. Blok, H. *Measurement of Temperature Flashes on Gear Teeth under Extreme-Pressure Conditions.* Proc. General Discussion on Lubrication, Int. Mech. Engrs., pt.2, pp. 14-20, 1937.
100. Nieman, G. Lechner, G. *The measurement of Surface Temperatures on Gear Teeth.* Trans. ASME, J. Basic Engineering, Vol. 87D, pp. 641-651, 1965.
101. Meng, V.V. *Investigation of Steel Seizure on a Roller Testing Machine (en russe).* Friction and Wear in Machinery, Vol. 14, 1960, Traduction anglaise par ASME, pp.202-217.
102. Blok, H. *Lubrication as a Gear Design Factor.* Proc. Intern. Conf. Gearing, Inst. Mech. Engrs., pp.144-158, 1958.
103. Dyson, A., Naylor, H. *Application of the Flash Temperature Concept to Cam and Tappet Wear Problems.* Proc. Inst. Mech. Engrs., Autom. Div., p.255, 1961.
104. Naylor, H. *Cam and Friction Drives.* Proc. Third Intern. Conf. Lubrication and Wear, Inst. Mech. Engrs., pp; 66-76, 1967.
105. Charron, F. *Partage de la chaleur entre deux corps frottants.* Pub. Sci. Techn. Air, N° 182, 1943, Blondel La Rougerie ed.
106. Churchill, R.V. *Modern Operational Mathematics in Engineering.* McGraw-Hill Book Co., 1944.
107. Blok, H. *The Postulate About the Constancy of Scoring Temperature.* p.212, equ. (18). NASA SP-237, Interdisciplinary Approach to Lubrication of Concentrated Contacts. 1970.
108. Shipley, E.E. *Loaded Gears in Action.* Dans "Gear Handbook" édité par D. W. Dudley, McGraw-Hill Book, Première édition, 1962, p. 14-43.
109. Way, S. *Pitting Due to Rolling Contact,* Tans. ASME, vol. 57, 1935, p. A-49.
110. Littmann, W.E. Widner, R.L. *Propagation of Contact Fatigue From Surface and Subsurface Origins,* Trans. ASME, Journal of Basic Engineering, Sept. 1966, pp. 624-636.
111. Littmann, W.E. Widner, R.L. Wolfe, J.O. Stover, J.D. *The Role of Lubrication in Propagation of Contact Fatigue Cracks,* Trans. ASME, Journal of Lubrication Technology, Paper No. 67-Lub-2 Lubrication Conference, Chicago, Oct. 17-19, 1967.
112. Benedict, G.H. *Gears,* Chapitre 20 de "Standard Handbook of Lubrication Engineering" édité par O'Connor J.J., Boyd J. et Avallone E.A., 1068, McGraw Hill Book Co.
113. Barrois, W. *Manuel sur la Fatigue des Métaux - Aspects physiques fondamentaux,* Paragraphe 2.2; AGARD-MAN-8(FR)-70, Paris, 1970.
114. Barrois, W. *Fiabilité des Structures en Fatigue Basée sur l'Utilisation des Résultats des Essais, Première partie: Bases de la Fiabilité et de la Fatigue.* L'Aéronautique et l'Astronautique, N° 66, Oct. 1977, Paris.
115. Dang-Tran, T. Faure, L. *Calcul de la résistance des roues cylindriques d'après les méthodes ISO et AGMA.- Calcul de la Pression Maximale,* CETIM-Information, Juin 1973, pp. 24-32.
116. Henriot, G. *Traité Théorique et Pratique des Engrenages - Théorie et Technologie,* I, Dunod, Paris, 572 pages, 1968.
117. Wellauer, E. J. *Load Rating of Gears, Chapitre 13 de "Gear Handbook",* édité par D. W. Dudley, McGraw-Hill Book Co., 1962.
118. Palmgren, A. *Les Roulements à Billes et à Rouleaux.* Traduction de L. Martin. Ball and Roller Bearing, SKF Industries Inc., Philadelphia, 1945.
119. Stribeck, R. *Kugellager für beliebige Belastungen (Paliers à billes pour diverses charges).* Z.V.D.I., 1901, bd 45, s 73-118.
120. Tabor, D. *The Hardness of Metals.* Oxford University Press, London, 1951.
121. Hausseguy, L. Martinod, H. *Influence de la contrainte sur la limite élastique hertzienne.* La Recherche Aéronautique, No. 37, janv.-fev. 1954.
121. Pomey, J. et al. *Métaux-Corrosion-Industries,* Vol.26, sept. 1951, p.313.
122. Sines, G. Carlson, R. *A.S.T.M. Bulletin,* TP 31, fev. 1952, p. 180.
123. Jones, A. B. *Analysis of Stresses and Deflections.* New Departure Division, General Motors Corporation, Bristol, Conn., U.S.A., 1946. Concerne les contraintes et les flèches des billes dans diverses conditions de chargement.
124. Anonyme *American Standard Method of Evaluating Load Ratings for Ball and Roller Bearings.* B 3.11, 1959, American Standards Association, N. Y., Jan. 6, 1959.
125. Gillette, C.R., Ruley, B.T. *Rolling Elements,* Chapitre 6 de "Standard Handbook of Lubrication Engineering", édité par O'Connor, Boyd et Avallone, McGraw-Hill Book, 1968.
126. Styri, H. *Fatigue Strength of Ball Bearing Races and Heat-treated 52100 Steel Specimens.* Proc. ASTM, Vol. 51, 1951, p. 682.

127. Gumbel, E.J. *Statistical Theory of Extreme Values and some Practical Applications*. Nat. Bur. Standards, Appl. Math., Series 33, 1954.
128. Weibull, W. *A Statistical Representation of Fatigue Failure in Solids*. K. Tekn. Högsk. Handl. N° 27. 1949.
129. Benard, A., Bos-Levenbach, E.D. *The Plotting of Observations on Probability Paper*. Statistica, Vol.7, 1953, p. 163.
130. Gumbel, E.J., Carlson, P.G. *Extreme Values in Aeronautics*. J. Aeronautical Sciences. Juin 1954.
131. Tallian, T. *Weibull Distribution of Rolling Contact Fatigue Life and Deviations Therefrom*. Trans. ASLE, Vol. 5, N° 1, Avril 1962, pp. 183-196.
132. Freudenthal, A.M., Gumbel, E.J. *Le phénomène de la "vie minimum" en fatigue sous contraintes constantes ou variables*. Revue de Métallurgie, LVI, N° 3, p; 295-298, 1959.
133. Lipson, C., Sheth, N.J. *Prediction of Per Cent Failures from Stress/strength Interference*. Soc. of Automotive Engineers, Congrès de Detroit, Janv. 1968, Papier N° 680084.
134. Taylor, J. *Manual of Aircraft Loads*. AGARD, Pergamon Press, 1965.
135. Johnson, L.G. (a) *Statistical Prediction Techniques for Analysis of Field Failures*. Soc. of Automotive Engineers, Automotive Engineering Congress, Detroit, Jan. 1966., Papier 660062 (Preprint).
(b) *The Statistical Treatment of Fatigue experiments*. Elsevier Publishing Co. New York. 1964.
136. Anderson, W.J., Zaretsky, E.V. *Rolling-Element Bearings*. Machine Design, Design Data, Bearing Reference Issue, 13 juin 1968, p.23. Ce document comporte une discussion complète sur la technologie et le choix des roulements pour les diverses utilisations.
137. Kaufman, H. N. *Analysis of Load-Type Damage by Examination of Ball Paths*. Dans "Standard Handbook of Lubrication Engineering", édité par O'Connor et al., voir ref. 125.
138. Shaw, M.C., Macs, E.F. *Analysis and Lubrication of Bearings*, p. 399. McGraw-Hill Book Co, 1949.
139. Palmgren, A. *Die Lebensdauer von Kugellagern*. VDI-Z. N° 68, 1924, p. 339-341.
140. Miner, M.A. *Cumulative Damage in Fatigue*. Journal Applied Mechanics, N° 12, 1945, p. A159/164.
141. Barrois, W. *Use of General Fatigue Data in the Interpretation of Full-Scale Fatigue Tests*. AGARD-AG-228, Paris, Oct. 1977.
142. Barrois, W. *Stresses and Displacements due to Load Transfer by Fasteners in Structural Assemblies*. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 10, 1978, p. 115-176, Pergamon Press.
143. Reichenbach, G.S. *The Importance of Spinning Friction in Thrust-Carrying Ball Bearings*. Trans. ASME. Journal of Basic Engineering, Juin 1960, p. 295-301.
144. Andreani, C.J. Discussion de la référence 143; il relate l'expérience découlant des travaux lancés par Pratt et Whitney, Aircraft Division, West Hartford, Conn., U.S.A.
145. Weibull, W. (a) *A statistical theory of the strength of materials*. Proceedings No. 151, Roy. Ingeniors Vetenskaps Akademien, Stockholm, 1939.
(b) *The Phenomenon of Rupture in Solids*. Proc. No. 153, Roy. Ingeniors Vetenskap Akademien, Stockholm. 1939.
146. Rumbarger, J.H., Jones, A.B. *Dynamic Capacity of Oscillating Rolling Element Bearings*. Trans. ASME, Journal of Lubrication Technology, Paper No. 67, Lub. 22, 1967.
147. Tawressey, J.S., Shugarts, W.W.Jr. *An Experimental Investigation of the Fatigue Life and Limit Load Characteristics of Needle Roller Bearings Under Oscillating Load Conditions*. Technical Documentary Report No. SEG-TDR-64-4, Franklin Institute Laboratories, Mars 1964, (AD 437 467).
148. Mundt, R., Pittroff, H. *Riffelbildung bei Wälzlagern als Folge von Stillstanderschütterungen*. VDI-Z. 105 (1963) Nr.26, Sept.(II).
149. Tomlinson, G.A., Thorpe, P.L., Gough, H.J. *Investigation of the fretting corrosion of closely fitting surfaces*. Proc. Inst. Mech. Engineers, 141 (1939), pp. 223-249.
150. Sakmann, B.W., Rightmire, B.G. *An Investigation of fretting corrosion under several conditions of oxidation*. NACA T.N. No. 1492, Washington, 1948.
151. Carter, F.W. *On the Action of a Locomotive Driving Wheel*. Proc. Roy. Soc. (London), A112, 1926, pp. 151-157.
152. Johnson, K.L. *Tangential Traction and Microslip in Rolling Contact*. Rolling Contact Phenomena. J.B. Bidwell, ed., Elsevier Press, 1962, pp. 6 - 28.
153. Poritsky, H. *Stresses and Deflections of Cylindrical Bodies in Contact*. J. Applied Mechanics, ASME, Vol. 17, 1950, pp. 191-101.
154. Poritsky, H. *Microslip and Creep in Contacts*. Dans "Interdisciplinary Approach to the Lubrication of Concentrated Contacts, NASA SP-237, Washington, 1970, pp.77-152.
155. Moreau, M., Gostoli, M. *Le fretting-corrosion et les dégradations dues aux actions de contact*. Matériaux et Techniques, Nov. 1976, pp. 385-391.
156. Almen, J.O. *Lubricants and False Brinelling of Ball and Roller Bearings*. Mech. Engng. 59, 1937, p. 415.

157. Disapio, A. *Solid and Bonded-Film Lubricants*. Machine Design, Bearing reference Issue, Juin 1968, Chapitre 7, pp. 59-62.
158. Moreau, M. Communication privée.
159. Hoepfner, D.W., Goss, G.L. *Research on the Mechanism of Fretting Fatigue*. Corrosion Fatigue, NACE-2, pp. 617-626, 1972, NACE, Houston, Texas, 77001.
160. Feng, I.M., Uhlig, H.H. *Fretting Corrosion of Mild Steel in Air and Nitrogen*. J. Appl. Mech., vol. 21, no. 4, Dec. 1954, pp. 395-400.
161. Wright, K.H. *An Investigation of Fretting Corrosion*. Proc. Inst. Mech. Engineers, Vol. 18, 1952-53, p. 556.
162. Feng, I. M., Rightmire, B.G. *The Mechanism of Fretting*. Lubrication Engineering, Vol. 9, p. 134.
163. Uhlig, H.H. *Mechanism of Fretting Corrosion*. Jour. Applied Mechanics, Vol. 21, no. 4, Dec. 1954, p. 401.
164. Bailey, J.M., Godfrey, D. *Coefficient of Friction and Damage to Contact Area during the Early Stages of Fretting. II- Steel, Iron, Iron Oxide, and Glas Combinations*. NACA TN 3144, Avril 1954.
165. Brainard, W.A., Buckley, D.H. *Adhesion, Friction and Wear of a Copper Bicrystal with (111) and (210) Grains*. NASA TN D-7232, 1973.
166. Pepper, S.V., Buckley, D.H. *Metallic Transfer Between Metals in Sliding Contact Examined by Auger Emission Spectrography*. NASA TN D-6716, Mars 1972.
167. Buckley, D.H. *Oxygen and Sulfur Interactions with a Clean Iron Surface and the Effect of Rubbing Contact on these Interactions*. NASA TN D-7283, Mai 1973.
168. Buckley, D.H. *Friction, Wear, and Lubrication in Vacuum*. NASA SP-277, 1971.
169. Tallian, T.E. *On Competing Failure Modes in Rolling Contact*. ASLE Trans., vol. 10, 1967, pp. 418-439.
170. Martin, J.A. et *Second Summary Report on Structural Studies of Bearing Steel Undergoing Cyclic Stressing*. Office of Naval Research, SKF Report AL66M031, DDC, AD 482 893, 1966.
171. Martin, J.A., Borgese, S.F., Eberhardt, A.D. *Microstructural Alterations of Rollinb Bearing Steel Undergoing Cyclic Stressing*. J. Basic Eng., 88, 1967, pp. 555-567.
172. Martin, J.A. et al. *First Summary Report on Structural Studies of Bearing Steel Undergoing Cyclic Stressing*. U.S. Navy, Office of Naval Research, SKF Report AL65M030, AD 462 896, 1965.
173. Barrois, W. *Théorie de l'évolution des métaux pendant la fatigue*. Revue de Métallurgie, No. 8, LV, 1958, pp. 761-777.
174. Barrois, W. *Manuel sur la Fatigue des Structures. Aspects Physiques Fondamentaux*. AGARD MAN-8-70, Paris, 1970. Existe en version anglaise.
175. Barrois, W. *Fiabilité des Structures en Fatigue Basée sur l'Utilisation des Résultats des Essais*. L'Aéronautique et l'Astronautique, N° 66 pp. 51-75 et N° 67, pp. 39-56, Oct. et Dec. 1977, Paris.
176. Muro, H., Tshushima T., Nagafuchi, M. *Initiation and Propagation of Surface Cracks in Rolling Fatigue of High Hardness Steel*. Wear, Vol. 35, No. 2, 1975, pp. 261-282.
177. Zaretsky, E.V., Parker, R.J., Anderson W.J. *A Study of Residual Stresses Induced During Rolling*. NASA Technical Memorandum TM X - 52422. Conférence "Lubrication" de l'ASME et de l'ASLE, Atlantic City, New Jersey, Oct. 1968.
178. Moore, M.B. *An Investigation of the Mechanism of Erosion by Impingement*. Progress Report Doc. NYO-3477-11, Atomic Energy Commission, Rutgers - The State University, New Brunswick, N.J. 08903, Juin 1967, Abstract N-68-12361.
179. Bévalot, J. *Procédés Mécaniques d'Amélioration de l'Etat de Surface et de la Tenue en Fatigue par Projection de Billes de Verre et par Coïnage*. Société A.M.D.-B.A. Doc. D.G.T. no. 11.079, Février 1975, non publié.
180. finnie, I. *Erosion by Solid Particles in a Fluid Stream*. ASTM STP 307, 1962, p.70-82.
181. Bovet, T. *Etude de l'érosion par le sable dans les turbines hydrauliques*. Bulletin Technique de la Suisse Romande, N). 3, Fev. 1958, p.37-49.
182. Stauffer, W.A. *Wear of Metals by Sand Erosion*. Metal Progress, Jan. 1956, p. 102-107.
183. Leith, W.C., McIlquham, W.G. *Accelerated Cavitation Erosion and Sand Erosion*. ASTM STP 307, 1962, p.46-69.
184. Mathieson, Hobbs,
185. Patel, D. *Erosion Process as Influenced by Surface Hardeners*. Master of Science Thesis, Washington State University, 1968.
186. Sheldon, G.L. *Effects of Surface Hardness and Other Material Properties on Erosive Wear of Metals by Solid Particles*. ASME publication, Paper No. 76-WA/Mat-8, Meeting ASME, New-York, Dec. 1976.
187. Hutchings, I.M. *Prediction of the Resistance of Metals to Erosion by Solid Particles*. Wear, Vol. 35, No. 2, Dec. 1975. pp.371-374.

188. Finnie, I. Wolak, J., Kabil, Y. *Erosion of Metals by Solid Particles*. Journ. of Materials, Vol. 2, No.3, 1967, pp. 682-700.
189. Ascarelli, P. *Relation Between the Erosion by Solid Particles and the Physical Properties of Metals*. U.S. Army Materials Res. Center, Techn. Report 71-47, 1971.
190. Tadolder, Y.A. *Influence of Abrasive Grain Geometry on the Solid Particles Erosion of Metals*. Tr. Tallin. Politekh. Inst. Ser.A, No. 237, 1966, pp. 15-22.
191. Sheldon, G.L. *Similarities and Differences in the Erosion Behavior of Materials*. Trans. ASME, J. Basic Eng., Vol: 92, 1970, p.619.
192. Tilly, G.P., Sage, W. *The Interaction of Particle and Material Behavior in Erosion Processes*. Wear, Vol. 16, 1970, p. 447.
193. Goodwin, J.E., Sage, W. et Tilly, G.P. *A study of Erosion by Solid Particles*. Proc. Inst. Mech. Engrs., 184(15), 1969, p. 279.
194. Sheldon, G.L., Kanhere, A. *An Investigation of Impingement Erosion using Single Particles*. Wear, Vol. 21, 1972, pp.195-209.
195. Sheldon, G.L., Finnie, I. *On the Ductile Behavior of Nominally Brittle Materials during Erosive Cutting*. Trans. ASME Serie B, J. Eng. Ind. Vol.89, 1966, p.387.
196. Sheldon, G.L. *Erosion of Brittle Materials*. Dr. Engr. Dissertation, University of California, 1965.
197. Behrendt, A. *Solid Impact*. 3rd Intern. Conference on Rain Erosion and Associated Phenomena, 1970, edited by Fyall and King, R.A.E. Farnborough, England, pp.797-820.
198. Behrendt, A. *Sand Erosion of Dome and Window Materials*. 4th Int. Conf. on Rain Erosion and Related Phenomena, 1974, edited by Fyall and King, R.A.E. pp.845-861.
199. Tuitt, D.A. *Erosion Tests of Metallic Coatings*. 4th Int. Conf. on Rain Erosion, pp.677-699.
200. Alderson, M. *A Preliminary Investigation into the Behaviour of Thin Metal Sheets Subject to Solid Particle Erosion*. 4th Int. Conf. on Rain Erosion, 1974, pp. 863-885.
201. Gentner, K. *Thin, Erosion Resistant Coatings, Deposited by Means of Sputtering Techniques*. 4th Int. Conf. on Rain Erosion, 1974, pp.701-713, edited by Fyall and King, R.A.E.
202. Engel, O.G. (a) *Pits in Metals Caused by Collision with Liquid Drops and Soft Metal Spheres*. Nat. Bur. Standards, Journal of Research, Vol. 62, 1959, p. 229.
(b) *Pits in Metals Caused by Collision with Liquid Drops and Rigid Steel Spheres*. Nat. Bur. Standards, Journal of Research, 1960, p. 29.
(c) *Impact of Liquid Drops*. ASTM STP 307, 1962, pp. 3-16.
(d) *Basic Research on Liquid-Drop-Impact Erosion*. NASA CR-1559, prepared by General Electric Co, Cincinnati, Ohio for Lewis Research Center, 1970.
203. Saint-Venant, B. de *Journal de Mathématiques Pures et Appliquées*, 2^{ème} Série, Vol. 12, 1867.
204. Clark, D. S., Wood, D. S. *The Time Delay for the Initiation of Plastic Deformation at Rapidly Applied Constant Stress*. Proc. ASTM, Vol. 49, 1949, pp. 717-735.
205. Graham, O. *An Investigation into the Mode of Metal Removal in the Grinding Process*. Wear, Vol. 19, 1972, p.301.
206. Sullivan, R.J., Bell, C.R., Johnston, R., Magin, P. *Influence of Particle Size and Velocity on Crater Depth*. 3rd International Conference on Rain Erosion, 1970, pp.777-795, Fyall et King ed. RAE Farnborough.
207. Denardo et al. *Projectile Size effects on hypervelocity Impact craters in Aluminium*. NASA-TN D 4067.
208. Adler, W.F. *Erosion of Fused Silica by Glass Beads*. ASTM STP 567, 1974, pp.294-314.
209. Tsai, Y.M. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 7, 1971, pp. 543-558.
210. Fyall, A.A. *Single Impact Studies with Liquids and Solids*. 2nd Int. Conf. Rain Erosion, 1967, pp. 563-591,
210. Fyall, A.A. *Single Impact Studies with Liquids and Solids*. 4nd Intern. Conf. on Rain Erosion, 1967, pp. 563-591, Fyall and King ed., RAE Farnborough.
211. Brunton, J.H. *Discussion de la ref. 210.*
213. Heymann, F.J. *Erosion by Liquids... the mysterious*. Machine Design, Vol.42, No.30, Dec.1970, pp.118-124.
214. Hammitt, F.G. *Damage due to Cavitation and Subcooled Boiling Bubble Collapse*. Proc. Inst. Mech. Eng., Vol.183, Pt. I (2), 1968-1969, pp. 31-50.
215. Thiruvengadam, A. *The Concept of Erosion Strength*. ASTM STP 408, 1967, pp.22-41, Philadelphia, Pa.
216. Thomas, G.P. *Multiple Impact Experiments and Initial Stage of Deformation*. Dans : Deformation of Solids by the Impact of Liquids, The Royal Soc., London, May 1965.
217. Marriott, J.B., Rowden, G. *The Deformation of Steam Turbine Materials by Liquid Impact*. Comme ref.200.
218. DeCarso, S.M., Kothman, R.E. *Erosion by Liquid Impact*. Dans: Erosion and Cavitation, ASTM STP 307, 1962, pp. 32-45.
219. Hoff, C., Langbein, G., Rieger, H. *Material Destruction Due to Liquid Impact*. ASTM STP 408, 1967, Philadelphia, Pa. 19103.

- 220 . Fyall, A.A., King, R.B., Strain, R.N.C. *Rain Erosion Aspects of Aircraft and Guided Missiles*. Journ. Royal Aeron. Soc. 1962, p.447.
- 221 . Schmitt, G.F. Jr., Reinecke, W.G., Waldman, G.D. *Influence of Velocity, Impingement Angle, Heating, and Aerodynamic Shock Layers on Erosion of Materials at Velocities of 1700 m/s*. ASTM STP 567, 1974, pp.219-238, Philadelphia, Pa 19103, U.S.A.
- 222 . Schmitt, G.F. Jr. *Erosion Rate-Velocity Dependence for Materials at Supersonic Speeds*. ASTM STP 474, pp.323-352, 1970.
- 223 . Rochester, M.C., Brunton, J.H. *Influence of Physical Properties on the Liquid on the Erosion of Solids*. ASTM STP 567, 1974, pp.128-147.
- 224 . Rochester, M.C., Brunton, J.H. *Surface Pressure Distribution During Drop Impingement*. 4th Intern. Conf. on Rain Erosion and related phenomena, Meersburg, 1974, ed. RAE, Farnborough.
- 225 . Bowden, F.P., Brunton, J.H. *Damage to Solids by Liquid Impact at Supersonic Speeds*. Nature, Vol. 181, 1958, pp. 873-875.
- 226 . Hammitt, F.G., Tim, E.E., Hwang, J.B., Huang, Y.C. *Liquid Impact Behaviour of Various Non Metallic Materials*. ASTM STP 567, 1974, pp. 197-218.
- 227 . Johnson, W., Vickers, G.W. *Transient Stress Distribution Caused by Water Jet Impact*. Journ. Mech. Engineering Science, Vol. 15, 4, 1973.
- 228 . Kinslow, R. *Supersonic Liquid Impact of Solids*. 4th Intern. Conf. on Rain Erosion, 1974, pp. 271-293, Meersburg, ed. par Fyall et King, RAE, Farnborough.
- 229 . Huang, Y.C., Hammitt, F.G., Yang, W.J. *Rapports UMICH 03371-9-T, 1970 et 033710-10-T, 1971, Université de Michigan Ann Arbor, Mich. 48105*.
- 230 . Heymann, F. *A Survey of Clues to the Relationship Between Erosion Rate and Impact Parameters*. 2nd Intn. Conf. on Rain Erosion, 1967, pp. 683-760, ed. RAE Farnborough.
- 231 . Morris, J.W., Bates, C.H., Wahl, N.E. *The Rain Erosion of Aluminium at Supersonic Velocity*. 3rd Intern. Conf. on Rain Erosion, 1970, pp. 261-301, Fyall et King ed., RAE Farnborough.
- 232 . Rice, M.H., Walsh, J.M. *Equation of State for Water to 250 kilobars*. J. Chem. Phys. Vol. 26, No.4, Avril 1957. pp. 824-830.
- 233 . Cook, M.A., Keyes, R.T., Ursenbach, W.O. *Erosion Tests of Steam Turbine Blade Materials*. Proc. ASTM, Vol. 64, 1964, pp. 782-796.
- 234 . Brunton, J.H., Camus, J.J. *The Flow of a Liquid Drop During Impact*. 3rd Intern. Conf. on Rain Erosion, 1970, pp. 327-352. Fyall and King ed. RAE Farnborough.
- 235 . Abrahamson, G.R. *Permanent Periodic Surface Deformations due to a Traveling Jet*. J. Applied Mechanics, Dec. 1961, pp.519-528.
- 236 . Bahrani, A.S., Crossland, B. *Proc. Inst. Mech. Engrs, Vol. 179, 1965, p.264*.
- 238 . Barclay, F.J., Ledwidge, T.J., Confield G.C. *Discussion de la référence 214(Hamitt)*.
- 239 . Brunton, J.H. *Cavitation Damage*. 3rd Intern. Conf. on Rain Erosion., 1970, pp.821-846, Fyall et King ed., RAE Farnborough.
- 240 . Vyas, B., Preece, C.M. *Cavitation-Induced Deformation of Aluminum*. ASTM STP 567. pp.77-105, 1974.
- 241 . Laurent, P. *Publication Scientifique No256 du Ministère de l'Air, Thèse 10 Janvier 1951, Paris*.
- 242 . Heymann, F.J. *On the Time Dependence of the Rate of Erosion due to Impingement or Cavitation*. ASTM STP 408, 1967, pp. 70-100.
- 243 . Plesset, M.S., Devine, R.E. *Effect of Exposure Time on Cavitation Damage*. Trans. ASME, Vol. 88D, No.4, 1966, pp. 691-705.
- 244 . Beckwith, D.J., Marriott, J.B. *Factors Affecting Erosion in a 12% Chromium Steel*. 2nd Intern. Conf. on Rain Erosion, 1967, pp. 761-784, Fyall et King ed., RAE Farnborough.
- 245 . Hoff, G., Herbert, W., Rieger, H. *Rain and Sand Erosion, Phenomena of Material Destruction Caused by Repeated Loads*. ASTM STP 474, 1970, pp. 353-382.
- 246 . Schütz, W. *L.B.F. Technische Mitteilungen T.M.17, 1965, T.M. 20 et T.M.21, 1967*.
- 247 . Gould, G.C. *Cavitation-Erosion of Stellite and Other Metallic Materials*. 3rd Intern. Conf. on Rain Erosion, 1970, pp.881-906, Fyall and King ed. RAE Farnborough.
- 248 . Smith, A., Kent, R.P., Armstrong, R.L. *Erosion of Steam Turbine Blade Shield Materials*. ASTM STP 408, 1967, pp.125-158.
- 249 . Thiruvengadam, A., Rudy, S., Gunasekaran, M. *Experimental and Analytic Investigations on Liquid Impact Erosion*. ASTM STP 474, 1970, pp.249-287.
- 250 . Schulmeister, R. *Vibratory Tests in Water on the Combined Action of Cavitation and Corrosion*. ASTM STP 474, 1970, pp.109-126
- 251 . Kallas, D.H. *Corrosion, Wear and Erosion - An Ancient Art and a Modern Science*. ASTM STP 567, 1974, pp.1-17.
- 252 . Parsons, C.A., Cook, S.S. *Engineering, Vol; 107, A919, pp. 515-519*.
- 253 . Preiser, H.S., Tytell, B.H. *Corrosion, Vol. 7, 1961, pp. 535t-549t*.
- 254 . Lichtman, J.Z., Kallas, D.H., Ruffolo, A. *Handbook on Corrosion Testing and Evaluation*, W.H. Ailor Ed. Wiley, New-York, 1971, pp. 453-472.

255. Waring, S., Preiser, H.S. *Journal of Ship Research*, Vol. 5, Dec. 1965. Thiruvengadam, A.
256. McGuinness, T., *Cavitation Erosion - Corrosion Modeling*. ASTM STP 567, 1974, pp. 30-55. Thiruvengadam, A.
257. Schulmeister, R. *Über die Wirkung von Korrosion-Schutz-Mitteln auf die Werkstoffzerstörung durch Cavitation und Korrosion*. Dissertation T.H. Darmstadt D 17, 1966.
258. Oelert, W. *Kühlwasserbehandlung bei schellaufenden Dieselmotoren*. MTZ, Vol. 29, No. 6, 1968, pp. 240-248.
259. Lichtman, J.Z. Dans la discussion de la ref.256.
260. Steller, K., *Effects of Cavitation on Materials in Field and Laboratory Conditions*. ASTM Krzysztofowicz, T., Reymann, Z. STP 567, 1974, pp. 152-170.
261. Van der Horst, J.M.A., *Erosion-Corrosion of Finned Heat Exchanger Tubes*. ASTM STP 567, 1974, Sloan, C.R. pp. 18-29.
262. Rheingans, W.J. *Cavitation in Hydraulic Turbines*. ASTM STP 307, 1962, pp.17-31
263. Rheingans, W.J. *Cavitation Damage*. ASME, 1956, Cavitation Symposium.
264. Rieger, H. *Comparative Investigations on Erosion Caused by Drop Impact and Cavitation*. 2nd Intern. Conf. on Rain Erosion, 1967, pp. 793-822, Meersburg, Edité par Fyall et King, RAE, Farnborough.
265. Speidel, M.O., *Resistance to Rain Erosion, Stress-Corrosion Cracking and Corrosion-Fatigue in a 12 % Chromium Steel*. 4th Intern. Conf. Rain Erosion, 1974, pp.571-549. Keser, H.G.
266. Hyatt, M.V. *Use of Pre-cracked Specimens in Stress-Corrosion Testing of High-Strength Aluminum Alloys*. The Boeing Company, Report D6-24466, Nov. 1969.
267. Anonyme *Military Standardisation Handbook: The Stress-Corrosion Cracking and Hydrogen-Stress Cracking of Metals*. MIL-HDBK-724(MR), 1 Oct. 1969, AMRMC, Watertown, Massachusetts 02172.
268. Gould, G.C. *Some Observations on Erosion by Cavitation and Impingement*. ASTM STP 474, 1970, pp. 182-210.
269. Young, S.G., *Accelerated Cavitation Damage of Steels and Superalloys in Sodium and Mercury*. Johnston, J.R. ASTM STP 408, 1967, pp. 186-219.
270. Young, S.G., *Effect of Temperature and Pressure on Cavitation Damage in Sodium*. ASTM, Johnston, J.R. STP 474, 1970, pp.67-102.
271. Garcia, R., Hammitt, F.G. *Correlation of Cavitation Damage with Material and Fluid Properties*. ASTM Nystrom, R.E. STP 408, 1967, pp. 239-283.
272. d° *Ultrasonic-Induced Cavitation studies in Mercury and Water*. ORA TR 05031-3-T. Univ. of Michigan, Ann Arbor, Mich., Dec. 1965.
273. Garcia, R., Hammitt, F.G. *Ultrasonic-Induced Cavitation in Liquid Metals at 500°F*. Internal Report 05031-1-I, Depart. Nuclear Eng^g, Univ. Michigan, Ann Arbor, Mich., Avril 1965.
274. d° *Ultrasonic-Induced Cavitation Studies on Lead-Bismuth Alloy at Elevated Temperatures*. Corrosion, Vol. 22, No. 6, p.157, Juin 1966.
275. Hobbs, J.M., McCloy, D. *Cavitation Erosion in Oil Hydraulic Equipment*. Metals and Materials, Vol. 6, No. 1, pp. 27-35, Jan. 1972.
276. Hobbs, J.M., Rachman, D. *Environmentally Controlled Cavitation Test*. ASTM STP 474, 1970, pp. 29-46.
277. Kozirev, S.P. *Analogy between Erosion Damage and Pitting of Machine Component Surface*. ASTM STP 474, 1970, pp. 409-421.
278. Trubin G.V. *Kontaktnaya ustalost materialov dlia zubchatykh koles*. Mashgiz 1962.
279. Tichler, J.W., *A note on the Correlation between Cavitation Erosion and Rolling Contact Fatigue Resistance of Ball Bearing Steel*. Wear Vol. 16, 1970. Scott, D.A.
280. Tichler, J.W., *Time Dependence of Cavitation Erosion and the Effect of Some Material Properties*. 3rd Int. Conf. Rain Erosion, 1970, pp. 947,879. de Gee, A.W.J.
281. Tichler, J.W., de Gee, *Applied Erosion Cavitation Testing*. ASTM STP 567, 1974, pp. 56-74. A.W.J., Van Elst H.C.
282. Behrendt, A. *Study of Parameters of Flight Materials at Speeds up to 1000 meter per second*. 4th Int. Conf. Rain Erosion, 1974, Volume II, pp. 425-448.
283. Rieger, H. *Investigation on the Influence of Various Test Parameters on Material Destruction at Drop Impact*. 3rd Int. Conf. Rain Erosion, 1970, pp. 147-207.
284. Schmitt, G.F. Jr. *Rain Droplet Erosion Mechanisms in Transparent Plastic Materials*. 4th Int. Conf. Rain Erosion, 1974, Vol. II, pp.455-484.
285. Hoff, G., *Rain Erosion of Infrared Transmitting Materials*. Proc. 11st Symposium on Rieger, H. Electromagnetic Windows, Août 1972, Atlanta, pp. 93-97.
286. King, R.B. *Multiple Impact Rain Erosion Studies at Velocities up to 450 m/s, M = 1,3*. 2nd Int. Conf. Rain Erosion, 1967, pp.201-213, Meersburg, edité par R.A.E., Farnborough.
287. Mueller, E., *Measurement of the Simulated Rainfall at the Holloman Track Test Facility*. Sims, A. AF CRL-70-028L, University of Illinois, Ill., Avril 1970.
288. Springer, G.S., *Analysis of Rain Erosion of Coated Materials*. 4th Int. Conf. Rain Erosion, Yang, C-I, Larsen, P.S. 1974, Vol.2, pp.601-636.
289. Engel, O. *A study of Composite Coating for Rain-Erosion Protection of Radomes*. 4th Int. Conf. Rain Erosion, 1974, Vol. II, pp. 715-766.
290. Rieger, H. *Erosion Behaviours of Surface Coatings*. 4th Int. Conf. Rain Erosion, Vol.II. Boche, H. 1974, pp.637-675.

REPORT DOCUMENTATION PAGE

1. Recipient's Reference	2. Originator's Reference AGARD-MAN-10 (FR)	3. Further Reference ISBN 92-835-2105-6	4. Security Classification of Document SANS CLASSIFICATION
5. Originator	Groupe Consultatif pour la Recherche et le Developpement Aérospatial Organisation du Traite de l'Atlantique Nord 7 rue Ancelle, 92200 Neuilly sur Seine, France		
6. Title	MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES		
7. Presented at			
8. Author(s)/Editor(s)	9. Date		
	W.G.Barrois		Decembre 1978
10. Author's/Editor's Address	11. Pages		
	Ingénieur en Chef Militaire Honoraire de l'Armement (Air) 42 rue Larmeroux, 92170 Vanves, France		122
12. Distribution Statement	Le présent document est diffusé conformément aux politiques et règlements de l'AGARD exposés sur le verso de la dernière feuille de couverture de toutes les publication AGARD.		
13. Keywords/Descriptors			
	Fatigue Endommagement mécanique Corrosion Déformation plastique		
14. Abstract			
	<p>La presente publication comprend le chapitre 7 qui traite de l'endommagement de surface dues à des causes mécaniques telles que frottement d'une roue en rotation, usure, fatigue due au roulement, fatigue par contact, fatigue par frottement, et érosion sous l'action de particules solides ou liquides. L'endommagement de cette nature est fréquemment à l'origine de fissures de fatigue. L'auteur s'efforce de présenter, sous forme résumée, les aspects des connaissances scientifiques relatives à ce domaine qui s'appliquent particulièrement au processus de conception des structures. Nous espérons qu'une complète appréciation et une utilisation attentive de ces informations par les ingénieurs concepteurs permettront d'améliorer de façon significative la résistance de nos futurs véhicules aux facteurs d'environnement, et, par conséquent, de réduire dans une large mesure les coûts et la maintenance, et d'augmenter la disponibilité des avions.</p> <p>Ce Manuel fut préparé sur la demande du Groupe de Travail des Structures et Matériaux de l'AGARD-OTAN.</p>		

<p>AGARD Manuel No.10 (FR) Groupe Consultatif pour la Recherche et le Developpement Aérospatial, OTAN MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES W.G.Barrois Publié en Decembre 1978 122 pages</p> <p>La presente publication comprend le chapitre 7 qui traite de l'endommagement de surface dues à des causes mécaniques telles que frottement d'une roue en rota- tion, usure, fatigue due au roulement, fatigue par contact, fatigue par frottement, et érosion sous l'action de particules solides ou liquides. L'endommagement de cette nature est fréquemment à l'origine de fissures de fatigue. L'auteur s'efforce de présenter, sous forme</p> <p>T.S.V.P.</p>	<p>AGARD Manuel No.10 (FR) Groupe Consultatif pour la Recherche et le Developpement Aérospatial, OTAN MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES W.G.Barrois Publié en Decembre 1978 122 pages</p> <p>La presente publication comprend le chapitre 7 qui traite de l'endommagement de surface dues à des causes mécaniques telles que frottement d'une roue en rota- tion, usure, fatigue due au roulement, fatigue par contact, fatigue par frottement, et érosion sous l'action de particules solides ou liquides. L'endommagement de cette nature est fréquemment à l'origine de fissures de fatigue. L'auteur s'efforce de présenter, sous forme</p> <p>T.S.V.P.</p>	<p>AGARD-MAN-10 (FR)</p> <p>Fatigue Endommagement mécanique Corrosion Déformation plastique</p>	<p>AGARD-MAN-10 (FR)</p> <p>Fatigue Endommagement mécanique Corrosion Déformation plastique</p>
<p>AGARD Manuel No.10 (FR) Groupe Consultatif pour la Recherche et le Developpement Aérospatial, OTAN MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES W.G.Barrois Publié en Decembre 1978 122 pages</p> <p>La presente publication comprend le chapitre 7 qui traite de l'endommagement de surface dues à des causes mécaniques telles que frottement d'une roue en rota- tion, usure, fatigue due au roulement, fatigue par contact, fatigue par frottement, et érosion sous l'action de particules solides ou liquides. L'endommagement de cette nature est fréquemment à l'origine de fissures de fatigue. L'auteur s'efforce de présenter, sous forme</p> <p>T.S.V.P.</p>	<p>AGARD Manuel No.10 (FR) Groupe Consultatif pour la Recherche et le Developpement Aérospatial, OTAN MANUEL SUR LA FATIGUE DES STRUCTURES W.G.Barrois Publié en Decembre 1978 122 pages</p> <p>La presente publication comprend le chapitre 7 qui traite de l'endommagement de surface dues à des causes mécaniques telles que frottement d'une roue en rota- tion, usure, fatigue due au roulement, fatigue par contact, fatigue par frottement, et érosion sous l'action de particules solides ou liquides. L'endommagement de cette nature est fréquemment à l'origine de fissures de fatigue. L'auteur s'efforce de présenter, sous forme</p> <p>T.S.V.P.</p>	<p>AGARD-MAN-10 (FR)</p> <p>Fatigue Endommagement mécanique Corrosion Déformation plastique</p>	<p>AGARD-MAN-10 (FR)</p> <p>Fatigue Endommagement mécanique Corrosion Déformation plastique</p>

<p>résumée, les aspects des connaissances scientifiques relatives à ce domaine qui s'appliquent particulièrement au processus de conception des structures. Nous espérons qu'une complète appréciation et une utilisation attentive de ces informations par les ingénieurs concepteurs permettront d'améliorer de façon significative la résistance de nos futurs véhicules aux facteurs d'environnement, et, par conséquent, de réduire dans une large mesure les coûts et la maintenance, et d'augmenter la disponibilité des avions.</p> <p>Ce Manuel fut préparé sur la demand du Groupe de Travail des Structures et Matériaux de l'AGARD-OTAN.</p> <p>ISBN 92-835-2105-6</p>	<p>résumée, les aspects des connaissances scientifiques relatives à ce domaine qui s'appliquent particulièrement au processus de conception des structures. Nous espérons qu'une complète appréciation et une utilisation attentive de ces informations par les ingénieurs concepteurs permettront d'améliorer de façon significative la résistance de nos futurs véhicules aux facteurs d'environnement, et, par conséquent, de réduire dans une large mesure les coûts et la maintenance, et d'augmenter la disponibilité des avions.</p> <p>Ce Manuel fut préparé sur la demand du Groupe de Travail des Structures et Matériaux de l'AGARD-OTAN.</p> <p>ISBN 92-835-2105-6</p>
<p>résumée, les aspects des connaissances scientifiques relatives à ce domaine qui s'appliquent particulièrement au processus de conception des structures. Nous espérons qu'une complète appréciation et une utilisation attentive de ces informations par les ingénieurs concepteurs permettront d'améliorer de façon significative la résistance de nos futurs véhicules aux facteurs d'environnement, et, par conséquent, de réduire dans une large mesure les coûts et la maintenance, et d'augmenter la disponibilité des avions.</p> <p>Ce Manuel fut préparé sur la demand du Groupe de Travail des Structures et Matériaux de l'AGARD-OTAN.</p> <p>ISBN 92-835-2105-6</p>	<p>résumée, les aspects des connaissances scientifiques relatives à ce domaine qui s'appliquent particulièrement au processus de conception des structures. Nous espérons qu'une complète appréciation et une utilisation attentive de ces informations par les ingénieurs concepteurs permettront d'améliorer de façon significative la résistance de nos futurs véhicules aux facteurs d'environnement, et, par conséquent, de réduire dans une large mesure les coûts et la maintenance, et d'augmenter la disponibilité des avions.</p> <p>Ce Manuel fut préparé sur la demand du Groupe de Travail des Structures et Matériaux de l'AGARD-OTAN.</p> <p>ISBN 92-835-2105-6</p>

B429
4

AGARD

NATO  OTAN

7 RUE ANCELLE · 92200 NEUILLY-SUR-SEINE
FRANCE

Telephone 745.08.10 · Telex 610176

DIFFUSION DES PUBLICATIONS
AGARD NON CLASSIFIEES

NOTE: Les publications AGARD non classifiées sont initialement diffusées auprès des pays membres de l'OTAN par l'intermédiaire des Centres Nationaux de Diffusion dont la liste suit. Ces Centres disposent parfois d'exemplaires supplémentaires; sinon, il est possible de s'en procurer à titre onéreux sous forme de Microfiches ou de Photocopies auprès des Agences de Vente dont la liste est donnée ci-dessous. LE CENTRE NATIONAL DE DIFFUSION DES ETATS-UNIS (NASA) NE GARDE PAS DE STOCKS DES PUBLICATIONS AGARD, ET LES DEMANDES D'EXEMPLAIRES SUPPLEMENTAIRES DOIVENT ETRE DIRECTEMENT ADRESSEES A L'AGENCE DE VENTE APPROPRIEE (NTIS).

CENTRES DE DIFFUSION NATIONAUX

BELGIQUE

Coordonnateur AGARD - VSL
Etat-Major de la Force Aérienne
Quartier Reine Elisabeth
Rue d'Evere, 1140 Bruxelles

CANADA

Service des Renseignements Scientifiques
pour la Défense
Ministère de la Defense Nationale
Ottawa, Ontario K1A 0Z3

DANEMARK

Danish Defence Research Board
Østerbrogades Kaserne
Copenhagen Ø

FRANCE

O.N.E.R.A. (Direction)
29, Avenue de la Division Leclerc
92, Châtillon sous Bagneux

ALLEMAGNE

Zentralstelle für Luft- und Raumfahrt-
dokumentation und -information
c/o Fachinformationszentrum Energie,
Physik, Mathematik GmbH
Kernforschungszentrum
7514 Eggenstein-Leopoldshafen 2

GRECE

Hellenic Air Force General Staff
Research and Development Directorate
Holargos, Athens, Greece

ISLANDE

Director of Aviation
c/o Flugrad
Reykjavik

ETATS-UNIS

National Aeronautics and Space Administration (NASA)
Langley Field, Virginia 23665
Attn: Report Distribution and Storage Unit
(Voir la note ci-dessus)

ITALIE

Aeronautica Militare
Ufficio del Delegato Nazionale all'AGARD
3, Piazzale Adenauer
Roma/EUR

LUXEMBOURG

Voir Belgique

PAYS BAS

Netherlands Delegation to AGARD
National Aerospace Laboratory, NLR
P.O. Box 126
Delft

NORVEGE

Norwegian Defense Research Establishment
Main Library, P.O. Box 25
N-2007 Kjeller

PORTUGAL

Direcção do Serviço de Material
da Força Aerea
Rua da Escola Politecnica 42
Lisboa
Attn: AGARD National Delegate

TURQUIE

Department of Research & Development (ARGE)
Ministry of National Defence, Ankara

ROYAUME UNI

Defence Research Information Centre
Station Square House
St. Mary Cray
Orpington, Kent BR5 3RE

AGENCES DE VENTE

Microfiches ou Photocopies

National Technical Information Service
(NTIS)
5285 Port Royal Road
Springfield
Virginia 22161, USA

Microfiches

ESRO/ELDO Space Documentation Service
European Space Research Organization
10, rue Mario Nikis
75015 Paris, France

Microfiches

Technology Reports Centre
(DTI)
Station Square House
St. Mary Cray, Orpington
Kent BR5 3RF England

Toute demande de microfiche ou de photocopie d'un document AGARD devra comporter le numéro de série AGARD, le titre, le nom de l'auteur ou du coordonnateur-rédacteur et la date de publication. Les demandes adressées au NTIS devront mentionner le numéro de répertoriatio du rapport à la NASA

* * *

On trouvera des références bibliographiques complètes et des résumés des publications récentes de l'AGARD dans les bulletins bimensuels suivants.

Scientific and Technical Aerospace Reports (STAR)
publié par la NASA Scientific and Technical
Information Facility
P.O. Box 8757
Baltimore/Washington International Airport
Maryland 21240, USA

Government Reports Announcements (GRA)
publié par National Technical Information Services
Springfield
Virginia 22161, USA

