



HAL
open science

Caractérisations tribologique et thermomécanique de revêtements céramiques élaborés par projection thermique plasma : application aux disques de freinage ferroviaire a haute énergie

Michel Watremez

► **To cite this version:**

Michel Watremez. Caractérisations tribologique et thermomécanique de revêtements céramiques élaborés par projection thermique plasma : application aux disques de freinage ferroviaire a haute énergie. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis, 1995. Français. NNT : 1995VALE0012 . tel-03477028

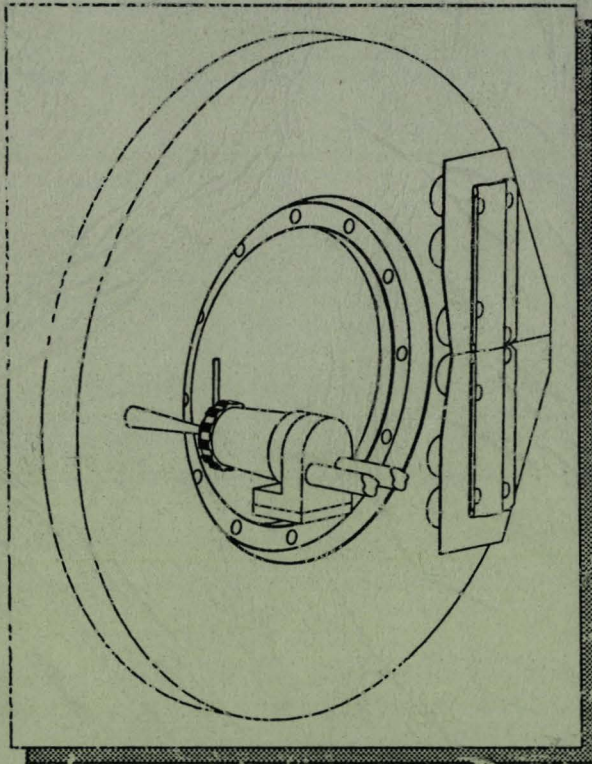
HAL Id: tel-03477028

<https://uphf.hal.science/tel-03477028v1>

Submitted on 13 Dec 2021

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

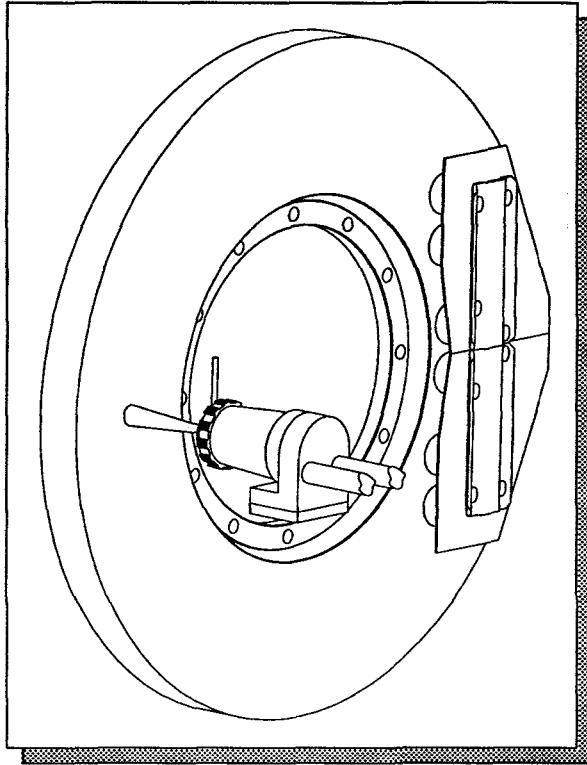


THÈSE
présentée à
L'UNIVERSITÉ
DE VALENCIENNES
ET DU HAINAUT CAMBRÉSIS
en vue de l'obtention d'un
DOCTORAT EN GÉNIE
MÉCANIQUE
par
Michel WATREMEZ

CARACTÉRISATIONS TRIBOLOGIQUE ET THERMOMÉCANIQUE DE
REVÊTEMENTS CÉRAMIQUES ÉLABORÉS PAR
PROJECTION THERMIQUE PLASMA :
APPLICATION AUX DISQUES DE FREINAGE FERROVIAIRE À HAUTE ÉNERGIE

Soutenue le 24 Février 1995
devant le jury composé de :

- Rapporteur : **F. ABRAHAM** Professeur, École Nationale Supérieure de Chimie de Lille
Rapporteur : **M. FRÉMIOT** Professeur, École des Mines de Douai
Examinateur : **J.P. BRICOUT** Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis
Examinateur : **J. OUDIN** Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis
Examinateur : **Y. RAVALARD** Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis
Invité : **B. MARGUET** Chef du Service Études Avancées, CEMT - GEC ALSTROM Transport S.A



THÈSE
présentée à
L'UNIVERSITÉ
DE VALENCIENNES
ET DU HAINAUT CAMBRÉSIS
en vue de l'obtention d'un
DOCTORAT EN GÉNIE
MÉCANIQUE
par
Michel WATREMEZ

**CARACTÉRISATIONS TRIBOLOGIQUE ET THERMOMÉCANIQUE DE
REVÊTEMENTS CÉRAMIQUES ÉLABORÉS PAR
PROJECTION THERMIQUE PLASMA :
APPLICATION AUX DISQUES DE FREINAGE FERROVIAIRE À HAUTE ÉNERGIE**

**Soutenu le 24 Février 1995
devant le jury composé de :**

- Rapporteur : **F. ABRAHAM** Professeur, École Nationale Supérieure de Chimie de Lille
Rapporteur : **M. FRÉMIOT** Professeur, École des Mines de Douai
Examineur : **J.P. BRICOUT** Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis
Examineur : **J. OUDIN** Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis
Examineur : **Y. RAVALARD** Professeur, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis
Invité : **B. MARGUET** Chef du Service Études Avancées, CIMT - GEC ALSTHOM Transport S.A.

“Quand on travaille pour plaire aux autres on peut ne pas réussir, mais les choses qu'on a faites pour se contenter soi-même ont toujours chance d'intéresser quelqu'un.”

M. PROUST, Pastiches et Mélanges, Gallimard.

*À Catherine et Élodie,
à la mémoire de mon père,
à toute ma famille.*

REMERCIEMENTS

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été effectués au sein du Laboratoire d'Automatique et de Mécanique Industrielles et Humaines, Département Génie Mécanique, de l'Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis.

Je voudrais adresser mes plus vifs remerciements :

À Monsieur le Professeur Jean-Paul BRICOUT pour la très grande qualité de son encadrement,

À Monsieur le Professeur Jérôme OUDIN, Directeur du Laboratoire Génie Mécanique, pour avoir mis à ma disposition tous les moyens nécessaires au bon déroulement de mes travaux,

À Monsieur Jacques GILLET, Directeur de la CIMT, ainsi qu'à Monsieur Nicolas CASTRES SAINT MARTIN, Responsable du Département Technique et à Monsieur le Docteur Bruno MARGUET, Responsable du Service Études Avancées,

À Monsieur Yves HOFFMANN, Directeur Technique de GEC ALSTHOM Transport S.A., et à Monsieur Louis Marc GAUDEFROY, Responsable des recherches sur le freinage,

À Monsieur le Professeur Francis ABRAHAM de l'École Nationale Supérieure de Chimie de Lille et à Monsieur le Professeur Michel FRÉMIOT de l'École des Mines de Douai, qui ont bien voulu accepter de juger ce travail,

À Monsieur le Professeur Yves RAVALARD de l'Université de Valenciennes d'avoir eu la bienveillance d'accepter de participer à ce jury,

À Monsieur Denis FOULON, pour sa disponibilité et la qualité de son travail effectué dans le cadre du D.E.A.,

À Monsieur Thierry GARÇON pour toute l'aide technique qu'il m'a apportée et à Mademoiselle Claudie VICO pour son travail administratif,

Enfin, à tous les membres du Département Génie Mécanique, en particulier à Olivier PHILIPPART, et au personnel de la CIMT et du CRITT de Maubeuge, pour l'aide qu'ils m'ont accordée à un moment ou à un autre.

SOMMAIRE

	page
RÉSUMÉ	6
NOTATIONS	8
INTRODUCTION	12
LE CONTEXTE	
Le freinage ferroviaire	14
Le freinage des rames à grande vitesse	15
Développements pour le freinage “haute énergie”	18
Les freins céramiques	20
LA PROJECTION THERMIQUE PAR PLASMA	
Principe de la projection thermique par plasma	23
Adhérence des revêtements	26
Les matériaux utilisés en projection plasma et leurs applications	28
MISE EN ŒUVRE DE REVÊTEMENTS MULTICOUCHES	
Les dépôts “barrière thermique”	30
Les revêtements de friction	35
Mise en oeuvre des revêtements	37
ADHÉRENCE ET COHÉSION DES REVÊTEMENTS	
Les tests d’adhérence	43
Développement d’un test de flexion 3 points “inversé”	44
Influence de la nature des revêtements	47
Les traitements de diffusion	52
Influence des contraintes thermiques sur l’adhérence	57
Synthèse des résultats	59
EFFICACITÉ DES REVÊTEMENTS “BARRIÈRE THERMIQUE”	60

SIMULATIONS DE FREINAGES DE MAINTIEN	
Conception du banc d'essai de freinage	64
Méthodologie des essais	68
Caractérisation du système conventionnel	69
Similitude sur les températures de surface des disques	78
DISQUES REVÊTUS ET TESTÉS EN CONFIGURATION DE FREINAGE	
Disques revêtus/garnitures fer-cuivre	85
Disques revêtus/garnitures en titanate d'aluminium	90
<i>Disques revêtus de cermet NiCr-Cr₃C₂/garnitures en titanate d'aluminium</i>	91
<i>Disques revêtus de dépôts "barrière thermique"/garnitures en titanate d'aluminium</i>	95
<i>Disques à revêtement multicouche/garnitures en titanate d'aluminium</i>	99
Conclusion	102
DISQUES MULTIMATÉRIAUX AVEC SUPPORT EN ALLIAGE D'ALUMINIUM	
Intérêt du concept de disque multimatériaux	104
Configurations et caractéristiques des disques multimatériaux	104
Influence de la position de la barrière thermique	109
Influence de l'épaisseur de la barrière thermique	111
Essais complémentaires : cas du flasque de frottement en molybdène	112
Conclusion	113
SIMULATIONS DE FREINAGES EN ATMOSPHERE HUMIDE	115
ESSAIS DE PERFORMANCE ET D'ENDURANCE	118
PERSPECTIVES ET DÉVELOPPEMENTS	122
CONCLUSION	127
RÉFÉRENCES	128
ANNEXES	139

RÉSUMÉ

L'augmentation continue des énergies dissipées durant les freinages notamment des Trains à Grande Vitesse est telle qu'une simple extrapolation des systèmes existants sera insuffisante pour les matériels futurs ; les matériaux de friction des freins à disques actuellement utilisés seraient soumis à des conditions de frottement et à des sollicitations thermomécaniques trop sévères. Il s'avère donc nécessaire de reconsidérer fondamentalement l'ensemble disque-garniture.

Les recherches présentées concernent la mise en œuvre de revêtements céramiques et cermets par projection plasma sur des disques afin d'adapter les propriétés de surface aux conditions de frottement tout en limitant la propagation de chaleur vers l'essieu. Différents matériaux de friction ont été testés en configuration de freinage de maintien. Les caractéristiques tribologiques de disques revêtus de cermet NiCr-Cr₃C₂ testés avec des garnitures frittées de titanate d'aluminium se sont avérées particulièrement intéressantes : stabilité du coefficient de frottement, bonne tenue à l'usure et insensibilité à l'humidité. Par contre, l'utilisation de revêtements "barrière thermique" à la surface du disque accroît la température de la garniture et induit une usure plus conséquente. Il a donc été proposé d'éloigner la barrière thermique de la surface de frottement. Cette stratégie a nécessité la conception de disques multimatériaux composés d'un disque support en alliage d'aluminium avec de part et d'autre, une barrière thermique et un flasque d'acier revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂. Cette conception conduit à un allègement notable du disque et permet de limiter efficacement le transfert de chaleur vers l'essieu sans pour autant pénaliser l'usure de la garniture.

Mots-clés

revêtement céramique et cermet, projection plasma, adhérence, barrière thermique, frottement, usure, céramique frittée, freinage ferroviaire.

ABSTRACT

Energy that must be dissipated in braking for especially high-speed TGV trains increases so much that a simple extrapolation of existing systems will be insufficient for materials to come; Friction materials of current brake discs should support too high frictional and thermomechanical stresses. So both disc and pad need to be fundamentally reconsidered.

Present work consists in working out plasma sprayed ceramic or cermet coatings on disc in order to adjust surface characteristics to frictional conditions while limiting heat flow propagation toward the axle. Different friction materials have been tested in holding braking configuration. It is shown that NiCr-Cr₃C₂ cermet coated discs coupled with sintered aluminium titanate pads lead to good frictional characteristics: steady friction coefficient, low wear and insensitivity to humidity. On the contrary, pad temperature and wear increase when "thermal barrier" coatings are used on disc surface. Taking thermal barrier away from frictional surface has been therefore suggested. This strategy has required to design multimaterial discs made of an aluminium alloy disc which support a thermal barrier disc and a NiCr-Cr₃C₂ cermet coated steel disc on both sides. This multimaterial concept leads to a significant disc mass reduction and enables to limit heat flow propagation without increasing pad wear.

Keywords

ceramic and cermet coatings, plasma spraying, adhesion, thermal barrier, friction, wear, sintered ceramic, railway braking.

NOTATIONS

latines

a	diffusivité thermique ($m^2.s^{-1}$)
a_g	diffusivité thermique de la garniture ($m^2.s^{-1}$)
A	surface (m^2)
A_c	surface d'échange (m^2)
A_d	surface de la piste de frottement du disque (m^2)
A_g	surface frottante de la garniture (m^2)
A_r	surface de rayonnement (m^2)
b	largeur (m)
c	capacité thermique massique ($J.kg^{-1}.K^{-1}$)
c_d	capacité thermique massique du disque ($J.kg^{-1}.K^{-1}$)
C	couple instantané (N.m)
C_{jk}	élément de la matrice complète des coefficients de rigidité hors des axes principaux ($N.m^{-2}$)
C_m	couple moyen (N.m)
C_t	couple total (N.m)
d	déterminant de matrice
D_{jk}	élément de la matrice de rigidité en flexion (N.m)
D_{jk}^{-1}	élément de la matrice inverse à la matrice de rigidité en flexion ($N^{-1}.m^{-1}$)
e	épaisseur (m)
E	module d'Young (MPa)
E_r	module d'Young du revêtement (MPa)
f	effort de retenue (N)
F	charge (N)
g	constante de gravitation ($9,81 m.s^{-2}$)
G	grossissement
h	hauteur (m)
h_c	coefficient de convection ($W.m^{-2}.K^{-1}$)
i	indice variable
I	moment quadratique (m^4)
K	constante
L	distance entre appuis (m)

L_f	longueur de friction (m)
M_d	masse dynamique à freiner par disque (kg)
n	variable
N	vitesse de rotation du banc d'essai (tr.min^{-1})
p	pression de contact (bar)
p^{te}	pente d'un parcours (%)
P_d	puissance de freinage dissipée par le disque (W)
P_g	puissance de freinage dissipée par la garniture (W)
P_t	puissance totale de freinage dissipée par le système "disque/garniture" (W)
P_{tb}	puissance totale de freinage dissipée par le système "disque/garniture" sur banc d'essai (W)
P_{tr}	puissance totale de freinage dissipée par le système "disque/garniture" échelle 1 (W)
q	densité de flux thermique (W.m^{-2})
q_d	densité de flux thermique imposée à la surface du disque (W.m^{-2})
q_g	densité de flux thermique imposée à la surface de la garniture (W.m^{-2})
q_t	densité de flux thermique total (W.m^{-2})
Q_{jk}	élément de la matrice réduite des coefficients de rigidité hors des axes principaux (N.m^{-2})
Q'_{jk}	élément de la matrice réduite des coefficients de rigidité rapportée aux axes principaux (N.m^{-2})
r	rayon de courbure (m)
R	rayon (m)
R_a	rugosité arithmétique (μm)
R_{ext}	rayon extérieur du disque (m)
R_{int}	rayon intérieur du disque (m)
R_m	rayon du disque associé à la valeur moyenne de la répartition radiale du couple (m)
R_{max}	rayon du disque associé à la valeur maximale de la répartition radiale du couple (m)
R_{moy}	rayon moyen du disque (m)
S	rapport de similitude
t	temps (s)
T	température ($^{\circ}\text{C}$)
T_d	température relevée sur la face arrière du disque ($^{\circ}\text{C}$)
$T_{d,\text{exp}}$	température relevée sur la face arrière du disque à l'issue du freinage ($^{\circ}\text{C}$)
$T_{d\text{max}}$	température maximale à la surface du disque ($^{\circ}\text{C}$)
T_{ext}	température du milieu extérieur ($^{\circ}\text{C}$)
T_g	température relevée dans la garniture à 5 mm de la surface de contact ($^{\circ}\text{C}$)

$T_{g,exp}$	température relevée dans la garniture à 5 mm de la surface de contact à l'issue du freinage ($^{\circ}\text{C}$)
T_i	température initiale ($^{\circ}\text{C}$)
T_p	température du substrat durant la projection ($^{\circ}\text{C}$)
T_{paroi}	température de la paroi ($^{\circ}\text{C}$)
v	vitesse linéaire ($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)
V_i	vitesse initiale d'une rame TGV-A lors d'un freinage d'urgence ($\text{km}\cdot\text{h}^{-1}$)
V_{mr}	vitesse constante d'une rame TGV-A ($\text{km}\cdot\text{h}^{-1}$)
V_r	vitesse instantanée d'une rame TGV-A ($\text{km}\cdot\text{h}^{-1}$)
w	vitesse de rotation du disque ($\text{rad}\cdot\text{s}^{-1}$)
z	variable d'épaisseur (m)

grecques

α	coefficient de dilatation linéaire (K^{-1})
α_r	coefficient de dilatation linéaire du revêtement (K^{-1})
α_s	coefficient de dilatation linéaire du substrat (K^{-1})
$\Delta\theta$	gradient thermique (K)
Δt	écart de temps (min)
ε	déformation
Φ_c	flux de chaleur engendré par la convection (W)
Φ_r	flux de chaleur radiante (W)
Φ_t	flux de chaleur total (W)
γ_{air}	viscosité dynamique de l'air ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{s}^{-1}$)
Γ_{jk}	élément de la matrice des moments de flexion (N.m)
φ	angle (rad)
κ_{jk}	élément de la matrice des courbures
λ	conductivité thermique ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)
λ_{air}	conductivité thermique de l'air ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)
λ_d	conductivité thermique du disque ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)
λ_g	conductivité thermique de la garniture ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)
μ	coefficient de frottement instantané
μ_m	coefficient de frottement moyen
ν	coefficient de Poisson
ν_r	coefficient de Poisson du revêtement
ρ	masse volumique ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)

ρ_d	masse volumique du disque (kg.m^{-3})
$\theta_g(z,t)$	distribution thermique dans la garniture suivant z et t
Σ_{tr}	énergie engendrée par un freinage échelle 1 (J)
σ_T	contrainte thermique (MPa)
σ_{xx}	contrainte de cisaillement transverse (MPa)
σ_{zz}	contrainte thermique (MPa)
ν	constante de Boltzmann ($5,67.10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$)
ω	côte (m)
ω_{FN}	côte de la fibre neutre (m)
ω^*_{FN}	déplacement de la fibre neutre (m)
ξ	effusivité ($\text{J.m}^{-2}.\text{K}^{-1}.\text{s}^{-1/2}$)
ξ_d	effusivité du disque ($\text{J.m}^{-2}.\text{K}^{-1}.\text{s}^{-1/2}$)
ξ_g	effusivité de la garniture ($\text{J.m}^{-2}.\text{K}^{-1}.\text{s}^{-1/2}$)
ζ	facteur d'émission

mathématiques

ierfc	intégrale de la fonction d'erreur complémentaire
[]	matrice
{ }	vecteur

INTRODUCTION

Les progrès réalisés ces dernières années dans le domaine ferroviaire ont permis la réalisation de trains prototypes capables d'atteindre des vitesses de plus de 500 km.h⁻¹ pour une masse de l'ordre de 500 tonnes.

“Le 18 mai 1990, un TGV atteint la vitesse de 515,3 km.h⁻¹”.

La performance technologique pure ne doit cependant pas occulter les nombreux problèmes restant à résoudre avant d'envisager l'exploitation commerciale. Le freinage est l'une de ces difficultés majeures. En effet, les énergies à dissiper lors d'un arrêt d'urgence à une telle vitesse sont pratiquement trois fois supérieures à celles actuellement rencontrées et une simple extrapolation des mécanismes existants ne pourra être envisagée pour les matériels futurs. Une remise en cause des choix effectués et l'acquisition de compétences nouvelles s'avèrent donc nécessaires.

De nombreuses actions de recherche ont été entreprises dans le domaine du freinage ferroviaire par les équipementiers et les ensembleurs mais aussi par les exploitants eux mêmes, notamment dans le cadre du projet TGV-NG (Nouvelle Génération). Toutefois, malgré ces efforts, l'état des connaissances reste encore aujourd'hui relativement empirique et comme la compréhension des phénomènes mis en jeu fait appel à un large éventail de spécialités, l'approche globale du problème est difficile. Afin de remédier à cette lacune, les dirigeants de la filiale Transport S.A. du groupe GEC ALSTHOM ont initié, en début d'année 1990, le programme “Pôle Frein”, auquel se sont associés, en dehors des partenaires scientifiques traditionnels, la SNCF et la RATP ainsi que les pouvoirs publics. Les thèmes de recherche entrepris dans le cadre du frein à friction concernent essentiellement les matériaux de friction, les modélisations thermomécaniques, la commande et l'adhérence roue-rail. En dehors du domaine de la grande vitesse, ces recherches seront également utiles pour les matériels urbains et interurbains nécessitant des puissances de freinage de plus en plus élevées.

Les freins en cours de développement sont en grande majorité des freins à friction et plus particulièrement des freins à disques. Les composants du système et les matériaux utilisés doivent cependant être redéfinis pour assurer les performances requises en toutes circonstances. L'optimisation des matériaux de friction s'avère ainsi de plus en plus délicate et il convient de repenser complètement les solutions jusqu'ici mises en application.

Les freins céramiques constituent une alternative intéressante aux solutions actuelles ou encore aux freins carbone-carbone en cours de développement. Les matériaux céramiques possèdent, en effet, des chaleurs spécifiques et des résistances mécaniques élevées à haute température, et, pour certaines, une bonne résistance aux chocs thermiques. Les céramiques massives sont toutefois très fragiles et ne permettent pas d'envisager une solution fiable pour un disque de freinage monobloc. Des conceptions avec revêtements céramiques semblent actuellement plus réalistes du point de vue de la fiabilité mais aussi des coûts.

Lors d'un freinage par friction se pose naturellement le problème d'évacuation de la chaleur. La propagation de la chaleur emmagasinée par le disque vers les roulements doit être limitée ; une élévation de température trop intense risque, en effet, de provoquer le blocage de la roue. Les revêtements ou inserts céramiques auraient donc pour objet de limiter la propagation de chaleur vers l'essieu, d'améliorer la résistance à l'usure et la tenue à la fatigue thermique du disque, tout en présentant des caractéristiques de frottement stables à température élevée avec une garniture adaptée.

L'objectif de ce travail a donc consisté à rechercher les combinaisons et les associations de matériaux les plus judicieuses et à tester leurs performances et leur fiabilité dans des conditions sévères de frottement. La faisabilité industrielle des solutions proposées ainsi que leur intérêt technico-économique ont également été pris en compte.

LE CONTEXTE

De nombreux progrès technologiques ont été réalisés ces dernières années dans le domaine du freinage ferroviaire ce qui a permis d'améliorer, non seulement, la vitesse de circulation des trains, mais aussi le comportement en service du matériel et la sécurité.

Le freinage ferroviaire

Plusieurs types de frein peuvent être utilisés suivant le matériel considéré et l'exploitation visée. Les freins à friction sur roue, sur disque ou sur rail dissipent l'énergie sous forme de chaleur ; les freins dynamiques convertissent l'énergie cinétique en énergie électrique elle-même dissipée dans des résistances ou dans la caténaire ; enfin, les freins à courant de Foucault induisent des champs magnétiques qui s'opposent au mouvement de la rame.

Le frein à sabots (ou à semelles), réalisé par frottement de semelles sur la table de roulement des roues, est souvent utilisé comme frein de stationnement et ne joue généralement qu'un rôle complémentaire. L'utilisation de ce type de frein à grande vitesse peut engendrer des problèmes de fatigue thermique et mécanique sur la table de roulement de la roue.

Le principe du frein à disque consiste à pincer une couronne mobile avec des garnitures fixes. La couronne (ou disque) est reliée directement à la roue ou plus classiquement fixée sur l'essieu par l'intermédiaire d'un manchon. L'effort retardateur s'applique alors sur le rail et sollicite l'adhérence roue-rail.

Les freins électromagnétiques et les freins à aimants permanents engendrent, au contraire, des efforts de freinage indépendants de l'adhérence roue-rail disponible. L'effort retardateur est produit par frottement d'un patin sur le rail. Situés devant la roue, ils améliorent même le coefficient d'adhérence de la roue. Ils présentent néanmoins l'inconvénient d'avoir une masse élevée et d'échauffer les rails.

Les freins dynamiques, appelés freins générateurs ou rhéostatiques, utilisent la dynamique du matériel en mouvement pour créer un effort de retenue. Il s'agit de faire fonctionner les moteurs de traction à courant continu ou synchrones autopilotés, respectivement en génératrice ou en alternateur. Lors du freinage, l'alimentation des moteurs est coupée mais ces derniers restent accouplés aux essieux des bogies moteurs et sont alors entraînés par l'inertie de la rame. L'énergie cinétique est transformée en énergie électrique en utilisant la propriété de réversibilité des moteurs

électriques. Cette énergie est soit dissipée sous forme de chaleur par des résistances embarquées sur la motrice (freinage rhéostatique), soit renvoyée sur la caténaire (freinage par récupération). D'une manière générale, ces freins présentent l'intérêt d'être "sans usure" et sont essentiellement utilisés pour les freinages de maintien et de ralentissement. Ils ne peuvent cependant équiper que les véhicules motorisés et l'effort de retenue, de surcroît tributaire de l'adhérence roue-rail, est nul à l'arrêt.

Le frein linéaire à courant de Foucault se présente sous la forme d'un patin composé d'une succession de pôles magnétiques alternés. Le déplacement du patin excité lors du freinage juste au dessus du rail produit dans ce dernier des courants tourbillonnaires dits de Foucault. Ceux-ci engendrent un champ électromagnétique qui s'oppose au mouvement. L'effort retardateur ainsi obtenu est nettement supérieur à celui du frein électromagnétique. Ce type de frein permet également de s'affranchir de l'adhérence roue-rail et présente l'avantage d'être sans usure puisque sans frottement. Cependant, l'effort vertical élevé à faible vitesse tend à déchausser les rails et rend nécessaire la coupure de ce frein en-dessous de 40 km.h⁻¹.

Tous ces types de freins ferroviaires présentent donc des limites d'utilisation. C'est pourquoi, ils agissent bien souvent en juxtaposition, en conjugaison ou en substitution suivant le matériel et les modes de freinage sollicités.

Le freinage des rames à grande vitesse

Chaque génération de trains à grande vitesse a apporté son lot d'innovations. La rame PSE (Paris-Sud-Est) a fait appel à la technologie des moteurs à courant continu (270 km.h⁻¹). Le matériel Atlantique, TGV-A, dit de deuxième génération (300 km.h⁻¹), a inauguré la chaîne de traction synchrone et le réseau informatique ; la rame TGV-R (Réseau tel le TGV-Nord-Europe), se distingue par un système d'étanchéité des caisses aux ondes de pression et par une nouvelle architecture informatique. La troisième génération est représentée par trois matériels. Le TGV-TMST (TransManche Super Train ou *Eurostar*) recourt à la traction asynchrone qui procure une puissance massive élevée, le nombre de remorques par rame passant ainsi de dix à quatorze. Le PBKA (Paris-Bruxelles-Koln-Amsterdam) reprendra la traction asynchrone en quadricourant. Enfin, le TGV-2N, qui sera mis en service commercial vers la fin 1995, innovera avec des rames à deux niveaux.

L'intégration de toutes ces évolutions devrait s'effectuer sur le TGV de quatrième génération ou TGV-NG, qui serait doté d'une chaîne de traction asynchrone quadricourant et de voitures à deux

niveaux. Sa vitesse d'exploitation commerciale sera portée à 350 km.h^{-1} , ce qui sous-entend d'améliorer ses capacités de freinage.

Le TGV-A et le TGV-R, qui en dehors de l'*Eurostar* sont actuellement les trains à grande vitesse les plus récents en service, circulent à la vitesse maximale de 300 km.h^{-1} , voire 320 km.h^{-1} sur les lignes nouvelles, et comportent trois systèmes de freinage [SAR 84] [LAC 86] [RAI 93]. D'une longueur totale de 237 mètres, ces rames sont composées de 2 motrices encadrant 10 remorques articulées et présentent une masse d'environ 485 tonnes en charge normale. Chaque motrice comporte 2 bogies moteurs et le tronçon de remorques, 11 bogies porteurs intermédiaires communs à deux caisses.

La résistance à l'avancement, bien que modeste compte tenu du très bon aérodynamisme de ces rames, permet de dissiper 7 à 8 % de l'énergie de la rame pour un freinage d'urgence effectué à partir de 300 km.h^{-1} [BOI 87].

Le freinage des bogies moteurs est réalisé par un frein dynamique agissant en conjugaison avec un frein pneumatique à semelles. Le freinage électrique de type rhéostatique est assuré par les deux moteurs synchrones autopilotés, alimentés soit par la caténaire (frein haute tension HT) soit par des batteries (frein basse tension BT) et utilisés lors du freinage en alternateurs. Ce frein dissipe 18 % de l'énergie de la rame (en excitation BT). Le frein pneumatique par semelles agit sur les 16 roues des 4 bogies moteurs, à raison d'une semelle en matériau fritté de 320 mm de longueur par roue. Si la vitesse est inférieure à 200 km.h^{-1} , la pression d'application des semelles sur les roues est de 3,6 bar maximum ; celle-ci est réduite à 1,6 bar aux vitesses supérieures afin d'éviter la destruction du sabot et l'endommagement de la table de roulement. Ce frein ne permet de dissiper que 8 % de l'énergie de la rame.

Le freinage des bogies porteurs de la rame est obtenu par frottement de garnitures en matériau fritté sur des disques non ventilés en acier ; les disques sont au nombre de 4 par essieu (Fig. 1.). Le dispositif se compose d'un disque solidaire de l'essieu à freiner et d'un système supportant les garnitures. Deux niveaux de sollicitation sont également appliqués selon la vitesse de la rame afin de limiter les puissances instantanées : 3 bar aux vitesses inférieures à 215 km.h^{-1} et 2,3 bar aux vitesses supérieures. Ce frein dissipe environ 66 % de l'énergie de la rame.

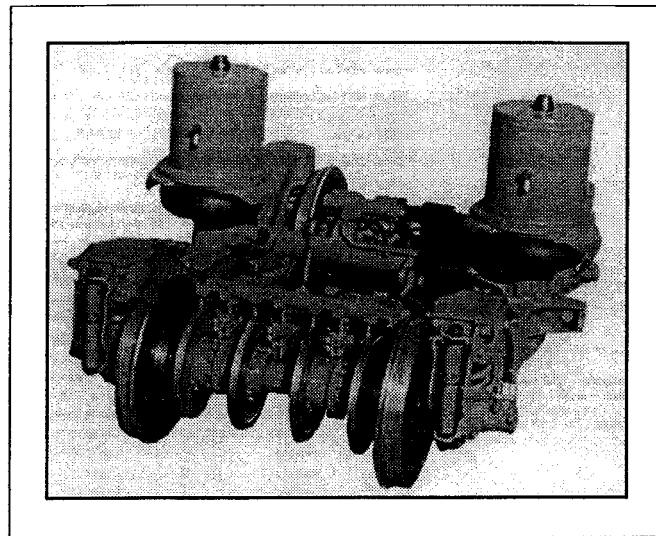


Fig. 1. Bogie porteur (TGV-A).

Le disque consiste en une couronne forgée de 640 mm de diamètre et de 45 mm d'épaisseur en acier allié à haute limite élastique de type 28CDV5.08 ($Re > 1000$ MPa à 20 °C et $Re > 800$ MPa à 450 °C) traité pour une dureté sur piste de 330 à 390 HB [BOI 87]. Chaque disque peut absorber une énergie de 18,5 MJ correspondant à un arrêt d'urgence effectué à partir de 300 km.h⁻¹ dans une déclivité continue de 1,6 % avec le frein rhéostatique isolé sur un bogie moteur et un bogie porteur isolé au freinage ; cette situation correspond à la dégradation maximale admise [RAI 91].

En raison des sollicitations thermiques très élevées des surfaces en frottement, les garnitures organiques classiques ne pouvaient plus convenir et il a été nécessaire de recourir à un matériau fritté à base de cuivre et de fer. La mise au point d'une garniture à haute énergie constitue une opération délicate. En effet, il faut d'une part assurer une pression homogène de la garniture sur le disque afin d'éviter la formation de "points chauds" et d'autre part limiter la perte d'efficacité de la garniture sous humidité. La première condition requiert une garniture constituée de plots indépendants montés élastiquement mais cette conception permet aux plots de prendre un angle d'incidence qui favorise la pénétration de films d'eau conduisant à une diminution du coefficient de frottement. Une garniture monobloc rigide est donc préférable sous humidité. Le compromis d'une garniture semi-rigide a été adopté de façon à limiter la diminution du coefficient de frottement sous humidité et à offrir une portée optimale sur le disque. Ces garnitures sont constituées de plots de diamètre 40 mm en fritté fer-cuivre de type JURID 721 ayant une température limite d'utilisation de l'ordre de 500 °C. Chaque face du disque reçoit un jeu de deux demi-garnitures, constituées chacune de 9 plots fixés par soudage ou brasage sur une tôle support (Fig. 2.). Ces garnitures en association avec les disques en acier 28CDV5 présentent un coefficient de frottement dynamique de l'ordre de 0,35.

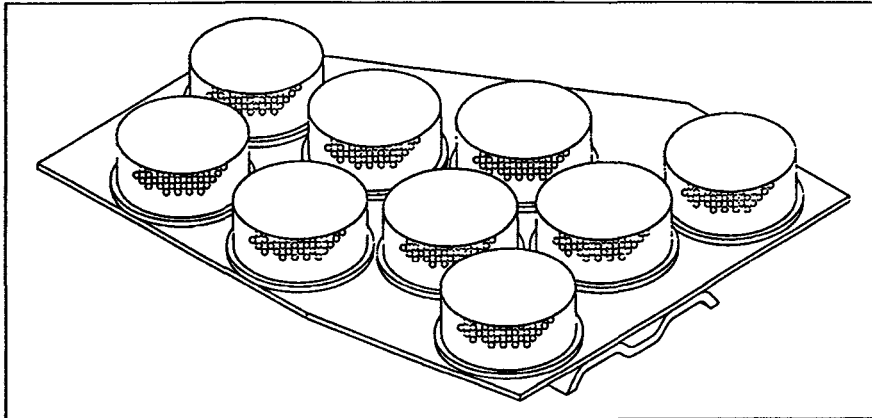


Fig. 2. Garniture en métal fritté (JURID 721).

Développements pour le freinage "haute énergie"

Le projet TGV-NG, initié en 1990, doit permettre de porter la vitesse commerciale à 350 km.h⁻¹. Les systèmes de freinage actuels atteignent leurs limites et ne permettront plus de dissiper fiablement les énergies engendrées lors d'un freinage d'urgence. À cet égard, la stratégie adoptée pour la conception du TGV-2N est significative car elle consiste davantage en une réduction de la masse qu'en une augmentation des capacités de freinage. Toutefois, des disques flasqués sur roue ou rapportés sur les arbres moteurs devraient remplacer le freinage par semelles des motrices et les capacités du freinage électrique rhéostatique seraient augmentées : l'effort de retenue (en excitation BT) ramenée à la jante de la roue par bogie porteur devrait atteindre $30 \cdot 10^3$ N, contre $23,8 \cdot 10^3$ N pour le TGV-A.

La plupart des développements en cours concernent le freinage par friction des bogies porteurs. Jusqu'à ces dernières années, l'industrie ferroviaire utilisait des disques en fonte et des garnitures composites constituées de matières organiques et minérales. L'arrivée des rames TGV-A et des matériels de banlieue deux niveaux a nécessité l'emploi d'aciers à haute limite élastique à chaud et de garnitures en matériaux frittés.

Les freins à friction ont une capacité de dissipation limitée. Les disques à ventilation réduite, plus efficaces lors de freinages de maintien prolongés, sont utilisés sur les rames de banlieue deux niveaux, lesquelles présentent des puissances surfaciques instantanées très élevées. Cependant, ce type de disque ne fait pas l'objet de recherche dans le cadre de la grande vitesse. En effet, la puissance absorbée par la ventilation en dehors des périodes de freinage est très importante aux

grandes vitesses (3,5 à 4,5 kW par disque à 300 km.h⁻¹). D'autre part, pour le matériel TGV, le freinage de maintien en longue pente est assuré par le frein rhéostatique et les freins à friction n'interviennent généralement pas.

En fait, les recherches sur les freins à disque portent plus spécialement sur la mise au point des matériaux de friction. Les deux problèmes fondamentaux à résoudre sont la maîtrise du facteur de frottement et la tenue thermomécanique des pièces frottantes. Le facteur de frottement doit être le plus constant possible quels que soient la vitesse, la pression spécifique, les conditions atmosphériques, les niveaux d'énergie ou de puissance. De plus, en raison des répartitions inégales de la pression, la température de surface est loin d'être homogène. Des zones chaudes de taille et de température différentes, souvent appelées "points chauds" apparaissent [AND 90] et peuvent induire, notamment lors de freinages répétés à très grande vitesse, des fissures superficielles et une usure excessive des garnitures. Les matériaux utilisés atteignent donc leurs limites et des investigations sont nécessaires afin de trouver des solutions fiables et économiques, aussi bien pour le matériel neuf que pour les travaux de maintenance.

Deux voies principales de recherches relatives aux matériaux de friction des freins à disque se sont ouvertes : le freinage utilisant des matériaux composites carbone-carbone tout d'abord et les freins céramiques plus récemment.

L'utilisation des composites carbone-carbone comme matériau de frottement remonte aux années 80. Ces matériaux, produits par Carbone-Industrie et commercialisés sous la marque SEPCARB, sont constitués d'un renfort carboné fibreux et d'une matrice de carbone déposée dans les interstices formés par le renfort. Ces matériaux présentent une faible densité (1650 à 1860 kg.m⁻³) pour des caractéristiques mécaniques comparables à celles de l'aluminium. Leur dilatation linéaire est extrêmement faible ($2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), tandis que leur capacité thermique massique est très élevée et croît rapidement avec la température (700-900 J.kg⁻¹.K⁻¹ à 20 °C, 1500-1700 J.kg⁻¹.K⁻¹ à 600 °C). Les applications en freinage de ces composites concernent essentiellement aujourd'hui l'aéronautique et l'automobile.

Cependant, si les énergies à dissiper pour un avion gros-porteur et un TGV sont assez proches, les conditions d'exploitation du frein sont très différentes. En aviation, la majorité des freinages sont des freinages "haute énergie" où des efforts retardateurs importants sont permis par l'adhérence pneu/piste ; en ferroviaire grande ligne, les freinages "haute énergie" restent exceptionnels et sont conditionnés par l'adhérence roue/rail. Il a donc été nécessaire, en parallèle au développement d'un frein ferroviaire, de compléter la connaissance du matériau.

La première architecture envisagée était directement extrapolée du système classique, deux patins venant serrer un disque calé sur essieu. Le disque se constituait d'une âme métallique recevant des secteurs en SEPCARB, les patins étant également en SEPCARB. Les nombreux essais effectués sur banc et en ligne ont démontré la bonne tenue mécanique de cet ensemble mais ont également révélé des usures importantes ainsi qu'une grande dispersion et une mauvaise répétabilité du facteur de frottement, de surcroît particulièrement sensible à l'humidité.

Pour pallier à ces inconvénients, une architecture du type "puits de chaleur" multidisques, inspirée des techniques employées en aviation, a été développée. Ce dispositif dont le principe consiste à appliquer des disques mobiles contre des disques fixes au moment du freinage, concentre l'énergie durant le freinage pour la dissiper ultérieurement. Cette conception fermée permet au frein de fonctionner dans de meilleures conditions thermiques, ce qui assure une bonne répétabilité des freinages et un facteur de frottement plus stable. Avec un frein constitué de 11 disques (5 rotors et 6 stators), ce dispositif permet de dissiper une énergie de 90 MJ par essieu (70 MJ pour un TGV-A). Cependant, l'évolution du facteur de frottement instantané durant le freinage rend le matériau incompatible avec l'architecture environnante existante. D'autres développements sur les équipements de commande régulant l'effort retardateur sont nécessaires.

La possibilité d'installer un tel frein sur des bogies moteurs en remplacement des freins à semelle est étudiée. Ce développement semble se révéler prometteur même si le SEPCARB reste un matériau actuellement très onéreux et particulièrement sensible à l'usure.

Enfin, les freins linéaires à courant Foucault, malgré leurs inconvénients décrits précédemment, continuent à être l'objet d'importants développements. Leur utilisation sur les bogies moteurs sera en effet inéluctable comme complément de décélération, si les systèmes classiques de freinage des matériels futurs s'avèrent insuffisants pour respecter les distances d'arrêt fixées.

Les freins céramiques

"Une céramique est un matériau inorganique, non métallique, dont une étape quelconque de la fabrication nécessite l'emploi de températures élevées" [TOR 85]. Bien que la diversité des matériaux céramiques soit grande, on peut établir un certain nombre de caractères communs. Ces matériaux se distinguent par des liaisons chimiques fortes de caractère plus ou moins ionique ou covalent selon les espèces. Ce sont des matériaux à comportement linéaire-élastique dont la rupture est fragile. S'ils sont peu résistants aux efforts de traction, ils ont par contre des résistances très élevées en compression; bien supérieures à celles des métaux. Les composés céramiques les plus

utilisés sont les oxydes, les autres classes étant les carbures et les nitrures et, dans une moindre importance, les borures, les siliciures et les halogénures.

Les matériaux céramiques présentent généralement des capacités thermiques élevées, des résistances mécaniques assez élevées à haute température, des usures faibles et, pour certains, une excellente résistance aux chocs thermiques. Ils peuvent constituer une alternative intéressante aux freins en composites carbone-carbone.

L'utilisation des céramiques sous forme massive en mécanique est conditionnée par deux caractéristiques fondamentales : leur point de fusion élevé et leur comportement fragile [CHE² 85]. La première détermine la fabrication mécanique, pour laquelle on doit recourir au frittage. Des techniques de mise en forme aussi variées que le pressage uniaxial ou isostatique, les voies thermoplastiques ou le coulage en barbotine sont couramment utilisées. La seconde caractéristique ne permet pas d'admettre, dans les pièces céramiques, des contraintes localement très élevées que la déformation plastique se chargerait de résorber dans le cas de pièces métalliques. L'obstacle majeur à leur développement reste également leur faible tenacité, c'est-à-dire leur inaptitude à résister à la propagation des fissures.

Les possibilités qu'offrent les combinaisons céramique-métal méritent une attention particulière. Ces matériaux sont élaborés par des techniques de métallurgie des poudres. La phase céramique est le plus souvent de l'alumine ou des carbures tels les carbures de tungstène, de titane et de chrome alors que la phase métallique comporte généralement du nickel, du cobalt, du molybdène, du chrome ou encore une combinaison de ces éléments. L'augmentation de la teneur en métal diminue la résistance en compression mais augmente les résistances aux chocs mécaniques et thermiques.

On distingue fréquemment les cermets pour lesquels la phase céramique constitue un réseau continu, les alliages à phase dispersée qui résistent remarquablement au fluage grâce au blocage des dislocations du métal par des particules céramiques, et les métaux renforcés par des fibres réfractaires pour lesquels le métal assure le transfert de la majeure partie des contraintes sur les fibres de céramique. Ces deux derniers types de matériaux se caractérisent respectivement par leur excellente tenue au fluage et leur bonne résistance mécanique. Les cermets, par contre, sont spécialement utilisés pour leur grande résistance à l'abrasion et à la corrosion aux températures élevées.

Les réserves émises quant à la fiabilité et au caractère onéreux des pièces en céramique massive de grande dimension ont souvent incité les concepteurs à recourir à ces matériaux sous forme de revêtements. De ce fait, un disque céramique monobloc ne peut être envisagé comme une solution fiable pour un organe de sécurité. Par contre, l'option revêtement céramique ou cermet sur substrat métallique semble plus réaliste du point de vue de la fiabilité mais aussi des coûts.

Les matériaux de friction des freins à disque sont soumis à des conditions sévères de frottement tout en étant le siège d'une importante élévation de température. La surface du disque est particulièrement sollicitée et l'idée développée ici est de recourir à des revêtements afin d'ajuster les propriétés de surface aux conditions de frottement tout en limitant la propagation de chaleur vers l'essieu. Le revêtement a donc pour objet d'améliorer la résistance à l'usure du disque et sa tenue à la fatigue thermique tout en présentant des caractéristiques de frottement stables à température élevée. Afin de satisfaire à ces exigences, des revêtements multicouches composés d'une couche de frottement en surface, d'un dépôt "barrière thermique" et d'une sous-couche d'accrochage ont été élaborés (Fig. 3.).

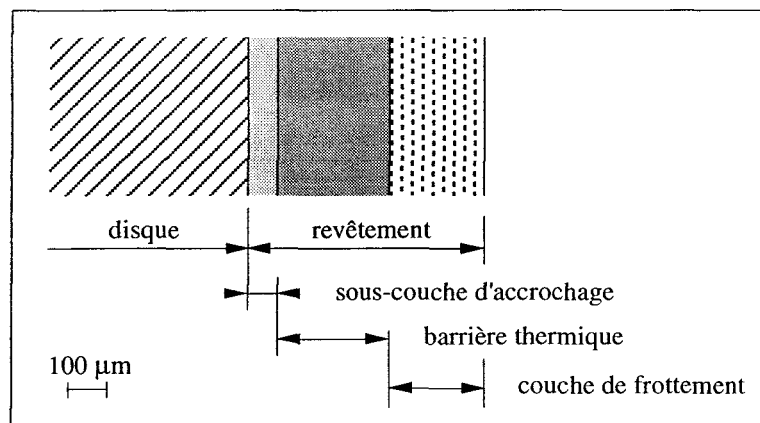


Fig. 3. Représentation schématisée d'un revêtement multicouche.

LA PROJECTION THERMIQUE PAR PLASMA

Les procédés de revêtements les plus utilisés sont les dépôts physiques et chimiques en phase vapeur (PVD et CVD) où le transfert du matériau sur le substrat s'effectue atome par atome, les projections thermiques à la flamme (pistolets super et hypersonique) et à l'arc électrique (projection thermique par plasma) où le transfert s'effectue par particules, et enfin les procédés laser. La projection thermique par plasma (PTP) est particulièrement indiquée pour la réalisation de revêtements épais de type "barrière thermique". Comparée aux autres techniques de déposition, la PTP conduit à des revêtements relativement poreux et donc moins sensibles aux chocs thermiques ; les dépôts ne devront pas être trop durs afin d'éviter l'usure excessive des garnitures.

Principe de la projection thermique par plasma

La PTP se caractérise par des vitesses de dépôt élevées et s'avère particulièrement adaptée à la réalisation des dépôts dont l'épaisseur varie de 0,1 à environ 2 mm [PET 88]. Ce procédé consiste à introduire des particules solides dans un jet de plasma afin de les fondre avant qu'elles ne viennent s'écraser sur le substrat où elles forment un dépôt à structure lamellaire (Fig. 4.). Les propriétés du revêtement dépendent directement des paramètres de projection mis en œuvre. La conception et le fonctionnement de l'installation, tout comme la méthodologie appliquée, permettent d'atteindre le niveau de qualité requis et garantissent la reproductibilité des caractéristiques du revêtement.

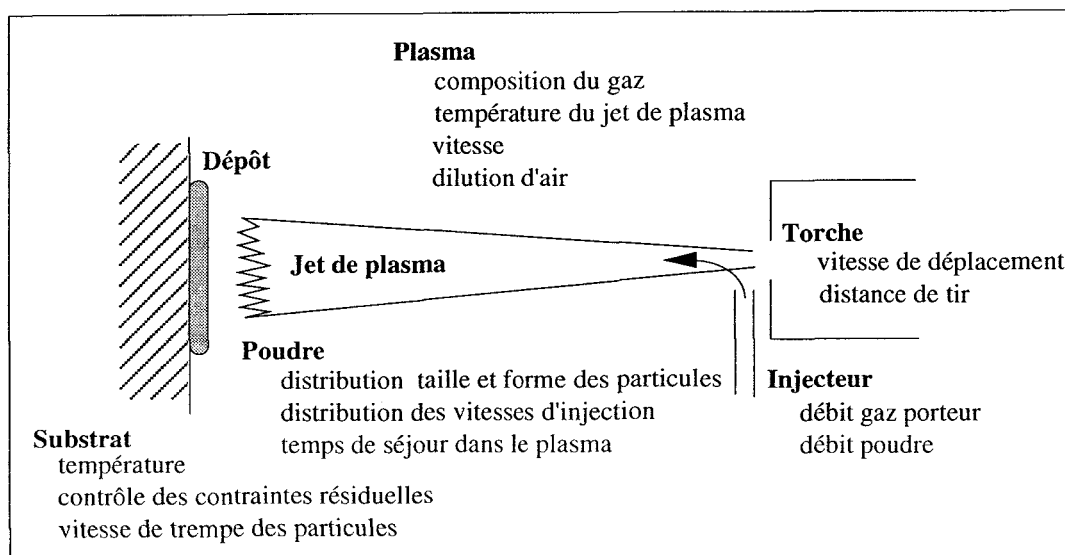


Fig. 4. Schéma et paramètres de la projection thermique plasma.

Parmi les paramètres de projection, on distingue généralement les paramètres concernant le plasma (débit de gaz plasma, stabilité de l'arc électrique, débit de gaz porteur et débit de poudre) et les paramètres cinématiques (distance de projection, angle de projection, vitesse de déplacement de la torche, vitesse de déplacement de la pièce...). Les caractéristiques de la poudre (morphologie, granulométrie...) et la préparation de la pièce sont également des facteurs importants. En fait, une cinquantaine de paramètres contribuent à la qualité du dépôt réalisé [VIL 86] et l'optimisation d'un revêtement est une opération complexe.

Le plasma est un état de la matière obtenu par dissociation et ionisation d'un gaz dans un arc électrique fourni par un générateur. Les gaz plasmagènes utilisés sont essentiellement l'argon, le mélange argon-hydrogène permettant un meilleur transfert thermique, le mélange azote-hydrogène conduisant à des jets plus constrictés et enfin le mélange argon-hélium de viscosité plus élevée [BEN 89]. L'ionisation des gaz est produite par le passage de ceux-ci sous pression à travers un arc électrique créé entre une cathode de tungstène thorié et une tuyère anode en cuivre électrolytique, ces électrodes étant refroidies par circulation d'eau. Les gaz ionisés quittent la tuyère à très grande vitesse (900 à 1000 m.s^{-1}) sous l'effet combiné de la dilatation axiale importante due aux températures élevées et de la striction du jet résultant des forces électromagnétiques et du contact avec les parois froides [DUC 89]. Les jets de plasma ainsi obtenus sont très constrictés (5 à 10 mm en sortie de tuyère) avec des températures maximales de 10000 à $15000 \text{ }^\circ\text{C}$.

Le matériau à projeter est introduit sous forme pulvérulente dans la tuyère à l'aide d'un injecteur tubulaire placé soit perpendiculairement à l'axe du jet, soit légèrement incliné par rapport à celui-ci. De par sa viscosité élevée, le plasma oppose une résistance à la pénétration des particules qui ne peut être vaincue qu'en conférant à ces dernières une énergie suffisante à l'injection par le biais d'un gaz porteur (l'argon pour l'installation utilisée). À défaut, la poudre ne pénètre pas réellement le plasma et les particules restent en périphérie du jet où les températures ne sont pas suffisamment élevées pour provoquer la fusion. On arrive à une situation analogue si les vitesses d'injection sont trop élevées car les particules traversent le jet de plasma de part en part. En théorie, la vitesse d'injection doit être telle que les particules atteignent le cœur du jet de plasma avec une vitesse nulle pour être ensuite entraînées, suivant l'axe, à travers les régions les plus chaudes [FAU 87].

La description du transfert thermique plasma-particule est très complexe mais il semblerait que la conduction à travers la couche limite entourant la particule constitue le mécanisme principal de chauffage. La morphologie de la particule joue également un grand rôle dans le phénomène de propagation de chaleur [FAU 89]. Les poudres pour projection peuvent être élaborées différemment

(poudres électrofondues, agglomérées avec liant organique, atomisées puis densifiées par plasma) et chaque mode de fabrication induit une morphologie spécifique qui influe directement sur la coulabilité de la poudre. Enfin se pose la question de la granulométrie de poudre à utiliser. La quantité de chaleur nécessaire à la fusion d'une particule dépend de son volume et de son temps de séjour dans le jet. Par conséquent, si un résultat homogène est souhaité, une granulométrie relativement serrée est conseillée pour éviter que les particules subissent des traitements thermiques différents selon leurs trajectoires [APE 83] [VAR 86]. La taille optimale des poudres employées sur des plasmas argon-hydrogène d'une puissance de 40 à 60 kW se situe entre 40 et 60 μm [FAU 89].

Les dépôts sont formés particule par particule et présentent une structure lamellaire (Fig. 5.). Le temps moyen entre l'écrasement d'une particule sur la précédente est de l'ordre de 10^{-2} à 10^{-1} s et le temps moyen de solidification de 10^{-5} s. Une particule vient donc s'écraser soit sur le substrat solide, soit sur une lamelle écrasée déjà solidifiée [VIL 86].

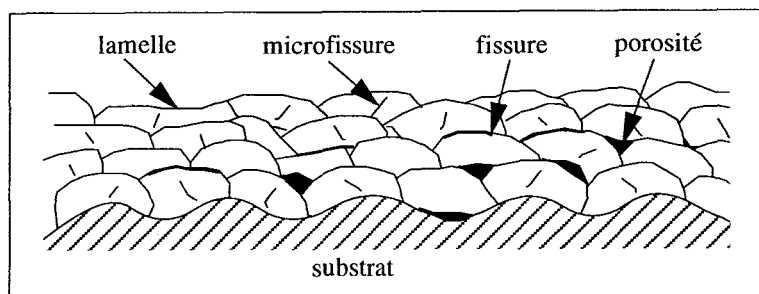


Fig. 5. Coupe schématique d'un dépôt plasma.

Le contact entre les lamelles dépend directement de l'écrasement des particules et du temps écoulé entre deux passes successives [FAU 87]. La vitesse de refroidissement dépend du débit des jets de gaz soufflés à la surface du dépôt et de la vitesse de déplacement de la torche qui détermine l'épaisseur du cordon. Il convient donc de maîtriser parfaitement ces deux paramètres. Une élévation de température trop importante conduit à des contraintes en compression qui, en se relaxant lors du refroidissement, génèrent des fissures parallèles à la surface pouvant conduire à la délamination du dépôt.

La formation du dépôt par impact et solidification induit un certain niveau de porosité car les particules liquides ne peuvent combler la totalité des irrégularités de la surface. La porosité est directement influencée par la distance de projection et la granulométrie de la poudre projetée. Une granulométrie grossière ($> 100 \mu\text{m}$) et une distance de projection faible ou éloignée conduisent à un revêtement plus poreux. La mouillabilité des particules influence également la porosité, de par

leur aptitude à accommoder les irrégularités de surface du substrat ou du dépôt déjà formé. La porosité peut toutefois avoir un effet bénéfique en interrompant la propagation des fissures et en évitant ainsi la rupture brutale du revêtement. Elle augmente, par ailleurs, le pouvoir isolant des revêtements "barrière thermique" et permet le stockage des lubrifiants pour des revêtements anti-usure. Par contre, la porosité tend à diminuer les caractéristiques mécaniques du revêtement et peut s'avérer particulièrement gênante pour des pièces devant résister à la corrosion ou à l'oxydation.

Adhérence des revêtements

Les revêtements céramiques doivent présenter une parfaite adhérence au substrat métallique pour satisfaire correctement à leurs fonctions. Les principales difficultés rencontrées ont souvent pour origine la nature différente des liaisons chimiques, la fragilité intrinsèque des céramiques ainsi que les différences de module d'Young et de coefficient de dilatation. Ces difficultés sont encore accrues lors de la réalisation de dépôt épais, particulièrement dans le cas des applications thermomécaniques [PET 88].

Les interfaces céramique/métal jouent un rôle crucial dans beaucoup d'applications technologiques. La compréhension des mécanismes d'adhérence est très difficile du fait des interactions complexes entre ces deux types de matériaux. L'établissement d'une liaison entre un métal et une céramique est influencé par un certain nombre de facteurs physico-chimiques tels les déformations plastiques, les défauts de surface, la mouillabilité, les phénomènes de diffusion et les réactions interfaciales [RÜH 90]. Les théories mécaniques, thermodynamiques, chimiques, et électrostatiques sont très généralement citées pour expliquer l'adhérence [LAS 89] [LAV 93]. Chaque théorie est confortée par des résultats expérimentaux précis mais les observations générales sont assez souvent contradictoires. Cependant, dans le cas d'un dépôt élaboré sur substrat métallique, on peut admettre que l'adhérence et la cohésion sont essentiellement d'origine mécanique, même si des liaisons métallurgiques dues à des fusions locales et à des phénomènes de diffusion ne sont pas à exclure selon les matériaux en présence.

Durant la projection, les particules liquides ou semi-liquides pénètrent dans les irrégularités de surface du métal ou dépôt déjà formé. Il y a alors transfert de chaleur vers le substrat puis solidification très rapide et contraction des particules [VIL 86]. Le contact entre les particules projetées et le substrat conditionne l'adhérence du revêtement tandis que sa cohésion et indirectement ses caractéristiques thermomécaniques dépendent du contact entre les particules elles-mêmes. L'obtention d'un revêtement cohésif et adhérent implique qu'au moment de l'impact,

les particules soient dans un état liquide ou semi-pâteux et qu'elles aient une vitesse suffisante pour s'étaler sur les irrégularités de surface. Parallèlement, le substrat doit présenter une rugosité adaptée. Les sablages au corindon, les décapages chimiques et les rainurages par électroérosion ou par procédé laser sont fréquemment utilisés. Ces traitements doivent cependant être impérativement effectués juste avant la projection afin de limiter les risques d'oxydation [SHA 82]. Les surfaces en contact sont ainsi augmentées tandis que les contraintes dans le dépôt sont diminuées car divisées en une multitude de petites composantes (Fig. 6.) [GRA 91].

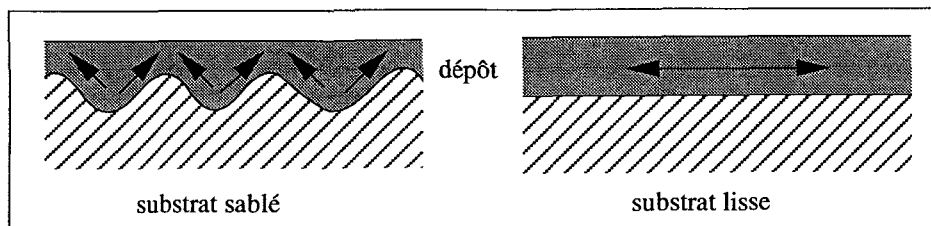


Fig. 6. Influence de l'état de surface du substrat sur la distribution des contraintes.

Pour les substrats métalliques, le sablage permet pour un faible coût, un excellent accrochage suivant le mécanisme décrit figure 7. Les lamelles suivent les contours de l'aspérité et la serrent en se contractant durant la solidification et le refroidissement.

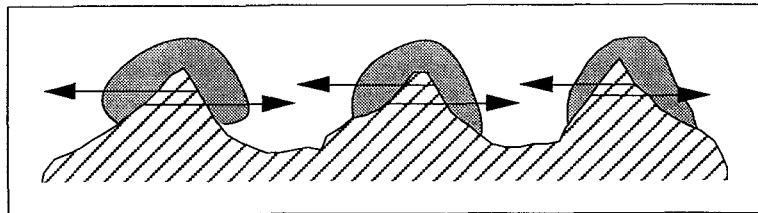


Fig. 7. Mécanisme d'adhérence.

La taille des pics de sablage et la distance moyenne les séparant dépendent du choix des abrasifs, de leur distribution de taille, de la pression et de la distance de projection ainsi que de l'angle d'incidence [DUC 89].

Dans le cas d'un support métallique, la formation d'une couche d'oxyde est souvent responsable d'une baisse d'adhérence. Il est alors préférable de compléter la préparation de surface par une sous-couche d'accrochage. L'état de rugosité brut de projection de la sous-couche intermédiaire convient alors parfaitement à l'application de revêtements céramiques. Les sous-couches les plus employées sont les aluminures de nickel (NiAl) et les superalliages de type MCrAlY (M = Co ou Ni).

Les contraintes résiduelles inhérentes à la projection se répartissent en microcontraintes au sein des particules et en macrocontraintes dans le revêtement [FAU 89] [HOW 91] [RIC 91] :

- La contraction thermique individuelle de chaque lamelle durant son refroidissement engendre des microcontraintes au niveau de tous les interfaces lamelle/substrat et lamelle/lamelle. Celles-ci dépendent essentiellement des différences de coefficients de dilatation entre les particules chaudes et les particules refroidies ou le substrat et induisent des microfissures par relaxation dans les gouttes écrasées puis solidifiées.
- Au cours du refroidissement, un substrat métallique mal refroidi tend à se contracter davantage que le revêtement du fait de son coefficient de dilatation généralement plus élevé. Des macrocontraintes de cisaillement apparaissent ainsi à l'interface dépôt/substrat et peuvent mener à une rupture adhésive. Par ailleurs, des macrocontraintes de traction peuvent également apparaître à la surface du dépôt et initier une fissuration macroscopique. Ces macrocontraintes résultent essentiellement des gradients de température ainsi que des différences de dilatation et de constantes élastiques entre le dépôt et le substrat, d'où l'intérêt d'insérer une sous-couche d'accommodation [BER¹ 84] [GRU 87] [HSU 91] [RAY 89].

Le gradient thermique est d'autant plus élevé que la conductivité thermique du matériau projeté et la vitesse de déplacement de la torche plasma sont faibles [WU 89] [RUC 80]. Le gradient thermique peut être réduit en augmentant la vitesse relative de la torche plasma par rapport au substrat et en refroidissant la surface du dépôt par ventilation. Dans cette étude, les différents revêtements ont été élaborés en réalisant un refroidissement énergétique du substrat.

La préparation correcte du substrat, la maîtrise des contraintes internes et l'utilisation d'une sous-couche sont donc les facteurs essentiels sur lesquels on peut agir pour accroître l'adhérence d'un dépôt [STE² 91].

Les matériaux utilisés en projection plasma et leurs applications

Les matériaux susceptibles d'être utilisés en projection thermique plasma doivent présenter un domaine de phase liquide assez large ; un écart minimum de 400 °C est nécessaire entre le point de fusion et le point d'ébullition [AUB 73]. D'autre part, les oxydes susceptibles de présenter un changement de phase lors de cycles thermiques, doivent être stabilisés par des ajouts appropriés [GIT 88]. L'oxyde de zirconium présente une structure monoclinique qu'il est nécessaire de stabiliser pour éviter lors de cycles supérieures à 1170 °C, une transformation en phase tétragonale provoquant un changement de volume responsable de fissures lors du refroidissement. Cette

stabilisation totale ou partielle se fait par des additions d'oxyde de calcium (CaO), de magnésium (MgO) ou d'yttrium (Y₂O₃).

Les oxydes sont les matériaux céramiques les plus utilisés en projection : ils possèdent généralement une excellente stabilité, de bonnes propriétés thermomécaniques et sont surtout disponibles à un prix modéré. L'alumine (Al₂O₃) est la plus employée pour sa résistance à l'usure, sa grande inertie chimique et ses caractéristiques d'isolant thermique et électrique. Elle trouve de nombreuses applications dans des domaines variés (isolation de conducteurs ou de résistances de chauffage, élément de réacteurs...). Elle présente une bonne adhérence sur les substrats métalliques mais reste assez sensible aux chocs thermiques. La zircone (ZrO₂) stabilisée s'utilise comme barrière contre l'oxydation et la corrosion ou comme barrière thermique (ailettes de turbines, chambre de combustion...) au même titre que le titanate d'aluminium (Al₂TiO₅), généralement proposé par les motoristes pour les parties moteurs peu sollicitées mécaniquement. L'oxyde de chrome Cr₂O₃, conduisant à un revêtement très dur avec une excellente résistance à l'usure, est utilisé sur des embrayages de freins électromagnétiques, des paliers, des guide-fils, des joints d'étanchéité et des butées.

La grande dureté des carbures de tungstène (WC), de titane (TiC) et de chrome (Cr₃C₂) en fait d'excellents revêtements protecteurs contre l'usure. Les dépôts de carbure de tungstène sont les plus employés notamment pour la protection contre l'usure de sièges et pointeaux de vannes pour les installations pétrolières.

Les borures conduisent également à des revêtements durs et résistants à l'usure, présentant une faible réactivité avec les matériaux fondus. Ils sont utilisés en technologie nucléaire du fait de la haute absorption neutronique du bore. Leur projection est, par contre, problématique.

Les cermets sont spécialement adaptés aux applications tribologiques aux températures élevées. Des revêtements cermets composés de carbure de tungstène en combinaison avec du cobalt ou encore de carbure de titane associé à du nickel, sont utilisés en aérospatial (éléments de moteurs de fusée) et dans bien d'autres secteurs d'activité (outils de coupe, buses de projection de sable, filières, cylindres de laminage,...). On fait appel à des revêtements de cermets à base de carbure de chrome et de nickel pour des problèmes d'abrasion sévère en milieu oxydant (rouleaux de laminoir, galets de frottement,...)

Ainsi, les applications des revêtements céramiques ou cermets sont extrêmement variées. En sélectionnant correctement le dépôt, on pourra résoudre des problèmes de corrosion, de frottement et d'usure ou encore d'isolation électrique ou thermique [BOC 85] [COS 89] [KAR 86] [KUR 89] [MIN 85] [RET 87].

MISE EN ŒUVRE DE REVÊTEMENTS MULTICOUCHES

Dans le cadre des disques de frein à haute énergie, le revêtement a pour objet d'améliorer la tenue à l'usure, la résistance à la fatigue thermique et de limiter la propagation de chaleur vers l'essieu tout en présentant un facteur de frottement stable aux températures élevées. Compte tenu de ces fonctions diversifiées, des revêtements multicouches composés d'une couche de frottement en surface et d'un dépôt "barrière thermique" ont été élaborés dès le début de cette étude.

Les dépôts "barrière thermique"

Les caractéristiques fondamentales exigées d'un revêtement "barrière thermique" sont une faible conductivité thermique, une bonne résistance à la corrosion, une adéquation des caractéristiques de dilatation thermique avec le substrat ainsi qu'une adhérence appropriée [MAH 83]. De telles propriétés sont souvent contradictoires et il faut donc rechercher les matériaux ou les associations de matériaux présentant le meilleur compromis.

Les revêtements "barrière thermique" réalisés par projection thermique plasma, se présentent sous deux architectures distinctes suivant l'environnement et le degré de sollicitation auxquels ils seront soumis (Fig. 8.). Les revêtements de type "duplex" sont constitués d'une sous-couche d'accrochage métallique et d'une couche céramique oxyde. Les revêtements multicouches ou gradués, comportent en plus, une ou plusieurs couches intermédiaires composites ou graduées de métal et de céramique permettant d'accommoder les différences de dilatation entre le substrat et la céramique oxyde.

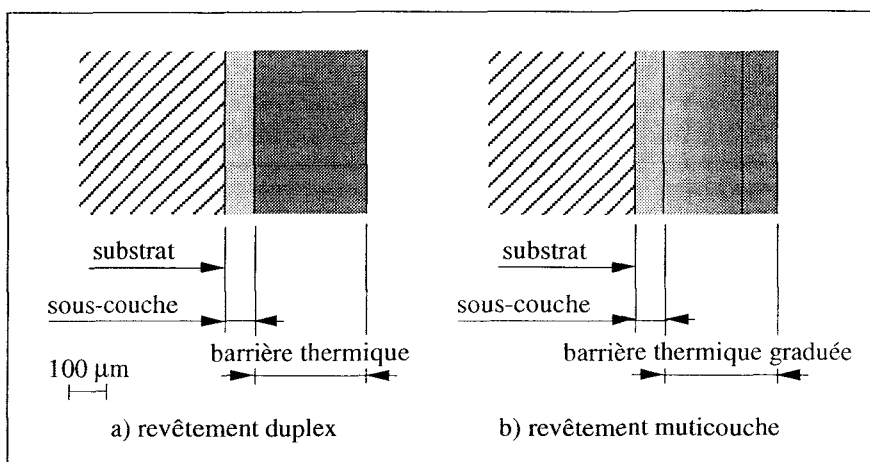


Fig. 8. Représentation schématique des deux concepts de revêtements "barrière thermique".

Les dépôts à base de zircone sont les plus couramment utilisés compte tenu de leur très faible conductivité thermique ($\approx 0,5 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$) [HER¹ 88]. L'addition d'oxyde d'yttrium (Y_2O_3) accroît la durée de vie des revêtements de zircone soumis à des cycles thermiques [MIL 84] [STE¹ 85]. Les meilleurs résultats sont obtenus avec des zircons yttriés à 6-8 % en poids, pourcentage qui correspond à un bon compromis entre une faible conductivité thermique et un coefficient de dilatation thermique voisin de celui de l'acier ($9,1.10^{-6} \text{ K}^{-1}$).

De nombreux travaux ont été consacrés à l'étude des différents mécanismes de dégradation des revêtements de zircone yttriée sous l'effet de cycles thermiques. Il ressort que l'endommagement est lié aux dilatations thermiques, aux phénomènes d'oxydation, à l'effet des contraintes résiduelles et des irrégularités d'interface.

Il a été constaté que les barrières thermiques projetées sur sous-couche se fissuraient dans le dépôt de céramique, juste au-dessus de la sous-couche. Les observations micrographiques ont, par ailleurs, mis en évidence l'existence d'une couche d'oxyde à l'interface sous-couche/barrière thermique [CHA 87] [MAI 81]. En effet, dans le cas d'une projection plasma atmosphérique, l'oxydation intervient dès la réalisation du dépôt car le jet de plasma entraîne l'atmosphère ambiante qui réagit chimiquement avec les particules en vol [MAI 81]. Une couche d'oxyde se forme ainsi à la surface des particules liquides et il en résulte, après formation du dépôt, un réseau interconnecté d'oxydes et de porosités à travers lequel l'oxygène peut facilement transiter durant les cycles thermiques [MAI 81].

L'aluminiure de nickel (NiAl) est plus sensible à cette forme d'oxydation car il ne contient pas de chrome. L'oxygène diffuse alors librement vers l'interface substrat/sous-couche [BOO 89]. Au contraire, dans le cas de l'alliage NiCrAlY , l'oxygène qui transite dans la sous-couche est piégé sous forme d'oxyde de chrome (Cr_2O_3) [BRA 80] [LEE 91].

Durant les cycles thermiques à haute température, on fait apparaître à l'interface sous-couche/barrière thermique, une couche d'oxyde formée d'alumine (Al_2O_3), d'oxyde de chrome (Cr_2O_3) et d'oxyde de nickel (NiO) [SHI 86]. Ces oxydes contribuent à la dégradation de la barrière thermique de par l'augmentation de volume de la sous-couche due à la très forte croissance des particules de NiO [WU 89]. Des échantillons revêtus d'une sous-couche de NiCrAlY et d'un dépôt de zircone yttriée, ayant subi un maintien de 20 h à $1250 \text{ }^\circ\text{C}$ à l'air ambiant, ont présenté des endommagements sévères alors que le même traitement réalisé dans un environnement inerte (argon) permettait d'obtenir des résultats satisfaisants [MIL 84]. D'autre part, pour des cycles thermiques effectués à des températures supérieures à $1300 \text{ }^\circ\text{C}$, des transformations de phase au

sein de la zircone yttrée peuvent induire des changements de volume et un écaillage du dépôt [WU 89].

CHANG et al [CHA² 87] proposent une interprétation des mécanismes d'endommagement basée sur une modélisation Éléments Finis. Le profil géométrique de l'interface sous-couche NiCrAlY/zircone yttrée est considéré comme sinusoïdal avec une amplitude entre pics de 50 à 100 µm. Les conditions aux limites sont basées sur la théorie élastique et une couche d'alumine simule le film d'oxyde.

Selon CHANG et al , les différences de dilatation thermique se traduiraient par des contraintes de tension au voisinage des pics de l'interface et de compression au voisinage des creux (Fig. 9a.) pouvant amorcer des microfissures tangentiels près de l'interface (Fig. 9b.). Le phénomène d'oxydation induirait, au contraire, des contraintes opposées nettement plus élevées en valeur absolue. L'incidence déterminante des contraintes dues à l'oxydation a été corroborée par des interprétations expérimentales [STE¹ 82] [WU 89].

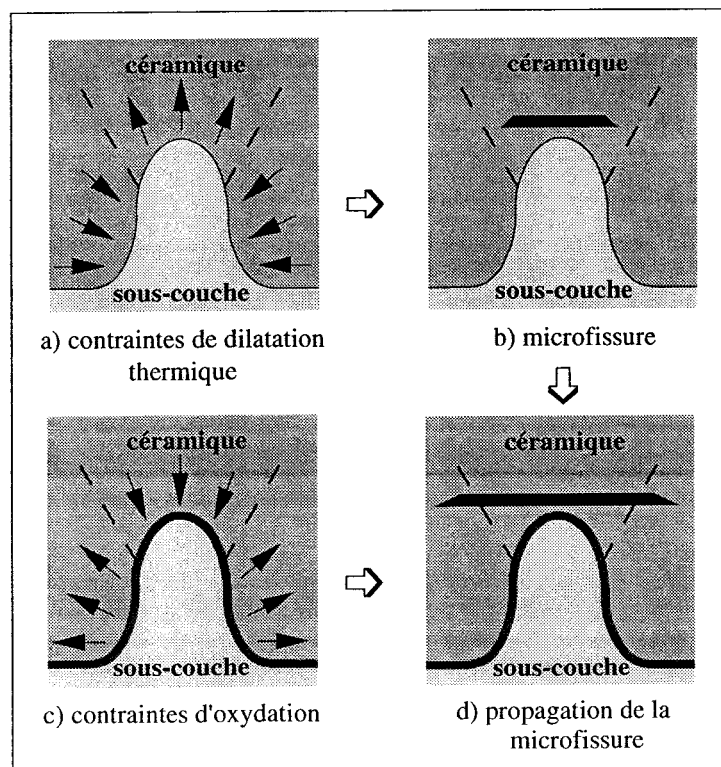


Fig. 9. Les mécanismes de dégradation [CHA² 87].

L'effet combiné de l'oxydation et de la différence d'expansion thermique évoluera vers une combinaison linéaire indéterminée des contraintes. Une fissure déjà initiée dans la région

interfaciale par les contraintes dues aux différences de dilatation, continuera alors à se propager durant les cycles thermiques (Fig. 9d.). La délamination éventuelle se localiserait donc dans la couche de céramique au-dessus de la sous-couche.

La diffusion d'oxygène se produit le plus souvent le long des contours des particules projetées et peut a priori être limitée en "densifiant" le dépôt. Une porosité plus faible engendra toutefois une efficacité moindre de la barrière thermique et une diminution de sa résistance aux chocs thermiques [MIL 83] [MIL 87]. La granulométrie des poudres et la maîtrise des paramètres de projection sont ici encore des facteurs expérimentaux déterminants [NIC 86] [GUI 89] [NIC 90].

En traitement de surface, le laser est actuellement la seule source de chaleur disponible qui permette d'obtenir des concentrations d'énergie atteignant 100 W.cm^{-2} . Les revêtements peuvent être exécutés de deux façons différentes, soit par refusion d'un revêtement ayant été préalablement déposé, soit par injection de poudre du matériau à appliquer directement dans le rayon laser [DEK 90]. Certains auteurs [MIL 84] [STE¹ 85] [SIV 89] ont montré qu'une refusion laser permettait d'accroître les durées de vie sous cycles thermiques dans le cas de revêtements "barrière thermique" élaborés par plasma. Cette refusion superficielle permet d'obtenir en surface un revêtement dense, lisse, à microstructure fine et homogène et présentant de meilleures propriétés thermomécaniques. Sous cette couche d'environ 100 à 200 μm d'épaisseur, le dépôt reste tel qu'il est obtenu après projection thermique plasma. Ce traitement permet de conserver au sein du matériau un degré de porosité bénéfique pour l'absorption des chocs thermiques.

Hormis l'utilisation des techniques lasers, la densification du dépôt dans toute son épaisseur peut être obtenue via un traitement de diffusion post-projection. Ce recuit permet également de relaxer les contraintes résiduelles induites durant la phase de projection et d'accroître, dans des conditions optimisées, l'adhérence du revêtement sur son substrat par création d'une zone de diffusion [LI 80] [WAT 84].

Lorsque les chocs thermiques deviennent très intenses, les dépôts peuvent se fissurer et parfois se détacher complètement du substrat métallique. Deux modes de fissuration sont observés suivant l'intensité du choc thermique [BOR 91] [WU 89]. Un refroidissement lent conduit à un état de compression plan dans le revêtement "barrière thermique". Des fissures radiales et transversales engendrent alors l'écaillage de la couche de surface (Fig. 10a.). Au contraire, lors d'un refroidissement rapide, le dépôt de surface se contracte davantage que la sous-couche. Il en résulte une contrainte plane de traction dans la couche de surface. L'apparition de fissures radiales perpendiculaires à la surface du revêtement mène à une fissuration segmentée (Fig. 10b.).

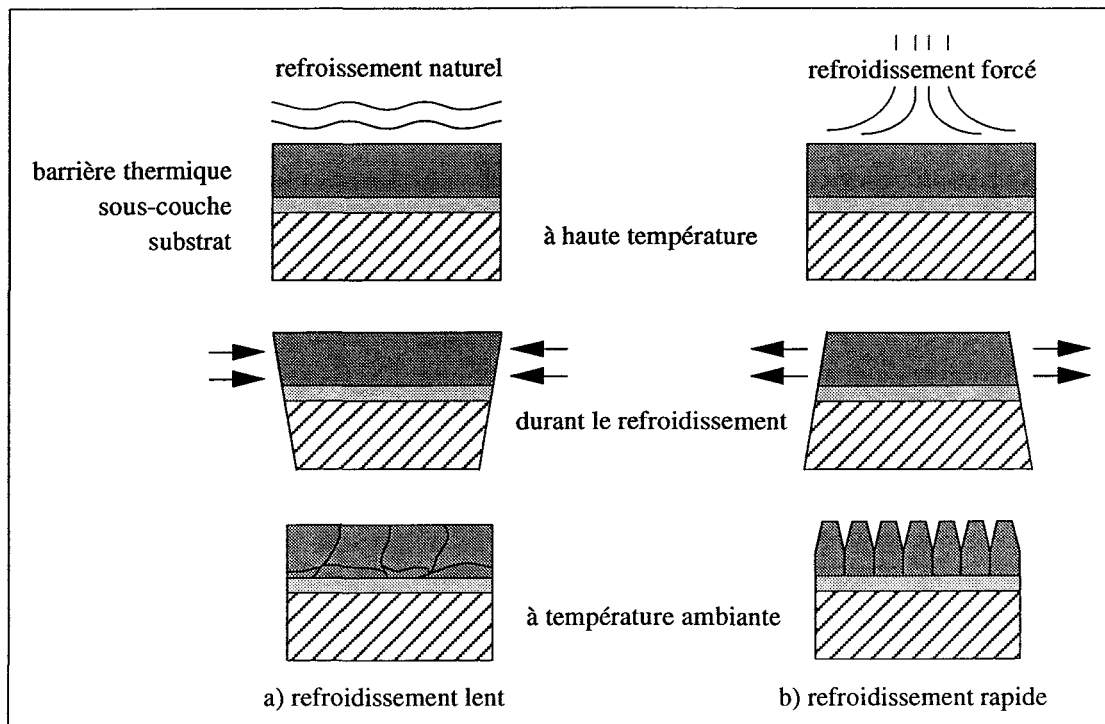


Fig. 10. Représentation schématique des modes de fissuration dans les dépôts "barrière thermique".

La porosité et l'épaisseur des dépôts jouent un rôle important sur la résistance aux chocs thermiques. Plus la porosité est élevée, plus la température limite de résistance aux chocs thermiques est repoussée ; ce comportement serait dû à l'absorption des contraintes induites durant la dilatation au cours du chauffage. Une augmentation d'épaisseur du dépôt conduit au contraire à une diminution de sa résistance à la fatigue thermique. LUCAS [LUC 90] et MARTINO [MAR² 89] s'accordent sur le fait que l'épaisseur d'un dépôt de zircone yttrée à 8 % doit être au maximum de 500 μm avec une porosité de l'ordre de 5 %.

Les résultats de ces différents travaux nous ont conduit, dans un premier temps, à élaborer des revêtements "barrière thermique" composés d'une couche de zircone yttrée à 8 % (poudre Union Carbide ZrO 157), déposée sur une sous-couche de NiCrAlY (poudre Union Carbide Ni 292). Quelques essais ont été également réalisés avec une poudre de titanate d'aluminium (poudre METCO 101 BNS). Pour certaines applications, le titanate d'aluminium peut constituer une alternative intéressante à la zircone. Ce matériau se distingue par son excellente résistance aux chocs thermiques et son coût très modéré. Cependant, ses médiocres propriétés mécaniques en limite l'usage à des zones mécaniquement peu sollicitées

Les revêtements de friction

Malgré le nombre et la qualité des études réalisées, la tribologie des matériaux céramiques et cermets, repose encore sur de nombreuses incertitudes [PAS 87]. De plus, les études menées dans le but de réduire le frottement et l'usure concernent souvent des vitesses et des énergies faibles. Les couples céramique/céramique sont généralement utilisés dans les systèmes de frottement où les problèmes d'usure se combinent à des contraintes d'environnement (haute température et/ou corrosion) [AZC 82] [CAR³ 90] [KLA 89]. Les configurations les plus satisfaisantes de ce point de vue sont souvent constituées de couples de matériaux dont l'un au moins autorise un accommodement relatif des surfaces. L'utilisation de couples céramique/métal est plus rare [PLA¹ 91] [RIG 90]. Les fortes différences de déformation présentées par les antagonistes induisent un "labourage" des surfaces conduisant à un régime d'usure sévère tant du métal que de la céramique.

Les mécanismes d'usure sont nombreux et complexes mais qu'il s'agisse de couples céramique/céramique ou métal/céramique, les plus souvent incriminés sont l'adhésion, l'abrasion, l'oxydation et la fatigue [GRI 91] [LIN 93] [QUI 85] [WAN 93] [YIN 88] [ZMI 87]. Quelles que soient les conditions de glissement imposées, le détachement des particules et leur évolution résultent d'une combinaison de deux ou plusieurs de ces processus opérant successivement ou simultanément pendant une période donnée. Les phénomènes mis en jeu dépendent des matériaux considérés, de la température du contact, du mode de sollicitation et de la durée d'application des contraintes [BER³ 90] [CAR³ 83] [CAR³ 90] [CHE¹ 92] [GUE 87] [KAP 84].

Dans toutes les configurations, l'usure adhésive joue un rôle prépondérant et se manifeste par des transferts de matériau entre les surfaces frottantes [AZC 82] [DEN 86]. L'usure abrasive résulte de l'action de particules dures ou anguleuses sur une surface plus tendre conduisant à un labourage (création de sillons). Deux situations peuvent aboutir à ce type d'usure : soit lorsque l'un des matériaux est nettement plus dur que l'autre, soit lorsque des particules dures et anguleuses - formées par réactions chimiques à partir des débris d'usure - se trouvent entre les surfaces de glissement. L'usure par fatigue est la conséquence des contraintes cycliques mécaniques et/ou thermiques auxquelles sont soumises les couches superficielles des corps en contact. Elle se manifeste par la formation et la propagation de fissures qui en rejoignant la surface, donnent naissance à des particules d'usure.

Certains couples de matériaux conduisent également à un phénomène de "glaçage" à haute température qui se traduit par la formation d'une couche superficielle de l'ordre du micron d'aspect

poli et dense [DEN 86] [AZC 82]. Il est admis que le phénomène de “glaçage” est dû à la fusion de films superficiels, ou encore à des mécanismes de compactage de débris et de déformation plastique. D'un point de vue pratique, le “glaçage” apporte une résistance exceptionnelle à l'usure qui s'accompagne généralement d'un frottement bas et régulier correspondant à un mécanisme de frottement et d'usure par adhésion [GRI 91].

Les propriétés physiques des matériaux premiers corps - directement en contact - conditionnent le frottement. Le troisième corps est formé par les particules détachées des premiers corps et par les impuretés de surface. Ses caractéristiques dépendent de la nature des premiers corps, des échanges avec le milieu extérieur (humidité, oxydation) et des évolutions (morphologie, composition) que subissent les particules au cours du frottement.

Cependant, il n'y a pas de relation directe entre le comportement tribologique et les propriétés physiques des matériaux mis en contact même si un certain nombre de corrélations apparaissent [CHA¹ 86] [CHU 84] [KIM 86] [YIN 88]. La taille, la distribution et la forme des porosités ainsi que les réseaux de microfissures dans le cas d'un revêtement ont une influence sur l'usure du système. Une structure microfissurée et poreuse semble souhaitable pour diminuer l'usure car elle permet d'absorber davantage les contraintes thermiques localisées. Le coefficient de frottement dépend de la macrostructure du dépôt, c'est-à-dire de sa porosité et, indirectement, de sa dureté ; il sera d'autant plus faible que la dureté du matériau sera grande et la porosité réduite. Le coefficient de frottement n'est pas une propriété intrinsèque des matériaux en contact [CHE¹ 92] mais dépend de l'environnement dans lequel ils évoluent.

Vu la grande variété de revêtements de friction, il est difficile de sélectionner *a priori* les couples les plus performants dans le cas des sollicitations thermomécaniques et tribologiques propres au freinage ferroviaire. Il est toutefois bien admis que les revêtements cermets s'avèrent particulièrement adaptés aux applications tribologiques à température élevée. Ils présentent une résistance accrue aux contraintes thermiques localisées (points chauds) et aux chocs thermiques. Parmi les cermets susceptibles de satisfaire à ces exigences, le cobalt/carbure de tungstène, le nickel/carbure de titane et le nickel-chrome/carbure de chrome semblent les plus indiqués.

Le cermet nickel-chrome/carbure de chrome (NiCr-Cr₃C₂) plus résistant à l'oxydation à finalement été retenu. La poudre utilisée dans cette étude est distribuée par Union Carbide sous la référence CRC 106 et comporte 75 % de carbure de chrome, 20 % de nickel et 5 % de chrome (en poids).

Mise en oeuvre des revêtements

Les différents revêtements ont été réalisés avec une torche plasma atmosphérique de type PS 2180 distribuée par la Société Nouvelle de Métallisation Industrielle (S.N.M.I.) et mise à notre disposition au C.R.I.T.T. "Céramiques Fines" de Maubeuge. Un mélange argon-hydrogène est utilisé comme gaz plasmagène et les projections sont réalisées à la pression atmosphérique sans protection particulière. Les particules de poudre sont injectées radialement sous flux d'argon à partir d'un dispositif de distribution à bol vibrant. Le dispositif utilisé pour la réalisation de revêtements sur disques de freinage réduits est reproduit figure 11.

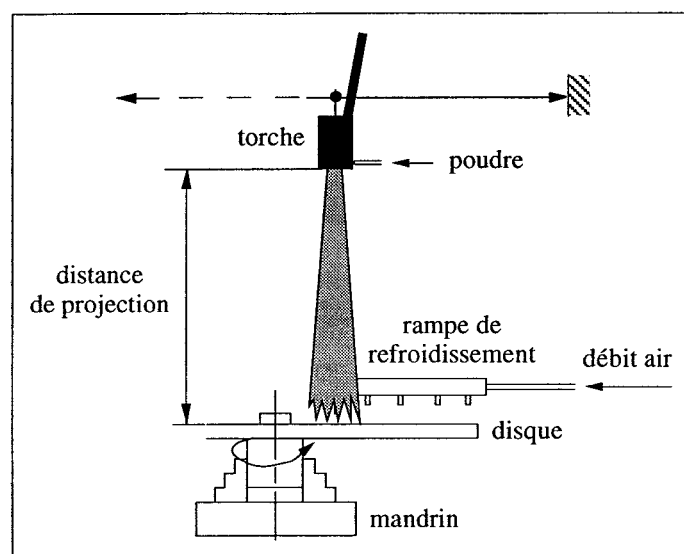


Fig. 11. Dispositif utilisé pour la PTP sur disques de freinage réduits.

Le disque de diamètre 160 mm est entraîné en rotation à vitesse constante (180 tr.min^{-1}) alors que la torche est solidaire d'un mécanisme de déplacement "va et vient". Afin d'obtenir une épaisseur de revêtement constante, la vitesse de translation v de la torche a été asservie au rayon R du disque selon la relation $R.v = 0,215 \text{ m}^2.\text{min}^{-1}$; ainsi pour $R = 25.10^{-3} \text{ m}$, $v = 8,6 \text{ m.min}^{-1}$ et pour $R = 80.10^{-3} \text{ m}$, $v = 2,7 \text{ m.min}^{-1}$. La face avant du disque a été refroidie par des jets d'air comprimé de manière à limiter l'échauffement maximum du substrat à $150 \text{ }^\circ\text{C}$.

La qualité des dépôts obtenus est fonction de la préparation du substrat ainsi que des paramètres "plasma" (débit des gaz plasmagènes, caractéristiques du jet de plasma, débit de poudre,...) et des paramètres cinématiques de la projection (distance de tir, vitesse de translation de la torche, vitesse de rotation du disque,...). La maîtrise de ces différents paramètres est d'autant plus complexe que ces derniers sont pour la plupart interactifs. Toutefois, la connaissance des caractéristiques

physiques de la poudre et de son mode d'élaboration permettent, par expérience, de cerner assez rapidement les paramètres de projection appropriés.

En plus des certificats d'analyses fournis par le fournisseur, des études de granulométrie ont été menées avec un analyseur automatique HORIBA CAPA 300. Cet appareil permet de mesurer la distribution des particules selon leur taille en utilisant une méthode de transmission optique. La méthode de mesure adoptée pour la caractérisation des poudres de projection est basée sur la sédimentation par gravitation naturelle en utilisant de l'éthanol ou un mélange de glycérol à 75 % dans de l'eau comme solvant. À titre d'exemple, les diagrammes de granulométrie des poudres NiCrAlY (Ni 292) et de zircone yttrée (ZrO 157) sont reproduits figure 12.

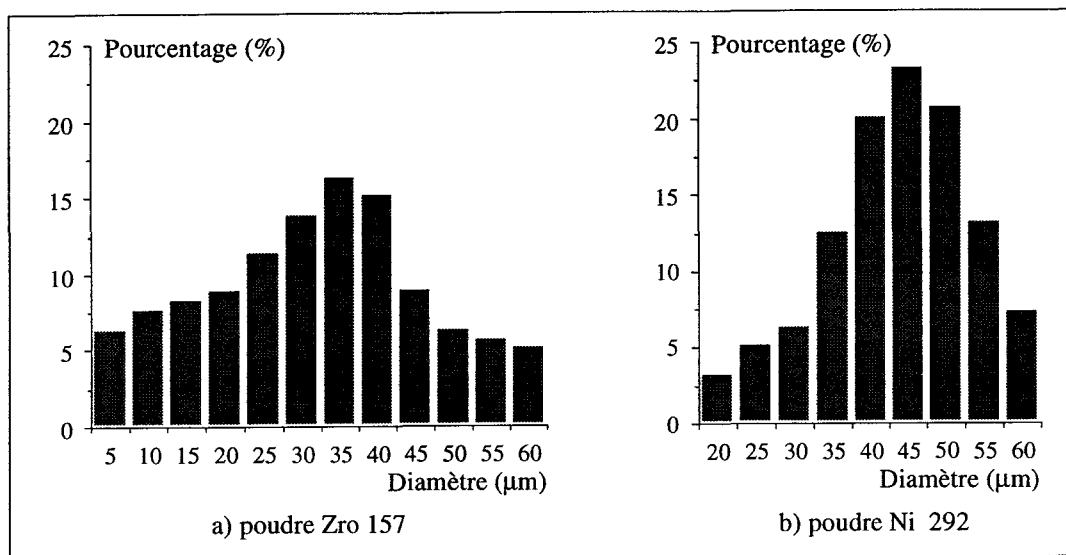


Fig. 12. Distribution granulométrique des poudres ZrO 157 et Ni 292.

Il apparaît que la poudre de NiCrAlY présente une granulométrie assez serrée, le diamètre moyen des particules est voisin de 45 µm. La poudre de zircone est légèrement plus fine - diamètre moyen des particules voisin de 35 µm - mais sa distribution est plus large. Ces résultats correspondent à des valeurs courantes considérées comme optimales pour ces deux matériaux.

Lorsque la distribution est trop étalée, les particules ont des trajectoires différentes dans le jet de plasma et il est illusoire d'espérer obtenir un résultat homogène. Ainsi, la poudre de cermet nickel-chrome/carbure de chrome référencée CRC 108 présentant une granulométrie très large (10 à 90 µm) a-t-elle été délaissée au profit de la poudre CRC 106 à granulométrie plus resserrée (5 à 45 µm).

Les poudres atomisées (Ni 292) sont sphériques et assez denses. Elles présentent une bonne coulabilité et le transfert thermique au sein des particules est satisfaisant (Fig. 13a.). Les poudres

de zircone yttrée (ZrO 157) et de cermet nickel-chrome/carbure de chrome (CRC 106) sont préparées par frittage. Le transfert thermique au sein des particules qui présentent une morphologie plus irrégulière est alors plus difficile. Les particules de la poudre ZrO 157 forment toutefois un assemblage relativement sphérique et présentent une bonne coulabilité. La poudre CRC 106 qui se distingue par la finesse et l'irrégularité de ses particules (Fig. 13b.) s'écoule avec difficulté.

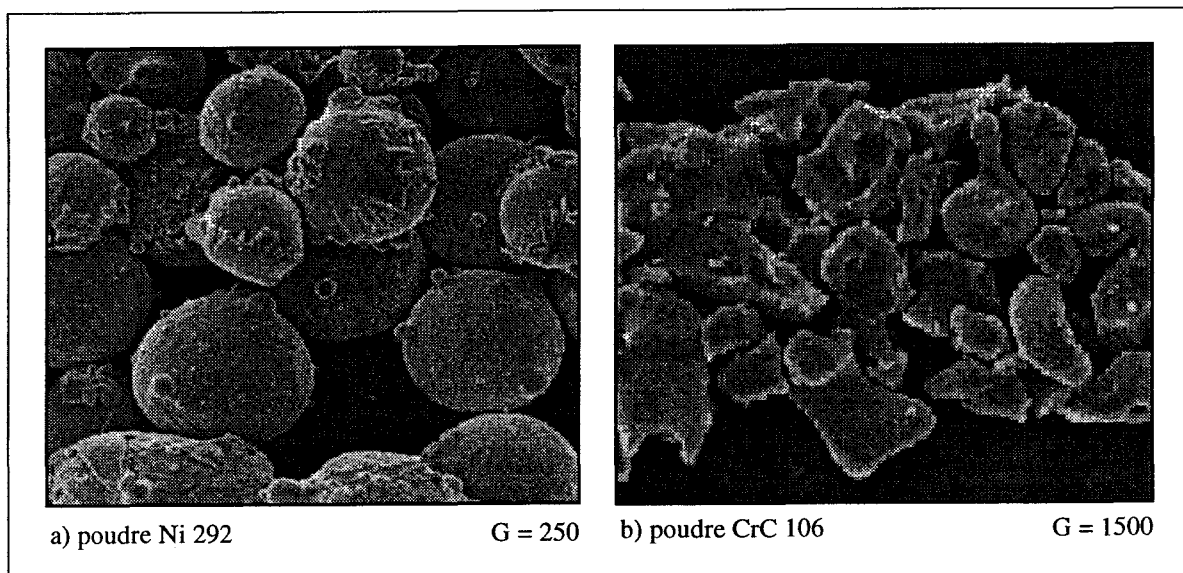


Fig. 13. Morphologie des poudres ZrO 157 et CRC 106 (Microscopie à balayage électronique).

Après les examens relatifs aux poudres, différents plans d'expérience ont été réalisés sur des plots en acier XC 38 de diamètre 40 mm et d'épaisseur 11,25 mm ou 22,5 mm. Ces plots ont été placés sur un porte-échantillons, confectionné à partir d'un disque réduit, permettant donc de conserver les mêmes conditions de projection (notamment les transferts thermiques et le refroidissement).

Concernant la préparation du substrat, différentes granulométries de corindon, de 0,1 à 1,3 mm, ont été testées sous des pressions de sablage variant de 1 à 6 bar. Pour le substrat en acier XC 38, la rugosité souvent préconisée [PIN 91] - $R_a = 6 \mu\text{m}$ - a été obtenue avec des grains de 1 mm sous une pression de 6 bar.

L'optimisation des paramètres de projection a essentiellement porté sur les débits des gaz plasmagènes (argon et hydrogène), la puissance aux bornes de la torche (intensité et tension), le débit de gaz porteur, le débit de poudre, la distance de tir, la vitesse de rotation du porte-échantillons, et enfin le refroidissement (position et débit).

Les échantillons revêtus ont été systématiquement examinés en surface au microscope à balayage électronique (MEB) et en coupe au microscope optique. L'examen au MEB a permis d'estimer l'état de fusion des particules tandis que la micrographie optique des dépôts en coupe a révélé leur cohésion et leur homogénéité dans l'épaisseur. La figure 14 présente deux micrographies caractéristiques des surfaces des revêtements de zircone projetés avec des paramètres non optimisés. La figure 14a révèle la présence de particules non fondues, ce qui est significatif d'une mauvaise répartition des particules dans le jet de plasma. Ce phénomène peut être corrigé en modifiant le débit d'argon porteur. Une fusion et un étalement beaucoup plus homogène des particules sont observés sur la figure 14b. Ces particules sont cependant trop aplaties et certaines d'entre elles présentent des microfissures initiées lors de leur relaxation. Ces microfissures résultent d'une température de projection trop élevée (intensité et tension à diminuer) ou d'un refroidissement trop rapide.

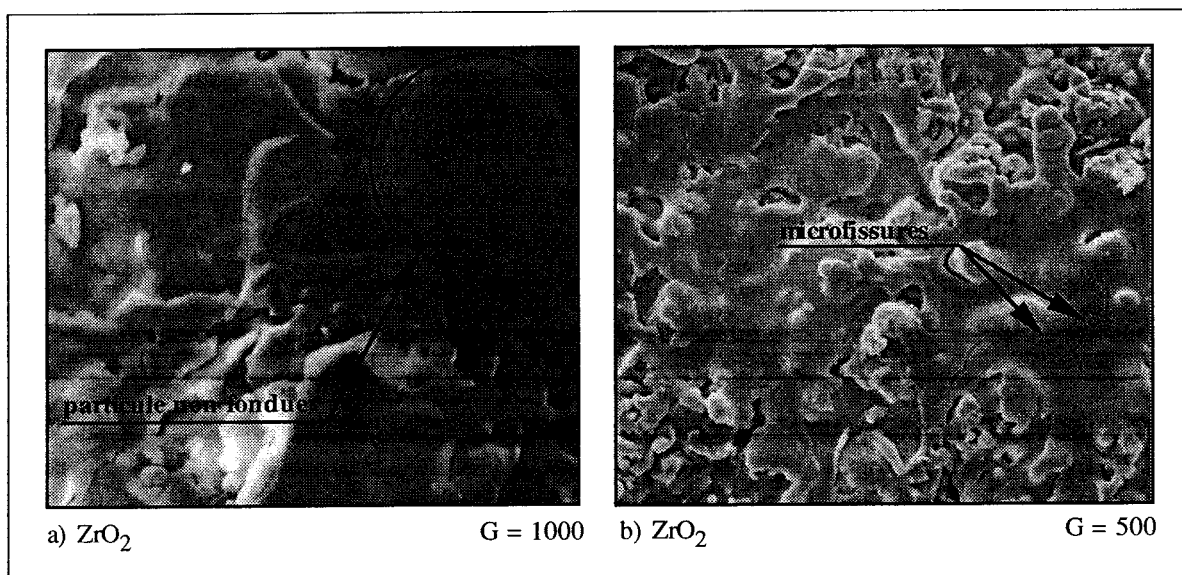


Fig. 14. Micrographies de surface de revêtements de zircone non optimisés (MEB).

Il est assez difficile de réaliser des revêtements épais de zircone yttrée ($> 500 \mu\text{m}$) sans initier une microfissuration localisée au-dessus de la sous-couche d'accrochage. La figure 15 présente une micrographie en coupe d'un revêtement triplex avec ce type de défaut.

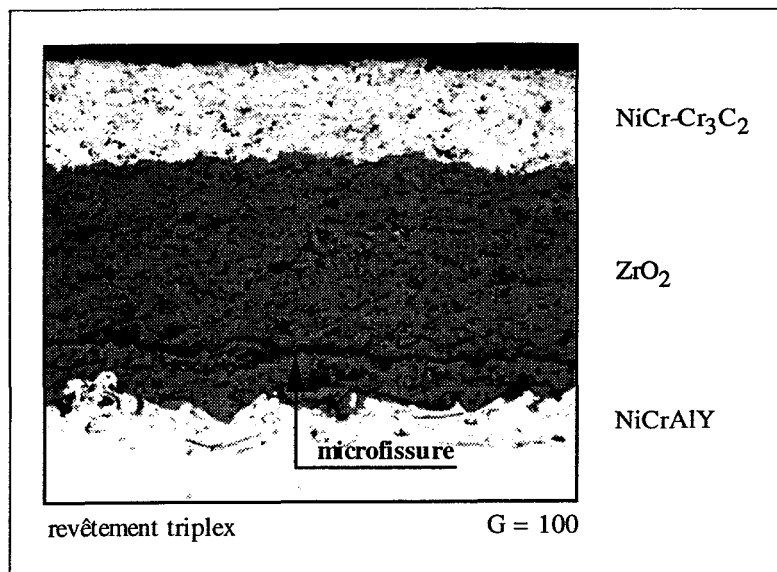


Fig. 15. Coupe micrographique d'un revêtement triplex.

Des revêtements composites de NiCrAlY et de zircone yttrée ont été développés afin d'obtenir une dispersion de céramique (matériau fragile) au sein d'une matrice métallique ductile. La phase métallique permet de limiter l'initiation et la propagation de fissures, et améliore ainsi la ténacité et la cohésion du dépôt. Sa présence atténue également les différences de dilatation entre le revêtement "barrière thermique" et le substrat. De tels revêtements sont également plus résistants aux chocs thermiques que la zircone yttrée [PAD 84]. Afin d'obtenir une répartition régulière des lamelles de zircone dans la matrice métallique, les poudres sont d'abord mélangées mécaniquement (mélangeur TURBULA). Le distributeur est mis en agitation afin d'éviter la sédimentation de la poudre métallique plus lourde dans le bol vibrant.

Deux types de composites ont été principalement développés avec respectivement une proportion de 50 et 75 % de zircone yttrée en volume avant projection. Ainsi, la notation " NiCrAlY-ZrO_2 25-75" correspond à un mélange de poudres de 25 % de Ni 292 et de 75 % de ZrO 157 en volume. Les coupes micrographiques effectuées sur ces deux composites (Fig. 16.) montrent qu'après projection, la proportion en volume de zircone yttrée est d'environ 25 et 45 %.

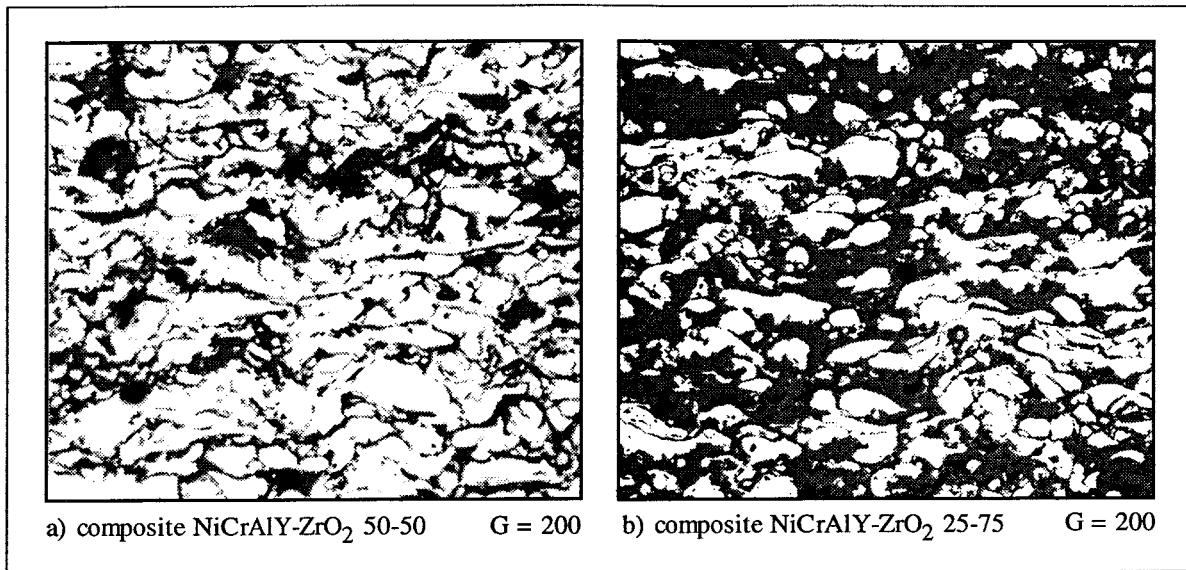


Fig. 16. Micrographies optiques des composites NiCrAlY-ZrO₂.

ADHÉRENCE ET COHÉSION DES REVÊTEMENTS

Le revêtement élaboré sur un disque de freinage doit être cohésif et parfaitement adhérent. De ce fait, la mise en œuvre de tests mécaniques aptes à caractériser simultanément ces propriétés s'est avérée fondamentale.

Les tests d'adhérence

Le test d'indentation consiste à appliquer un indenteur Vickers sur l'interface à contrôler et à corréliser la dimension des fissures radiales à la ténacité du matériau (Fig. 17a.) [CHO 88] [CHO 90]. L'exploitation des résultats reste délicate pour les matériaux fragiles car la fissure créée est difficilement mesurable. Cette difficulté est encore accrue avec des revêtements poreux.

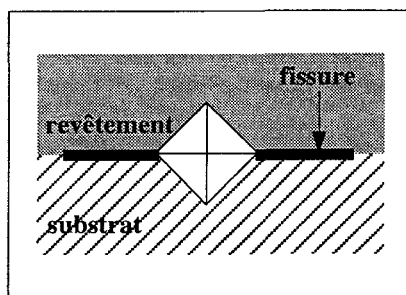


Fig. 17a. Test d'indentation.

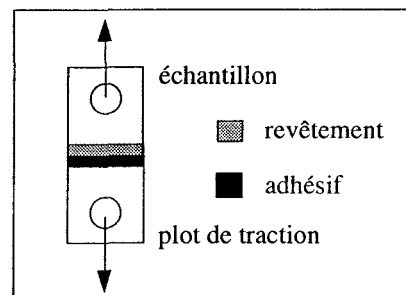


Fig. 17b. Test d'adhérence par traction.

L'adhérence peut être caractérisée par un test d'arrachement consistant à appliquer un effort de traction croissant à un pion collé à la surface du revêtement et à mesurer la contrainte moyenne d'arrachement (Fig. 17b.) [DAV 88]. L'utilisation de ce test est toutefois limitée aux matériaux présentant une résistance inférieure à l'adhérence de l'adhésif utilisé. De plus, la porosité ouverte des revêtements permet la pénétration de la colle dans les interstices, ce qui perturbe la mesure de l'adhérence vraie et nécessite un nombre considérable d'essais pour obtenir une bonne représentativité [LI 80].

La mesure de la contrainte à la rupture par cisaillement à l'interface dépôt/substrat est souvent utilisée [MAU 86]. Dans le cas du test proposé par COLIN et al [COL 88], l'éprouvette est sollicitée en flexion 4 points avec l'interface dépôt/substrat situé près d'un des appuis extérieurs (Fig. 18a.). Au niveau de ces appuis, le moment fléchissant est presque nul et l'effort tranchant maximal. Ce

test nécessite également l'application d'une couche d'adhésif sur le dépôt et présente donc les mêmes inconvénients que précédemment [HER² 78].

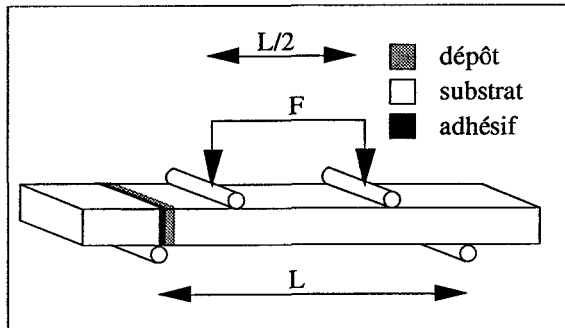


Fig. 18a. Test de cisaillement au moyen d'un montage de flexion 4 points [COL 88].

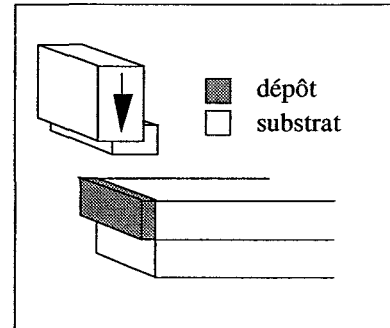


Fig. 18b. Test de cisaillement [GRU 91].

L'utilisation d'un montage de flexion 4 points pour évaluer l'énergie de rupture interfaciale à partir de la propagation d'une fissure induite artificiellement a été envisagée par HOWARD *et al* [HOW 91] mais la mise en œuvre reste délicate. Les tests de rayure sont difficilement applicables pour des revêtements car ils ne permettent pas de dissocier l'adhérence de la fragilité intrinsèque des revêtements [LAM² 91] [LOP 89].

Un autre test, développé par GRÜTZNER *et al* [GRÜ 91], consiste à cisailier directement le dépôt à l'aide d'une plaque de métal dur afin de caractériser la dégradation cohésive (au sein du dépôt) ou adhésive (entre dépôt et substrat ou entre deux couches successives) (Fig. 18b.). Le non respect du positionnement précis de l'échantillon par rapport à la plaque de cisaillement peut toutefois entraîner une très forte dispersion des résultats.

Développement d'un test de flexion 3 points "inversé"

L'essai de flexion 3 points est couramment utilisé pour déterminer la contrainte de rupture des matériaux fragiles. La simplicité du dispositif (absence de problèmes de fixation) et de la géométrie de l'éprouvette constituent les principaux avantages de cet essai. Le test consiste à imposer une flèche progressive à une éprouvette, alors soumise à des contraintes de compression sur la face où s'exerce la charge et à des contraintes de traction sur la face opposée.

Vu la faible résistance à la traction des matériaux céramiques, le revêtement a été élaboré sur la face de l'éprouvette sollicitée en compression (face concave). Quelques essais préliminaires ont en effet montré que, dans le cas du revêtement sollicité en tension, la rupture du revêtement est toujours située dans l'épaisseur du revêtement pour des valeurs de flèche de l'ordre du millimètre.

L'essai de flexion 3 points "inversé" - revêtement en compression - permettra donc en réduisant la probabilité de rupture cohésive de caractériser l'adhérence du revêtement (Fig. 19.).

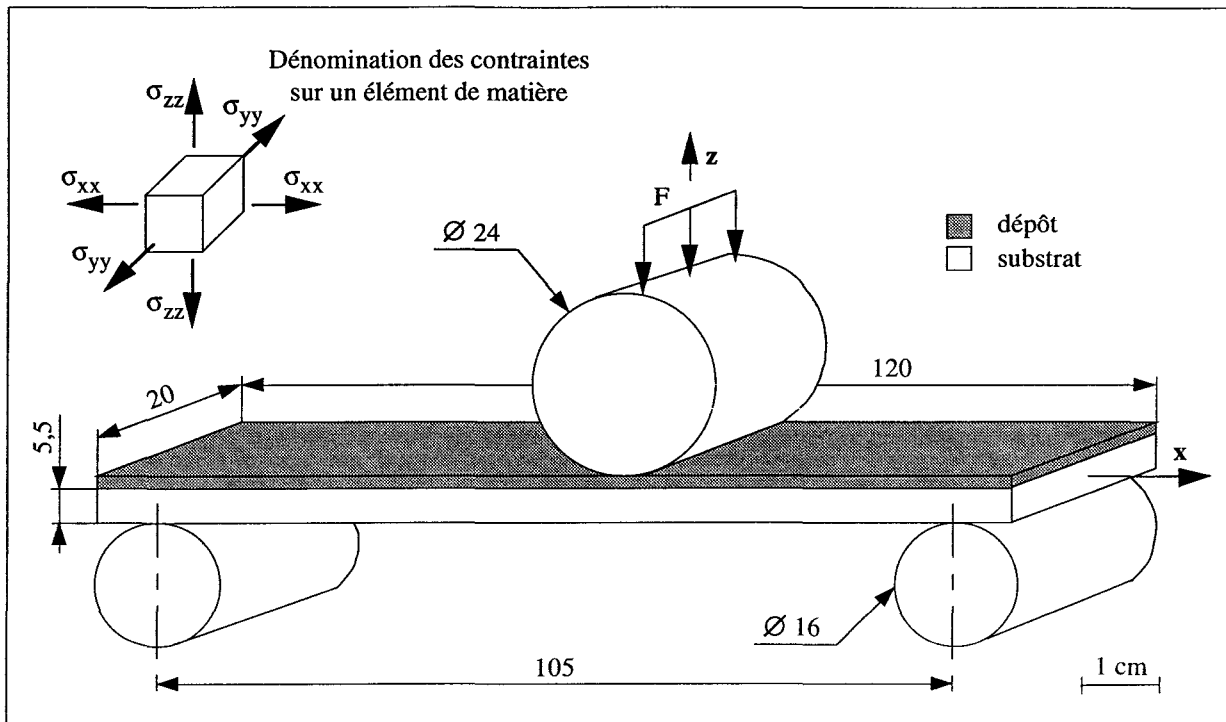


Fig. 19. Schéma du test d'adhérence par flexion 3 points "inversé" (revêtement en compression).

Ce test n'est pas pour autant un test d'adhérence au sens strict car il caractérisera tantôt une dégradation adhésive (entre dépôt et substrat ou entre deux couches successives), tantôt une dégradation cohésive (au sein du dépôt) suivant la localisation de la rupture. Il est toutefois bien adapté à l'application de freinage pour laquelle le revêtement doit être aussi cohésif qu'adhérent.

Les essais ont été réalisés sur une machine LLYOD de type "LR 50 KN" couplée à un micro-ordinateur chargé du logiciel d'analyse "DAPMAT". Le dispositif de flexion a été conçu selon la norme "ASTM D790/BS 2782 Part 3 Method A". La vitesse de traverse est fixée à $3,34 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ [DAP 87]. Le nez de charge et les appuis sont des cylindres de diamètre respectif 24 et 16 mm afin d'éviter une indentation ou une rupture locale du revêtement due à une concentration de contrainte trop élevée.

Les éprouvettes en acier de nuance XC 38 ($120 \times 20 \times 5,5$ mm) sont usinées par électroérosion puis rectifiées à la meule afin de garantir une tolérance géométrique inférieure à $0,01$ mm. La face à revêtir est ensuite sablée au corindon de grade 1 mm sous une pression de 6 bar, la rugosité Ra

ainsi obtenue étant de 6 μm . Les éprouvettes, placées sur un disque porte-éprouvettes pour la projection, sont revêtues dans les mêmes conditions que les disques réduits.

Les valeurs de l'effort et de la flèche mesurées à l'initiation de la fissuration sont caractéristiques de l'adhérence ou de la cohésion du revêtement, suivant la localisation de la rupture. Cependant, les comparaisons ne sont valides que dans le cas d'éprouvettes à géométrie identique présentant les mêmes caractéristiques mécaniques. Dans cette étude, certaines éprouvettes subissent un recuit de diffusion à haute température. Les modifications structurales alors induites modifient les caractéristiques du substrat en acier et il est alors plus judicieux de caractériser l'adhérence, non pas par des valeurs de charge ou de flèche, mais par l'énergie de rupture du revêtement.

Le logiciel d'analyse "DAPMAT" offre la possibilité de visualiser sur écran le tracé "effort/flèche". La sélection du point à l'initiation de la rupture permet le calcul de l'aire sous la courbe "effort/flèche". Cette aire, souvent appelée aire sous-tendue, correspond à l'énergie de déformation du substrat et à l'énergie de rupture du revêtement (Fig. 20.).

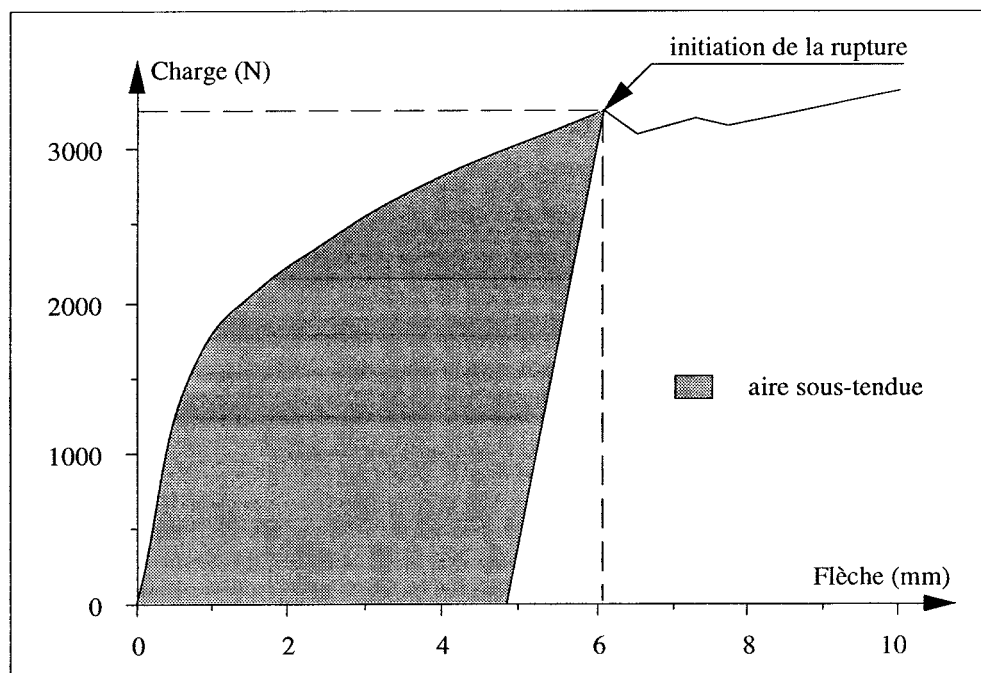


Fig. 20. Représentation de l'aire sous-tendue pour un relevé quelconque.

L'énergie de rupture du revêtement est simplement mesurée par la différence entre les aires sous-tendues des courbes "effort-flèche" des éprouvettes revêtue et non revêtue limitées par la valeur de la flèche à la rupture du revêtement (Fig. 21.).

Influence de la nature des revêtements

Le tableau 1 présente les caractéristiques des revêtements (repère, nature, épaisseur) et les paramètres de rupture considérés (localisation de la rupture, effort et flèche à la première fissuration, énergie de rupture).

Repère	Revêtement	Épaisseur (µm)	Nature de la rupture	Localisation de la rupture	Effort (N)	Flèche (mm)	Énergie de rupture (10^{-3} J)
A	-	-	-	-	-	>30	-
D	NiCrAlY	80	-	-	-	>30	-
E	NiCr-Cr ₃ C ₂	200	Adhésive	XC 38/ NiCr-Cr ₃ C ₂	2970	5,6	72,5
H	NiCrAlY NiCr-Cr ₃ C ₂	80 200	Adhésive	NiCrAlY/ NiCr-Cr ₃ C ₂	3420	6,1	216,1
J	ZrO ₂	350	Adhésive	XC 38/ZrO ₂	2548	3,62	23,5
K	NiCrAlY ZrO ₂	80 350	Cohésive	ZrO ₂	2700	3,78	74,8
L	Al ₂ TiO ₅	350	Cohésive	Al ₂ TiO ₅	2449	2,87	56,6
M	NiCrAlY NiCrAlY-ZrO ₂ 50-50 (vol.)	80 350	Adhésive	NiCrAlY/ NiCrAlY-ZrO ₂	4234	11,01	604
N	NiCrAlY-ZrO ₂	350	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY-ZrO ₂	3127	6,08	120
O	NiCrAlY NiCrAlY-ZrO ₂	80 350	Cohésive	NiCrAlY-ZrO ₂	3292	6,12	202,6
P	NiCrAlY-ZrO ₂ NiCr-Cr ₃ C ₂	350 200	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY-ZrO ₂	3212	5,52	243,4
S	NiCrAlY NiCrAlY-ZrO ₂ NiCr-Cr ₃ C ₂	80 350 200	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY	3390	5,73	288,7
V	NiCrAlY ZrO ₂ NiCr-Cr ₃ C ₂	80 350 200	Cohésive	ZrO ₂	3040	3,59	123,1

(Les proportions du composite NiCrAlY-ZrO₂ sont de 25-75 en volume, par défaut.)

Tabl. 1. Échantillons testés et résultats.

La figure 21 reproduit, à titre d'exemple, les courbes "effort-flèche" de l'éprouvette nue (rep. A), de l'éprouvette revêtue d'une couche de NiCrAlY et de zircone (rep. K) et de l'éprouvette revêtue d'une couche de NiCrAlY et d'une couche de composite NiCrAlY-ZrO₂ (rep. O).

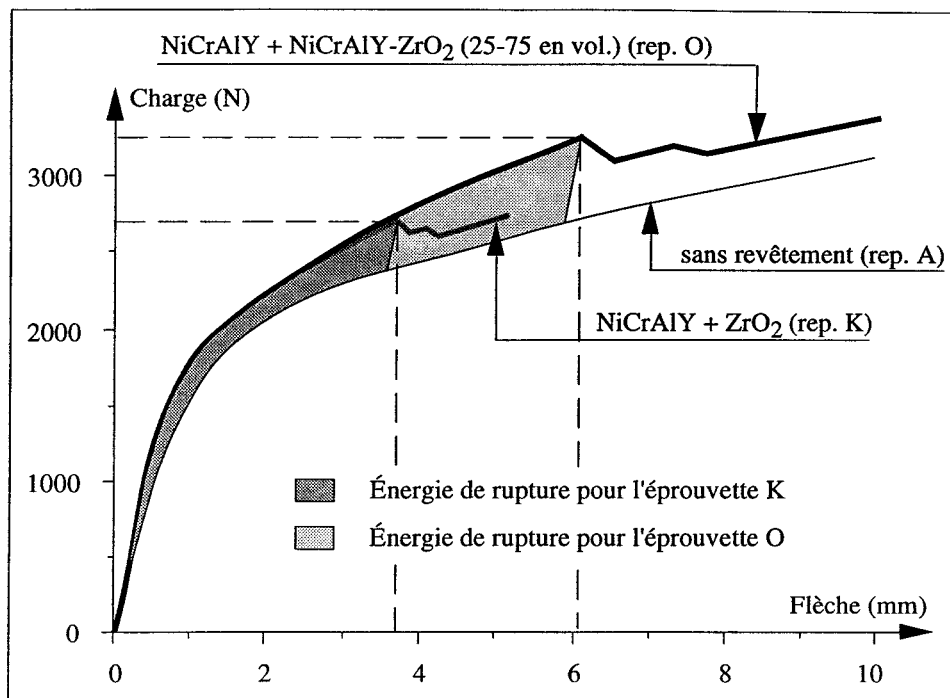


Fig. 21. Exemples de relevés expérimentaux en flexion trois points "inversé".

La courbe "effort-flèche" d'une éprouvette revêtue d'une sous-couche de NiCrAlY d'épaisseur 80 μm (rep. D) s'identifie parfaitement au profil obtenu pour une éprouvette non revêtue (rep. A). Vu sa faible épaisseur, la sous-couche de NiCrAlY rigidifie peu l'éprouvette et son influence peut donc être négligée. Les résultats obtenus pour différents dépôts "barrière thermique" projetés directement sur le substrat ou sur une sous-couche sont présentés figure 22.

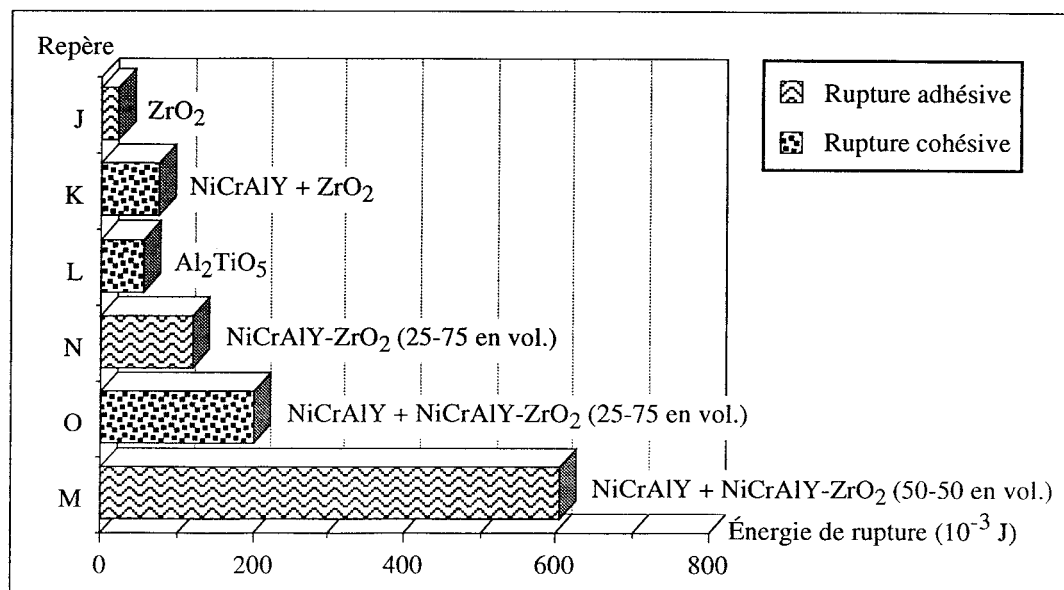


Fig. 22. Énergies de rupture suivant la nature de la barrière thermique.

La rupture de la couche de titanate d'aluminium (échantillon L) est de nature cohésive alors que celle de la zircone (échantillon J) est adhésive. Sans sous-couche, les énergies de rupture sont très faibles (échantillons J, L et N) et dans tous les cas, l'adjonction d'une sous-couche permet d'accroître l'adhérence.

Les composites NiCrAlY-ZrO₂ sont nettement plus cohésifs que la zircone yttrée ou le titanate d'aluminium. Le composite NiCrAlY-ZrO₂ 50-50 (rep. M) présente une excellente cohésion et la rupture est adhésive. L'adhérence et la cohésion du composite à base de zircone yttrée augmentent avec la proportion de NiCrAlY mais en contrepartie la diffusivité thermique sera logiquement accrue.

Le calcul des répartitions de contraintes dans l'épaisseur des éprouvettes revêtues est développé en **annexe 1**. L'éprouvette revêtue est alors considérée comme une poutre composée d'une succession de différentes couches isotropes parfaitement solidaires entre elles, ce qui permet d'aborder ce problème de flexion pure par la théorie des stratifiés.

Le tableau 2 présente les valeurs des modules d'élasticité et des coefficients de Poisson du substrat et de quelques revêtements, estimées à partir de données bibliographiques [BRA 76] [LEM 76] [PAD 84].

Matériaux	Module d'Young E (10 ³ MPa) (*)	Coefficient de Poisson ν (*)
XC 38	202	0,33
NiCrAlY	86,2	0,295
ZrO ₂	45,4	0,25
NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.)	49,1	0,275
NiCrAlY-ZrO ₂ 50-50 (vol.)	58,2	0,28

(*) : valeurs estimées à la température ambiante.

Tabl. 2. Caractéristiques retenues pour les calculs de contraintes.

Les répartitions des contraintes de compression σ_{xx} - définies figure 19 - obtenues à la charge de rupture pour les éprouvettes K, M et O sont reproduites sur la figure 23 à titre d'exemple.

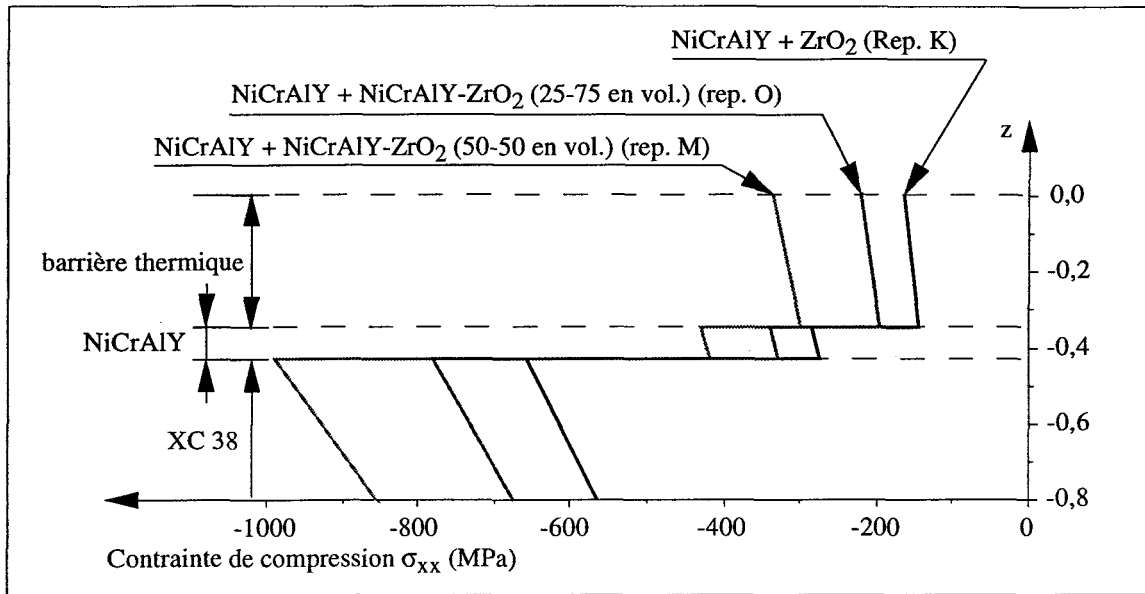


Fig. 23. Répartition des contraintes σ_{xx} dans les dépôts des échantillons K, M et O.

Les contraintes σ_{xx} sont beaucoup plus faibles dans les revêtements en raison des modules élastiques nettement inférieurs. Il est remarquable de constater que la discontinuité est particulièrement importante à l'interface substrat/sous-couche.

La figure 24 présente les corrélations entre les contraintes minimales σ_{xx} , les contraintes σ_{zz} à l'interface barrière thermique/sous-couche et l'énergie de rupture pour les échantillons K, M et O.

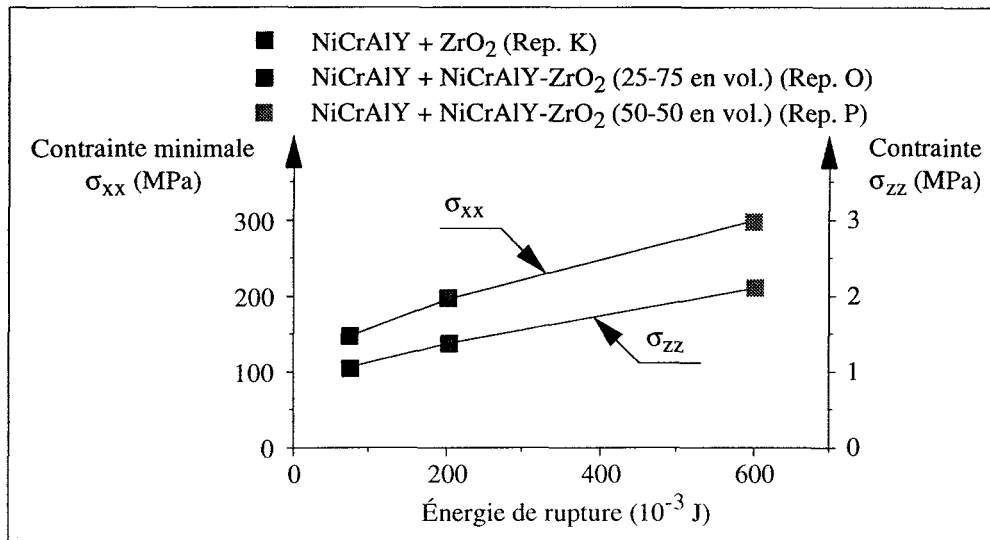


Fig. 24. Contraintes à l'interface barrière thermique/sous-couche calculées pour la charge de rupture en fonction de l'énergie de rupture correspondante.

Les mêmes calculs effectués pour les échantillons J et N conduisent à une évolution similaire mais avec un rapport différent. La même constatation est observée si on considère l'état de contrainte en une autre position du revêtement. Ainsi, l'énergie de rupture, qui présente l'avantage d'être déterminée sans connaître les caractéristiques mécaniques des matériaux est parfaitement représentative de l'état de contrainte à la fissuration. Toutefois, elle ne permet pas de discriminer l'adhérence ou la cohésion de chaque type de dépôt mais du revêtement dans son ensemble et les résultats obtenus ne sont comparatifs que pour des revêtements d'épaisseur sensiblement égale.

Les résultats obtenus à partir des éprouvettes E et H revêtues de cermet nickel-chrome/carbure de chrome conduisent à des ruptures adhésives (Fig. 25.). L'effet de la sous-couche en NiCrAlY est encore ici positif.

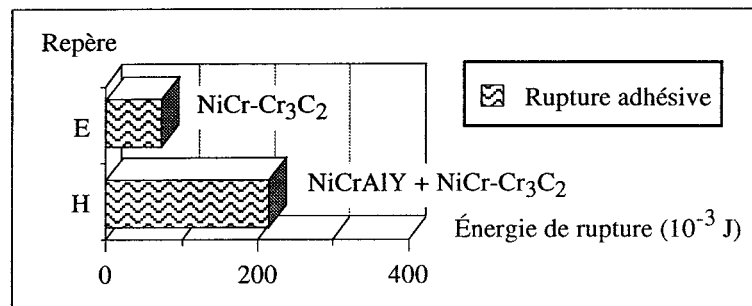


Fig. 25. Énergies de rupture des revêtements de cermet nickel-chrome/carbure de chrome.

La figure 26 présente les résultats obtenus pour les revêtements multicouches avec barrière thermique insérée entre le cermet nickel-chrome/carbure de chrome et la sous-couche ou le substrat. La comparaison des échantillons P et S montre encore l'intérêt de la sous-couche d'accrochage. De même, la cohésion du revêtement est améliorée par l'utilisation d'une barrière thermique en composite NiCrAlY-ZrO₂. L'échantillon V correspondant au revêtement "NiCrAlY + ZrO₂ + NiCr-Cr₃C₂" présente au contraire une rupture cohésive à faible énergie au sein de la zircone.

Les résultats obtenus avec l'échantillon O laissent présager pour l'échantillon S une rupture cohésive dans la barrière thermique ou adhésive à l'interface barrière thermique/dépôt de surface. En fait, le dépôt de cermet nickel-chrome/carbure de chrome semble ici renforcer la cohésion de la barrière thermique.

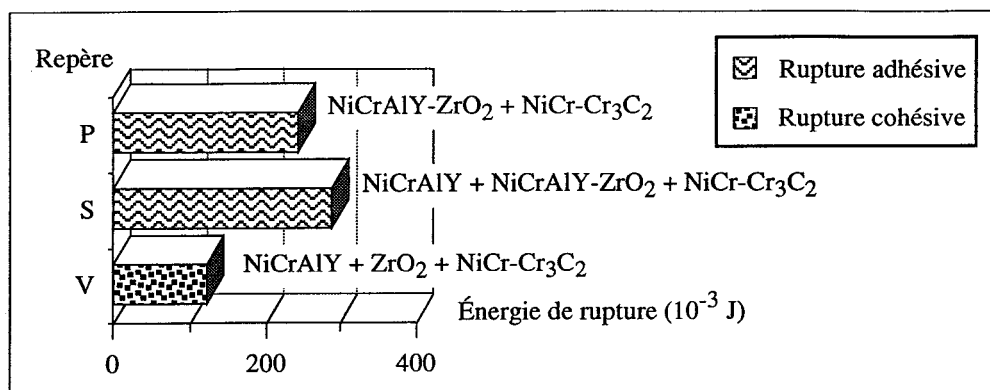


Fig. 26. Énergies de rupture des revêtements triplex.

Lorsque la rupture est adhésive malgré la présence d'une sous-couche d'accrochage, elle se localise toujours, qu'il s'agisse d'une barrière thermique (échantillon M), du cermet nickel-chrome/carbure de chrome (échantillon H) ou d'un triplex (échantillon S), à l'interface NiCrAlY/dépôt supérieur, ce qui prouve la bonne adhérence de la sous-couche d'accrochage sur le substrat.

Les traitements de diffusion

Un traitement de diffusion a été réalisé sur un lot d'éprouvettes en vue d'accroître l'adhérence, par création de liaisons métallurgiques entre les différentes couches.

Le recuit de diffusion a été pratiqué avec une vitesse de montée en température de 200 °C.h⁻¹ et un maintien isotherme de 12 heures à 1200 °C (Fig. 27.). Le débit d'azote a été réglé de telle sorte que l'atmosphère du four soit renouvelée 10 fois par heure afin de garantir une concentration résiduelle en oxygène inférieure à 540 ppm.

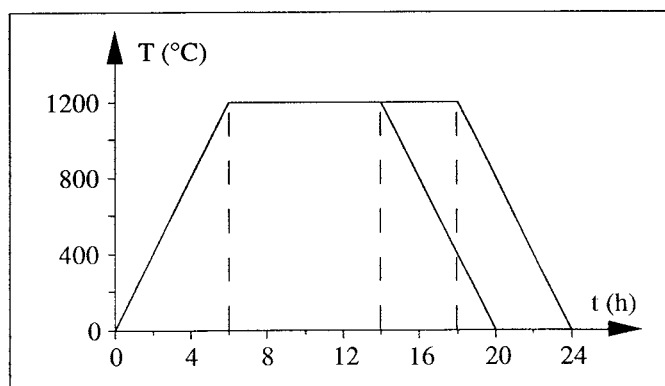


Fig. 27. Cinétiques des traitements de diffusion.

Le tableau 3 présente les résultats obtenus après le recuit de diffusion.

Repère	Revêtement	Épaisseur (µm)	Trait. (h)	Nature de la rupture	Localisation de la rupture	Force (N)	Flèche (mm)	Énergie de rupture (10 ⁻³ J)
B	-	-	8	-	-	-	>30	-
C	-	-	12	-	-	-	>30	-
F	NiCr-Cr ₃ C ₂	200	8	-	-	-	-	-
G	NiCr-Cr ₃ C ₂	200	12	-	-	-	-	-
I	NiCrAlY NiCr-Cr ₃ C ₂	80 200	12	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY	2930	5,8	536,3
Q	NiCrAlY-ZrO ₂ NiCr-Cr ₃ C ₂	350 200	8	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY-ZrO ₂	1270	1,23	13,1
R	NiCrAlY-ZrO ₂ NiCr-Cr ₃ C ₂	350 200	12	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY-ZrO ₂	1450	1,45	44
T	NiCrAlY NiCrAlY-ZrO ₂ NiCr-Cr ₃ C ₂	80 350 200	8	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY	2918	4,79	464,9
U	NiCrAlY NiCrAlY-ZrO ₂ NiCr-Cr ₃ C ₂	80 350 200	12	Adhésive	XC 38/ NiCrAlY	2632	4,37	332,8

(Les proportions du composite NiCrAlY-ZrO₂ sont de 25-75 en volume, par défaut.)

Tabl. 3. Échantillons traités et résultats au test de flexion trois points "inversé".

Les courbes "effort-flèche" obtenues pour les éprouvettes A et C et les micrographies optiques des microstructures au cœur de ces éprouvettes après une attaque au nital dosé à 4 % sont reportées figure 28.

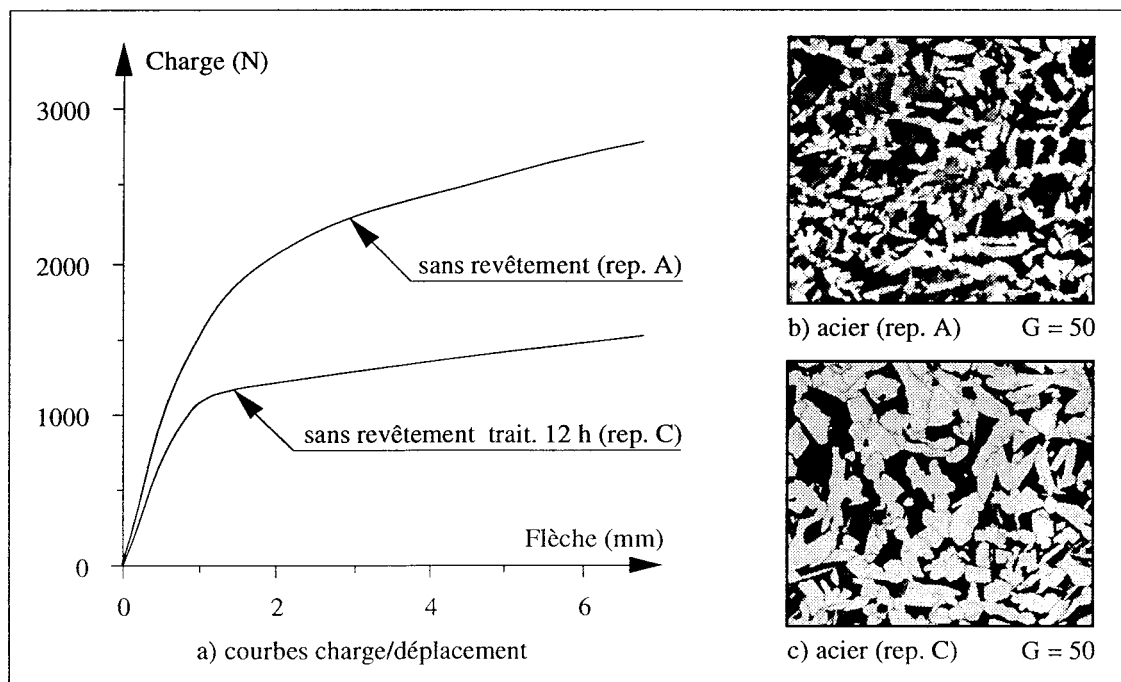


Fig. 28. Influence du traitement thermique sur l'acier.

Le recuit de diffusion à 1200 °C conduit logiquement à une structure ferrito-perlitique plus grossière et à une légère décarburation superficielle, malgré les précautions prises sur le contrôle de l'atmosphère. La microstructure de l'éprouvette C est homogène et isotrope, comparée à celle de l'éprouvette A qui présente une structure "en bandes".

Le recuit a également pour effet d'éliminer l'écroûissage initial du matériau, ce qui, combiné à l'accroissement de la taille des grains, concourt à diminuer la résistance mécanique (Fig. 28a.). La durée du traitement (8 ou 12 h.) influence peu la microstructure et les relevés des échantillons B et C se confondent.

La figure 29 présente les résultats obtenus pour des revêtements de cermet nickel-chrome/carbure de chrome, avec et sans sous-couche, avec et sans traitement thermique.

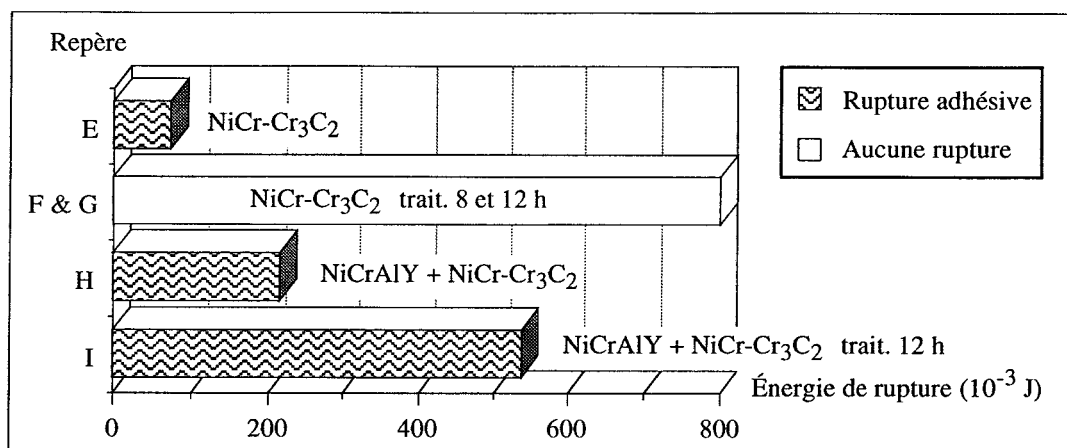


Fig. 29. Énergies de rupture obtenues pour différentes préparations du cermet nickel-chrome/carbure de chrome.

Après traitement, les résultats sont excellents si le cermet est directement déposé sur le substrat. Ainsi aucune décohésion n'a été constatée pour les éprouvettes F et G hormis des microfissures en surface sous le nez de charge. Une coupe micrographique de l'échantillon G est reproduite figure 30. Des zones de liaison peuvent être observées entre le cermet et le substrat en alternance avec des porosités (effet Kirkendal) ou des agrégats d'oxydes. Ces derniers résulteraient notamment de la transition partielle vers l'interface des particules d'oxydes formées entre les lamelles lors de la projection plasma atmosphérique et des gaz des porosités.

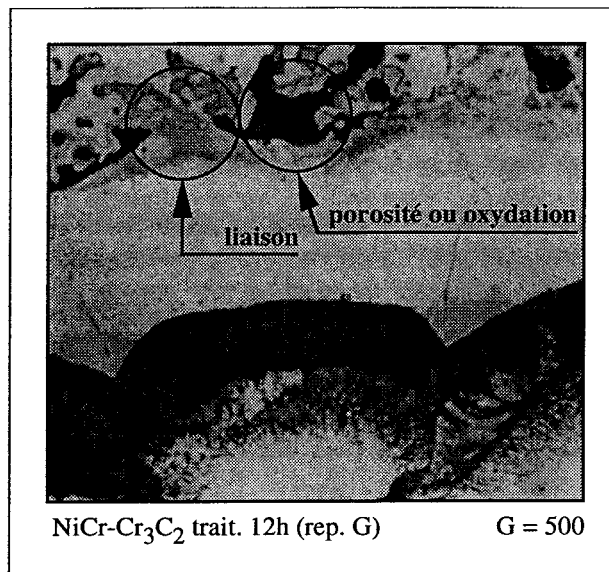


Fig. 30. Coupe micrographique de l'échantillon G.

L'insertion d'une sous-couche NiCrAlY conduit à des phénomènes différents. La comparaison des échantillons H et I montre que le traitement permet encore d'améliorer l'adhérence (Fig. 29.). La rupture adhésive de l'échantillon I se localise à l'interface substrat/revêtement alors que celle de l'échantillon H se produit pour une énergie plus faible à l'interface NiCrAlY/cermet NiCr-Cr₃C₂. Durant le traitement de diffusion, des liaisons métallurgiques semblent donc s'effectuer préférentiellement entre le cermet et la sous-couche. Après traitement, le revêtement est beaucoup plus dense mais on relève la présence d'oxydes ou de porosités dans la sous-couche (Fig. 31.).

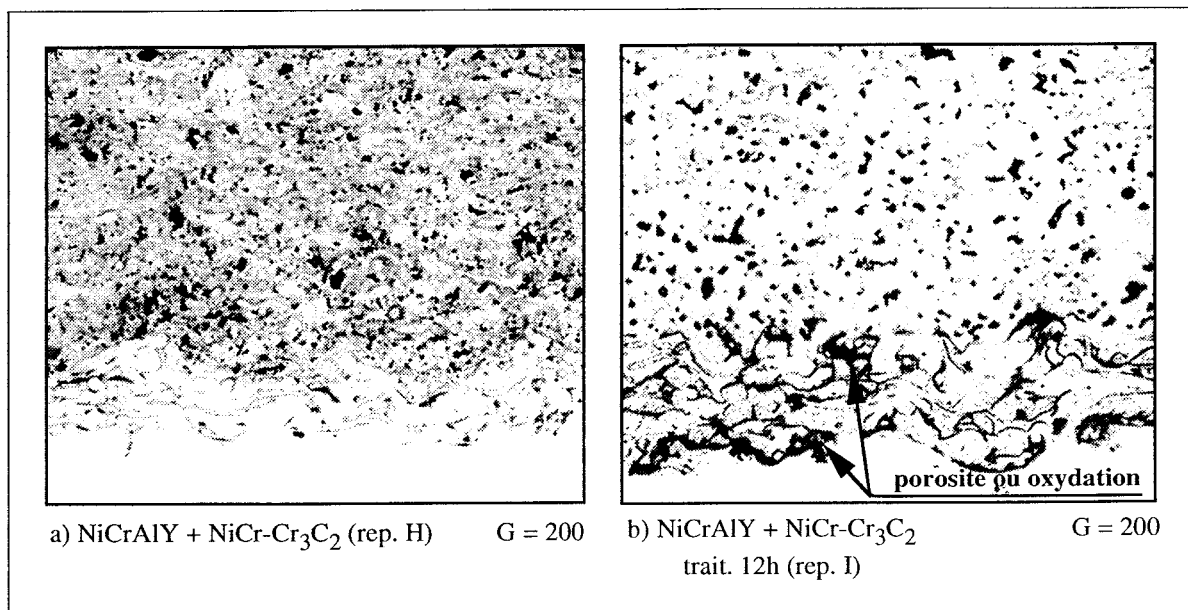


Fig. 31. Coupes micrographiques des échantillons H et I.

La figure 32 présente les résultats obtenus lorsqu'une barrière thermique est insérée entre le cermet nickel-chrome/carbure de chrome et la sous-couche d'accrochage ou le substrat.

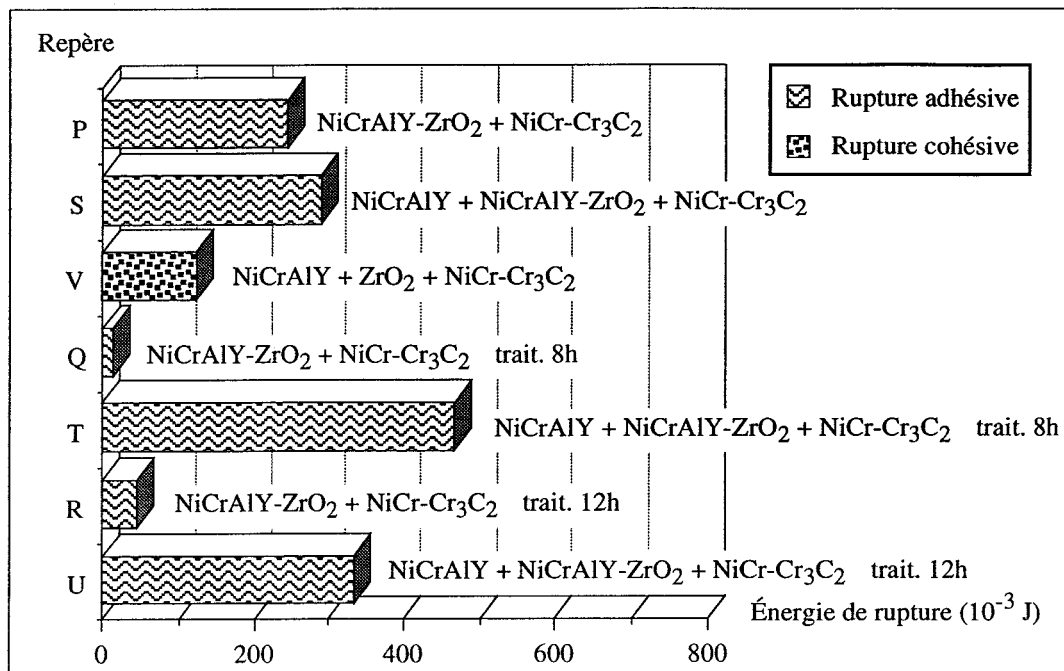


Fig. 32. Énergies de rupture obtenues pour des échantillons revêtus d'une barrière thermique puis du cermet nickel-chrome/carbure de chrome

Ces résultats montrent qu'il n'est pas envisageable de réaliser des traitements de diffusion sur des éprouvettes avec barrière thermique sans sous-couche (échantillons Q et R). Les microfissures engendrées par les différences de dilatation durant le traitement expliquent l'effet très négatif du traitement thermique.

La sous-couche NiCrAlY permet d'accommoder les différences de coefficient de dilatation entre le substrat et la barrière thermique et les meilleurs résultats sont obtenus après un traitement de 8 heures (échantillon T).

La dureté des différents revêtements a été déterminée sur des coupes par micro-indentation Vickers (charge : 2,94 N, durée de mise en charge : 15 s). Le tableau 4 présente les résultats obtenus pour les différents revêtements avec et sans traitement de diffusion. La durée du traitement n'engendre pas de différences significatives sur ces mesures.

Matériau	Sans traitement (HV)	Traitement de 8 ou 12 h (HV)
Acier XC 38	200-230	150-180
NiCrAlY	230-260	350-400
NiCrAlY-ZrO ₂ 50-50 (vol.)	240-290	-
NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.)	340-390	400-500
ZrO ₂	450-500	-
NiCr-Cr ₃ C ₂	400-500	800-900

Tabl. 4. Micro-duretés Vickers (HV) des matériaux en coupe.

Les traitements thermiques conduisent à une augmentation importante de la dureté des revêtements et plus particulièrement dans le cas du cermet nickel-chrome/carbure de chrome. La diffusion permet en effet de densifier et d'homogénéiser la structure. Par contre, le recuit de diffusion conduit logiquement à une structure ferrito-perlitique plus grossière du substrat qui présente alors une dureté plus faible. Il serait donc souhaitable de procéder à un recuit d'affinage structural du substrat après le recuit de diffusion.

Influence des contraintes thermiques sur l'adhérence

Le disque revêtu pourra être soumis en service à des variations brutales de température. Ces variations de température entraîneront des variations dimensionnelles du revêtement qui n'étant pas libre de se dilater ou de se contracter se trouvera soumis à des contraintes thermiques [HAN 85]. Ainsi, en considérant le substrat indéformable vis-à-vis du revêtement, les contraintes thermiques à l'interface substrat/revêtement σ_T (MPa) induites par le gradient de température $\Delta\theta$ pourront être évaluées à partir de la relation :

(1)

$$\sigma_T = \frac{E_r (\alpha_s - \alpha_r) \Delta\theta}{1 - \nu_r}$$

où E_r et ν_r représentent respectivement le module d'Young (MPa) et le coefficient de Poisson du revêtement tandis que α_r et α_s sont respectivement les coefficients de dilatation linéaire (K⁻¹) du revêtement et du substrat.

Parallèlement, les contraintes résiduelles induites à l'interface substrat/revêtement durant la phase de projection peuvent être évaluées à partir de la relation (1).

La structure hétérogène des revêtements élaborés par projection thermique plasma conduit à des caractéristiques thermomécaniques très différentes de celles du constituant massif [CAR¹ 91]

[McP 84] [PIN 91]. La liaison d'une particule projetée sur le substrat ou sur d'autres particules se produit uniquement sur des zones actives, séparées par des pores et des oxydes [STE² 91]. Le module d'Young d'une céramique projetée est ainsi environ cinq fois plus faible que celui de la céramique massive [McP 84]. Le tableau 5 présente les caractéristiques nécessaires à l'application numérique de la relation (1) aux différents revêtements "barrière thermique" envisagés dans cette étude, ces valeurs étant tirées des données bibliographiques [BRA 76] [LEM 76] [PAD 84].

Tp (°C)	Coefficient de dilatation α ($10^{-6} K^{-1}$)			Module d'élasticité E (10^3 MPa)			Coefficient de Poisson ν		
	100	250	400	100	250	400	100	250	400
XC 38	10,9	11,4	11,8	196	186	174	0,33	0,34	0,35
NiCrAlY	9,25	10,07	10,91	89,9	96,9	104	0,29	0,29	0,29
ZrO ₂	7,51	7,58	7,64	44,5	42,7	41,0	0,25	0,25	0,25
NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.)	7,75	7,93	8,10	49,4	50,1	51,9	0,275	0,275	0,275
NiCrAlY-ZrO ₂ 50-50 (vol.)	8,08	8,40	8,72	59,3	62,1	65,4	0,28	0,28	0,28

Tabl. 5. Caractéristiques utilisées pour le calcul des contraintes résiduelles.

Les contraintes résiduelles sont calculées pour trois niveaux de température T_p susceptibles d'être atteints durant la projection (100, 250 et 450 °C) et en considérant une température ambiante de 20 °C (Tabl. 6.).

Tp (°C)	σ_T (MPa)		
	100	250	400
ZrO ₂ sur XC 38	16,2	49,6	86,4
sur NiCrAlY	8,3	33	67,9
NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.) sur XC 38	17,3	54,6	100,6
sur NiCrAlY	8,2	34,4	76,4
NiCrAlY-ZrO ₂ 50-50 (vol.) sur XC 38	18,8	58,9	106,3
sur NiCrAlY	7,7	33,7	75,6

Tabl. 6. Calculs des contraintes thermiques.

Quel que soit le revêtement "barrière thermique" considéré, il apparaît que les contraintes thermiques augmentent fortement avec le gradient de température. La sous-couche de NiCrAlY permet de réduire très sensiblement le niveau de ces contraintes à l'interface de la barrière thermique d'où leur importance dans le cas des disques de freinage soumis, par nature, à des gradients de température élevés.

Synthèse des résultats

Dans toutes les configurations considérées, les revêtements composites NiCrAlY-zircone offrent une cohésion supérieure à celle des dépôts de zircone yttrée et de titanate d'aluminium. Lorsqu'aucun traitement post-projection n'est opéré, l'insertion d'une sous-couche d'accrochage permet d'améliorer nettement l'adhérence du revêtement sur le substrat quelle que soit sa nature (barrière thermique et/ou cermet nickel-chrome).

Il a également été montré qu'un traitement de diffusion avait un effet bénéfique sur l'adhérence du revêtement NiCr-Cr₃C₂. Des phénomènes d'évaporation/condensation et de diffusion (volumique et de surface) qui s'apparentent au frittage se produisent dans les porosités et conduisent à une densification du revêtement [RÜH 90]. Après diffusion des contacts intimes entre le substrat et le revêtement, séparés par des porosités ou des agrégats d'oxydes, ont été ainsi observés.

L'intérêt de la sous-couche est à reconsidérer en cas de traitement de diffusion. En effet, pour le cermet nickel-chrome, les résultats d'adhérence sont meilleurs sans sous-couche. L'adhérence de ce revêtement augmente également avec la durée du traitement. Par contre, dans le cas d'un revêtement "barrière thermique", la sous-couche d'accrochage est indispensable et la durée du traitement de diffusion est limitée par les contraintes thermiques élevées qui résultent des différences de dilatation des matériaux.

EFFICACITÉ DES REVÊTEMENTS "BARRIÈRE THERMIQUE"

Pour un disque non ventilé, les surfaces frottantes et la surface périphérique constituent les seules zones d'échange avec l'air environnant. L'adjonction d'un revêtement "barrière thermique" sur ou sous les faces frottantes du disque doit permettre de limiter la diffusion de chaleur vers le cœur de la couronne. La dissipation de l'énergie par convection et rayonnement sera ainsi accrue au niveau de la surface de frottement.

Les résultats exposés précédemment ont montré que la cohésion et l'adhérence des revêtements composites NiCrAlY-zircone étaient supérieures à celles des revêtements de zircone ytriée ou de titanate d'aluminium. Inversement, le fait d'inclure une certaine proportion de phase métallique dans la barrière thermique augmentera logiquement la conductivité thermique.

Une modélisation thermique simple du disque revêtu a permis de caractériser l'efficacité des différents dépôts envisagés pour des conditions de contact analogues à celles imposées lors du freinage. L'objectif recherché dans ce développement n'est pas de s'investir dans un modèle complexe simulant parfaitement un disque revêtu d'une barrière thermique en sollicitation de freinage, mais d'appréhender et de qualifier la diffusivité thermique de ce type de dépôt.

La figure 33 présente la géométrie et les conditions aux limites du modèle axisymétrique bidimensionnel utilisé ici pour une étude en régime transitoire via le code de calcul ANSYS version 4.4. Le modèle est développé pour une couronne pleine en acier XC 38 d'épaisseur 22,5 mm ; la face arrière est considérée adiabatique.

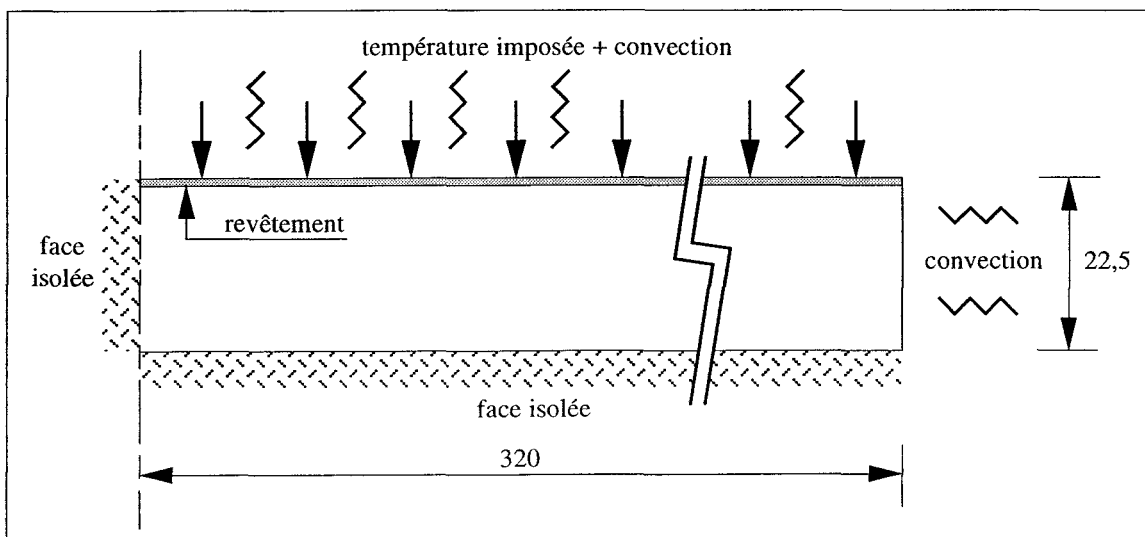


Fig. 33. Modèle thermique d'une couronne revêtu d'une barrière thermique.

Le chargement thermique de la face frottante consiste en un chauffage à 600 °C effectué à 4,8 K.s⁻¹. Le contact entre le revêtement et le substrat est supposé parfait. On considère que les pertes de chaleur s'effectuent par convection sur la face frottante et sur la surface périphérique ; le coefficient de convection h_c a été estimé à 20 W.m⁻².K⁻¹ et la température ambiante à 20 °C. Les phénomènes de rayonnement sont négligés. Les données thermiques intrinsèques des matériaux sont exprimées en fonction de la température jusque 700 °C lorsque leur évolution est connue ou sous forme de constantes dans le cas inverse.

Le tableau 7 répertorie les masses volumiques (ρ), les chaleurs spécifiques (c) et les conductivités thermiques (λ) des matériaux testés. Les proportions concernant les composites NiCrAlY-zircone sont relatives aux pourcentages volumiques de zircone dans la poudre avant projection soit 50, 75 et 90 % (en vol.). Ces valeurs correspondent respectivement à des dépôts à 25, 50 et 75 % (en vol.) de zircone.

T	XC 38			ZrO ₂			NiCrAlY-ZrO ₂ 50-50 (vol)			NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol)			NiCrAlY-ZrO ₂ 10-90 (vol)		
	ρ	c	λ	ρ	c	λ	ρ	c	λ	ρ	c	λ	ρ	c	λ
20	7820	450	51	4290	531	0,51	6117	475	0,52	7459	452	0,57	8372	488	1,26
100	7800	470	49	4290	540	0,51	6117	486	0,52	7459	464	0,62	8372	497	1,30
200	7770	500	47	4290	550	0,51	6117	503	0,59	7459	478	0,68	8372	504	1,31
300	7740	540	44	4290	561	0,51	6117	516	0,68	7459	494	0,76	8372	518	1,33
400	7700	580	41	4290	571	0,52	6117	530	0,80	7459	509	0,87	8372	528	1,39
500	7670	650	37	4290	582	0,53	6117	544	0,92	7459	524	0,95	8372	539	1,43
600	7630	720	33	4290	593	0,54	6117	559	1,08	7459	539	1,13	8372	550	1,49
700	7590	810	28	4290	603	0,56	6117	574	1,25	7459	554	1,29	8372	561	1,58

T (°C), ρ (kg.m⁻³), c (J.kg⁻¹.K⁻¹), λ (W.m⁻¹.K⁻¹).

Tabl. 7. Caractéristiques thermiques des différents matériaux (d'après [BRA 76] [LEM 76] [PAD 84]).

En plus de la porosité inhérente au procédé de projection, la très faible conductivité des dépôts "barrière thermique" s'explique par les contacts imparfaits entre les lamelles pouvant s'assimiler à des pores très minces [McP 84] [PIN 91] [PAD 84].

L'étude thermique consiste en une résolution de l'équation générale de la chaleur en chaque noeud du maillage. En régime transitoire, un schéma d'intégration implicite directe est utilisé pour la résolution. Le problème se caractérise alors par des équations aux dérivées partielles qui seront résolues par la méthode des Éléments Finis moyennant la précision des conditions aux limites.

La figure 34a présente, à titre d'exemple, les profils des températures calculées à 22,5 mm de la surface pour des disques revêtus de dépôts "barrière thermique" d'épaisseur 0,5 mm dans

l'hypothèse d'une variation linéaire de la température de surface en fonction du temps. Les chutes de température au sein des revêtements calculées à 120 s sont schématisées figure 34b.

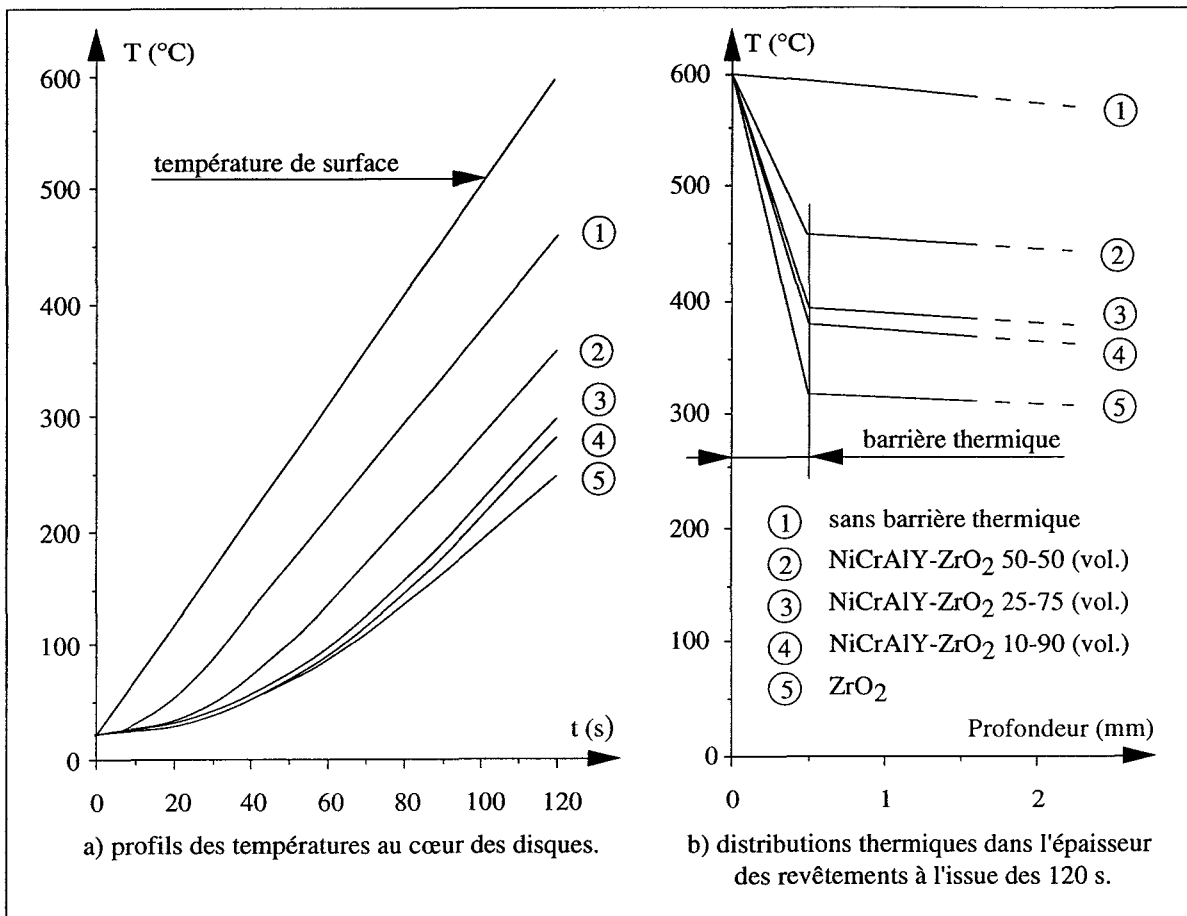


Fig. 34. Distributions thermiques calculées avec différents revêtements "barrière thermique" d'épaisseur 0,5 mm.

La simulation montre que le revêtement de zirconium de 0,5 mm d'épaisseur permet de réduire de 210 °C la température au cœur du disque. L'efficacité du revêtement composite NiCrAlY-zirconium dépend logiquement de la teneur en zirconium. Ainsi, pour des teneurs de 50, 75 et 90 % (vol.) avant projection, les réductions de température sont respectivement de 105, 170 et 180 °C. Il est à noter que les variations sont peu sensibles aux teneurs en zirconium supérieures à 75 %.

Les évolutions des températures au cœur du disque calculées à 120 s sont présentées figure 35 en fonction de la nature et de l'épaisseur du dépôt "barrière thermique". Il est à noter que l'effet des revêtements "barrière thermique" s'avère particulièrement sensible pour les épaisseurs inférieures à 0,5 mm.

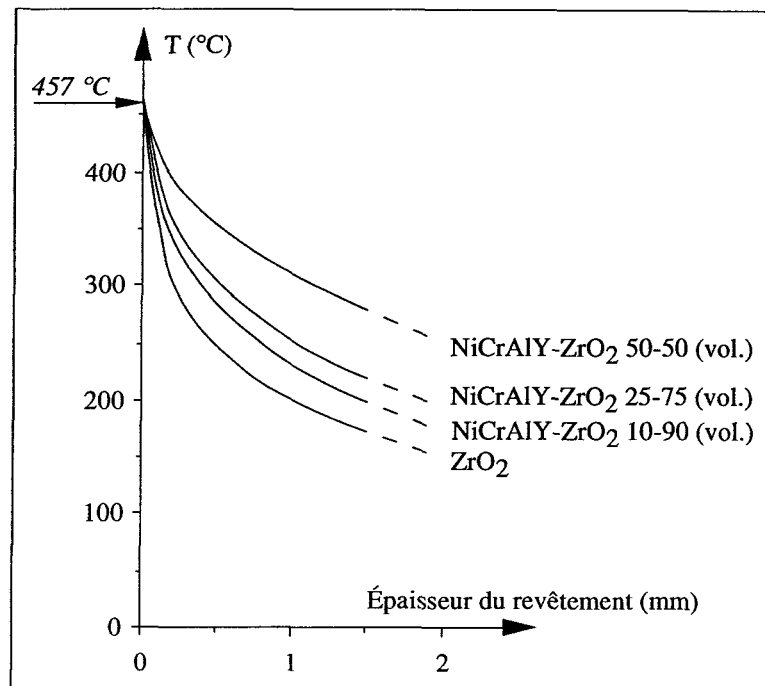


Fig. 35. Températures au cœur de la couronne revêtue de différents dépôts "barrière thermique" d'épaisseur variable.

Finalement, le composite NiCrAlY-ZrO₂ à 75 % de zircone ytriée semble offrir un compromis particulièrement judicieux quant à l'adhérence et à l'efficacité thermique.

SIMULATIONS DE FREINAGES DE MAINTIEN

Un dispositif permettant la caractérisation tribologique et thermique de disques réduits (diamètre 160 mm, épaisseur : 11,25 ou 22,5 mm) en configuration de freinage a été spécialement conçu. Des essais préliminaires ont été menés sur le système de freinage du TGV-A constitué de disques en acier 28CDV5 et de garnitures en fritté fer-cuivre de type JURID 721. Cette caractérisation a permis d'établir des relations de similitude avec les dispositifs à échelle 1. Les disques revêtus ont ensuite été testés en configuration de freinage de maintien contre des garnitures fer-cuivre ou en titanate d'aluminium.

Conception du banc d'essai de freinage

Les mécanismes mis en jeu durant un freinage sont complexes et dépendent essentiellement des sollicitations thermomécaniques, de la nature des matériaux en contact et des phénomènes tribologiques.

La pression spécifique du contact conditionne l'état de contrainte dans la garniture et influence le compactage, le piégeage et l'évolution des particules détachées dans le contact [AZC 82]. La vitesse linéaire de glissement détermine en grande partie la distribution thermique en surface [AND 90] et influence fortement le comportement tribologique des matériaux [BLO 89]. La température de contact est l'un des paramètres les plus significatifs en ce qui concerne l'endommagement des matériaux de friction [KEN 84] [YOU 91].

L'ensemble des paramètres régissant les phénomènes actifs durant le freinage ne peut être reproduit fidèlement sur un banc d'essai et les résultats obtenus porteront toujours la "signature" du dispositif utilisé. Compte tenu des objectifs recherchés dans cette étude, les températures de surface des corps frottants et la pression spécifique ont été en priorité respectées.

Quelle que soit l'approche thermique considérée pour deux corps en friction, la distribution des températures dans chacun des corps est fonction de la densité de flux thermique imposée en surface. Deux corps en frottement se partagent la densité de flux total q_t proportionnellement à leur effusivité thermique respective [MAR¹ 89] [LIM 92] [DE 84]. On obtient ainsi, pour le système "disque/garniture", la relation :

$$\frac{q_d}{\xi_d} = \frac{q_g}{\xi_g} \quad \text{et} \quad q_t = q_d + q_g \quad (2)$$

où q_d et q_g ($W.m^{-2}$) sont les densités de flux thermique imposées en surface respectivement sur le disque et les garnitures, ξ_d et ξ_g ($J.m^{-2}.K^{-1}.s^{-1/2}$), leurs effusivités respectives définies par $\xi = \sqrt{\rho c \lambda}$. Les densités de flux thermique pénétrant dans le disque et les garnitures sont alors :

$$q_d = \frac{q_t \xi_d}{(\xi_d + \xi_g)} \quad \text{et} \quad q_g = \frac{q_t \xi_g}{(\xi_d + \xi_g)} \quad (3)$$

En considérant les surfaces des pistes de frottement du disque et des garnitures A_d et A_g (m^2), les puissances P_t , P_d et P_g avec les relations $P_t = P_d + P_g$, $P_d = q_d \times A_d$ et $P_g = q_g \times A_g$, l'expression précédente devient :

$$P_d = \frac{(A_d \xi_d) P_t}{(A_d \xi_d + A_g \xi_g)} \quad \text{et} \quad P_g = \frac{(A_g \xi_g) P_t}{(A_d \xi_d + A_g \xi_g)} \quad (4)$$

Le rapport de similitude entre un système échelle 1 - indice (1) - et un système à échelle réduite - indice (2) - est défini par $S = P_{t1}/P_{t2}$. Pour un même couple de matériaux, le respect des densités de flux absorbées par chacun des corps en contact (et donc aussi de la répartition des densités de flux entre les deux corps) implique de vérifier les conditions :

$$q_{d1} = q_{d2} \quad \text{et} \quad q_{g1} = q_{g2} \quad (5)$$

soit encore :

$$P_{d1} A_{d1} = P_{d2} A_{d2} \quad \text{et} \quad P_{g1} A_{g1} = P_{g2} A_{g2} \quad (6)$$

d'où :

$$\frac{P_{d1}}{P_{d2}} = \frac{A_{d1}}{A_{d2}} \quad \text{et} \quad \frac{P_{g1}}{P_{g2}} = \frac{A_{g1}}{A_{g2}} \quad (7)$$

En considérant cette dernière expression et les relations :

$$P_{t1} = P_{d1} + P_{g1} \quad \text{et} \quad P_{t2} = P_{d2} + P_{g2} \quad (8)$$

on obtient la condition de similitude :

$$S = \frac{A_{d1}}{A_{d2}} = \frac{A_{g1}}{A_{g2}} \quad (9)$$

Si l'on admet que, dans le cas du disque de frein, le transfert de chaleur s'effectue par conduction perpendiculairement à la surface de frottement selon la direction z , la loi de Fourier s'exprime par :

$$q_z = -\lambda \frac{\partial \theta}{\partial z} \quad (10)$$

où q_z représente la densité de flux thermique, $\frac{\partial \theta}{\partial z}$ le gradient de température suivant z et λ la conductivité thermique du milieu considéré.

Si on applique les mêmes densités de flux thermique aux antagonistes de deux systèmes différents reliés par le facteur de similitude S - respect de la relation (5) - il apparaît donc judicieux de maintenir égale l'épaisseur des antagonistes des deux systèmes afin d'obtenir, durant les essais, les mêmes gradients de température. L'intensité du gradient thermique est en effet déterminante quant à l'endommagement des matériaux.

Ainsi, pour simuler plus finement le système réel, il faudra certes respecter le rapport de similitude S entre les surfaces en frottement mais aussi maintenir dans la limite du possible les mêmes épaisseurs de disque et de garniture. Toutefois, l'endommagement des surfaces frottantes ne dépend pas uniquement de la thermique du contact ; il dépend également de la vitesse linéaire de glissement ainsi que de la rigidité et de la géométrie des surfaces frottantes.

Le chargement thermique du disque échelle 1 est symétrique car il concerne les deux faces du disque. Pour les simulations de freinage sur banc, le disque réduit sera sollicité sur une seule face et son épaisseur a donc été réduite de moitié (épaisseur : 22,5 mm). Le recours à des dispositions constructives additionnelles (matériau isolant) pour rendre la face non sollicitée totalement adiabatique n'a pas été jugé indispensable dans la mesure où les phénomènes de convection sont également particulièrement délicats à reproduire.

La garniture réelle appliquée sur chaque face de disque se compose de deux plaquettes de 9 plots frittés de diamètre 40 mm. Le banc d'essai n'utilise qu'un seul plot, ce qui permet de faciliter la caractérisation des matériaux actuellement en service mais impose un rapport A_{g1}/A_{g2} égal à 18. La position du centre de la garniture à l'axe du tribomètre égale à 52,5 mm a été imposée de façon à obtenir un rapport des surfaces des pistes frottantes des disques A_{d1}/A_{d2} proche de 18. D'autre part, le rayon du disque réduit fixé à 80 mm permet d'obtenir un rapport "surface d'échange du disque/surface de frottement" égal à 1,6, analogue à celui du dispositif réel.

Le schéma de principe du dispositif d'essai spécialement conçu est représenté figure 36. La conception de type disque/pion plan à axe horizontal a été choisie afin de reproduire la configuration du frein à disque ferroviaire.

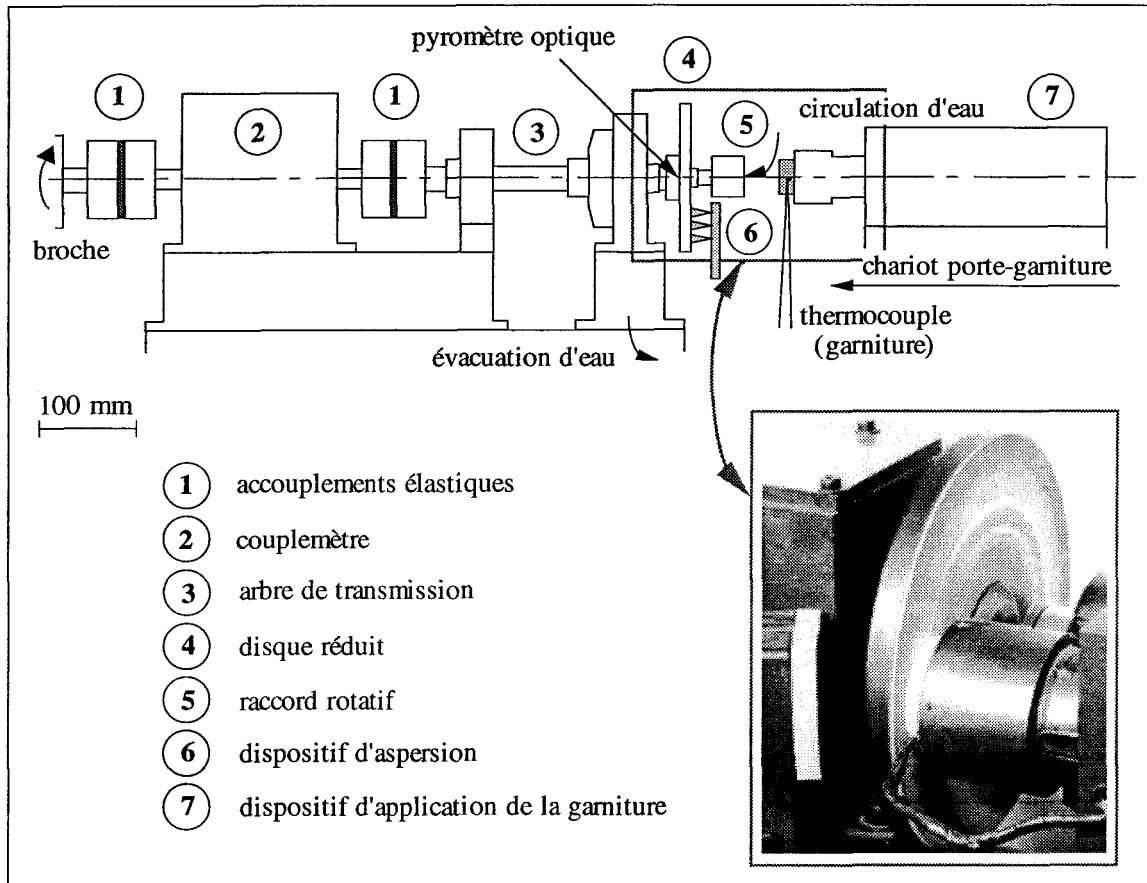


Fig. 36. Machine d'essai de freinage pour disques réduits.

La garniture consiste en un plot cylindrique de diamètre 40 mm à surface de contact plane. Elle est appliquée à pression constante sur le disque réduit tournant à vitesse constante. Un ressort hélicoïdal de compression d'une rigidité de 26200 N.m^{-1} permet d'exercer une pression réglable entre 0 et 8 bar par déplacement du chariot supportant l'ensemble du dispositif porte-garniture. L'utilisation de ce ressort permet de limiter les variations de la pression de contact inhérentes aux diverses fluctuations géométriques ; une variation de position de 0,5 mm n'entraînera ainsi qu'une fluctuation de 0,1 bar.

La vitesse maximale du banc de 2800 tr.min^{-1} correspond à une vitesse de glissement au centre de la garniture de $15,4 \text{ m.s}^{-1}$. En considérant un diamètre moyen de roue de 885 mm et un rayon

moyen d'application des garnitures de 232,5 mm, cette vitesse de glissement correspond à celle reproduite sur une rame TGV-A circulant à près de 106 km.h⁻¹. À titre indicatif, la vitesse de glissement correspondant à une vitesse en ligne de 300 km.h⁻¹ serait de 43,8 m.s⁻¹; son respect imposerait une vitesse sur banc de l'ordre de 8000 tr.min⁻¹. Cependant, si la vitesse de glissement au contact n'a pu être reproduite sur le banc d'essai, la fréquence de sollicitation du disque y est plus élevée. Ainsi à 106 km.h⁻¹, la vitesse de glissement de 15,4 m.s⁻¹ correspond à une vitesse de rotation de l'essieu égale à 632 tr.min⁻¹ contre 2800 tr.min⁻¹ sur banc : la fréquence de sollicitation du disque réduit sera donc 4,4 fois plus élevée.

L'acquisition du coefficient de frottement durant les essais est réalisée grâce à l'insertion d'un couplemètre de type *KYOWA TP 10 KMCB* sur la ligne d'entraînement du disque. Des accouplements élastiques (élimination des efforts axiaux et radiaux) et un système de refroidissement améliorent respectivement la fiabilité des mesures et la durée de vie des paliers.

Des mesures de température ont été effectuées au sein de la garniture à partir d'un thermocouple de type K immergé à 5 mm de la surface de contact, et sur la face arrière du disque par pyrométrie optique (pyromètre optique *AOIP Mesure, type PR 440*). La face arrière des disques est revêtue d'une couche de peinture noire, d'environ 20 µm, résistant aux très hautes températures et présentant une émissivité de 0,90. Les essais sont réalisés dans un environnement quasi-obscur afin de limiter les variations de luminance et de réflexion. Cette technique de mesure par pyrométrie optique a été étalonnée à l'aide d'étiquettes thermosensibles *Réatec*. Les températures de surface sont plus délicates à mesurer en raison des variations d'émissivité liées aux évolutions des états de surface durant l'essai.

Un dispositif d'aspersion complète ce montage et des freinages en atmosphère humide peuvent être simulés.

Méthodologie des essais

La motorisation du banc permet d'atteindre la vitesse de 2800 tr.min⁻¹ avec une puissance limitée à environ 4000 W. Les essais présentés dans cette étude sont relatifs à des freinages de maintien de durée 120 s réalisés sur différents couples de matériaux à différentes vitesses et sous différentes pressions.

Les disques revêtus et les garnitures sont préalablement polis au papier abrasif jusqu'au grade 800 afin d'obtenir une rugosité Ra comprise entre 1 et 3 µm. Une phase de rodage consistant en plusieurs cycles de freinage effectués à 890 tr.min⁻¹ sous une pression de 3 bar, est imposée afin d'accommoder les surfaces et de mener les essais avec une surface réelle de contact pour la

garniture d'au moins 90 %. En effet, la surface de la garniture n'est jamais parfaitement en contact avec la piste frottante du disque et le contact en entrée de garniture est plus intense (Fig. 37.).

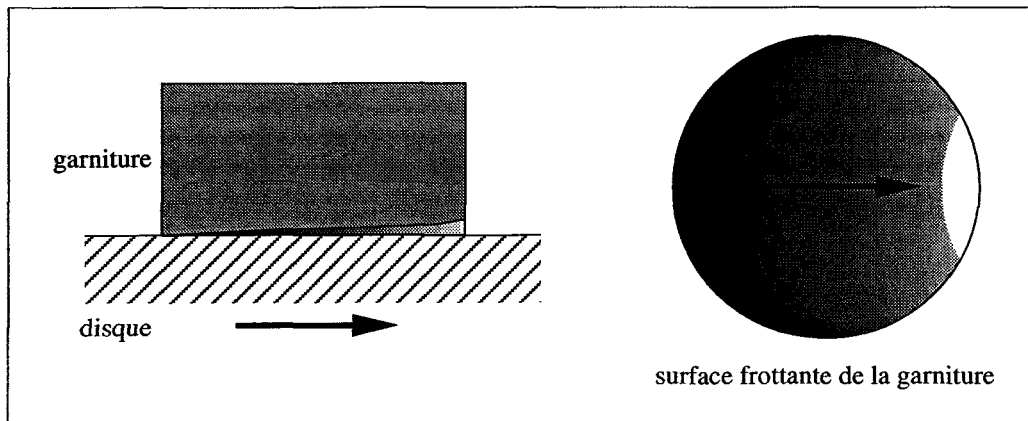


Fig. 37. Allure de la répartition de la pression d'application sur la face frottante de la garniture [PLA² 79].

Avant et après chaque essai, les disques et les garnitures sont nettoyés au trichloréthylène, soufflés à l'air comprimé puis pesés. L'usure des disques s'est avérée extrêmement faible et difficilement mesurable.

Une première série d'essais sur des disques en acier 28CDV5 en conjugaison avec des garnitures fer-cuivre (JURID 721) a permis d'évaluer la reproductibilité des mesures effectuées soit, $\pm 5 \%$ pour la température au sein de la garniture, $\pm 3 \%$ pour la température sur la face arrière du disque, $\pm 5 \%$ pour le couple moyen et $\pm 10 \%$ pour l'usure de la garniture.

Caractérisation du système conventionnel

Le système conventionnel fait intervenir les disques en acier 28CDV5 et les garnitures en fritté fer-cuivre (Fe-Cu) de type JURID 721.

Des essais préliminaires menés sur des disques d'épaisseur 22,5 mm ont montré que les températures simulées sur banc à la puissance maximale n'étaient pas représentatives des températures de surface obtenues lors de freinages d'urgence réels. Pour s'approcher le plus possible des conditions réelles de freinage, nous avons préféré diminuer l'épaisseur des disques réduits plutôt que d'augmenter la durée de l'essai. Les résultats présentés ci-dessous ont donc été effectués sur des disques réduits d'épaisseur 22,5 mm et 11,25 mm.

La figure 38 présente, à titre d'exemple, les relevés expérimentaux obtenus pour un essai réalisé avec un disque d'épaisseur 11,25 mm testé sous une pression (p) de 3 bar et une vitesse de rotation (N) de 1740 tr.min⁻¹. En début d'essai, le couple instantané (C en m.N) présente un pic

qui correspond au positionnement et à la conformation des surfaces en contact. La valeur moyenne (C_m) du couple instantané est retenue pour déterminer les coefficients de frottement moyens (μ_m) des différents couples de matériaux étudiés.

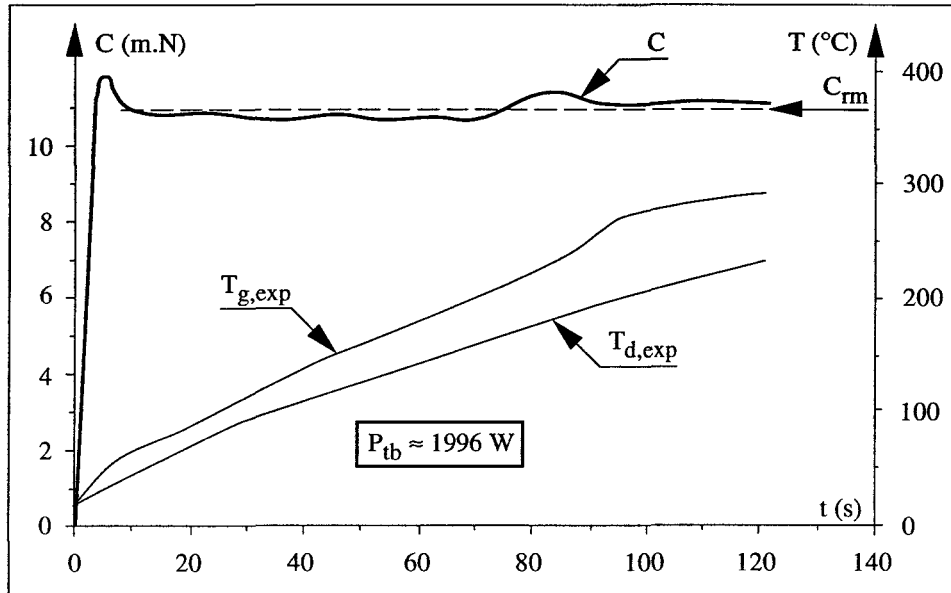


Fig. 38. Disque 28CDV5/garniture Fe-Cu : relevés expérimentaux.

La puissance totale P_{tb} (W) dissipée par le disque réduit et la garniture s'exprime par :

(11)

$$P_{tb} = C_m \frac{N \pi}{30}$$

Le profil des températures relevées au sein de la garniture (T_g) présente une corrélation avec la valeur du couple instantané. Les températures mesurées sur la face arrière du disque (T_d) sont moins sensibles aux fluctuations du couple, du fait de la phase de conduction dans le disque.

Les coefficients de frottement moyens sont déterminés à partir de la relation :

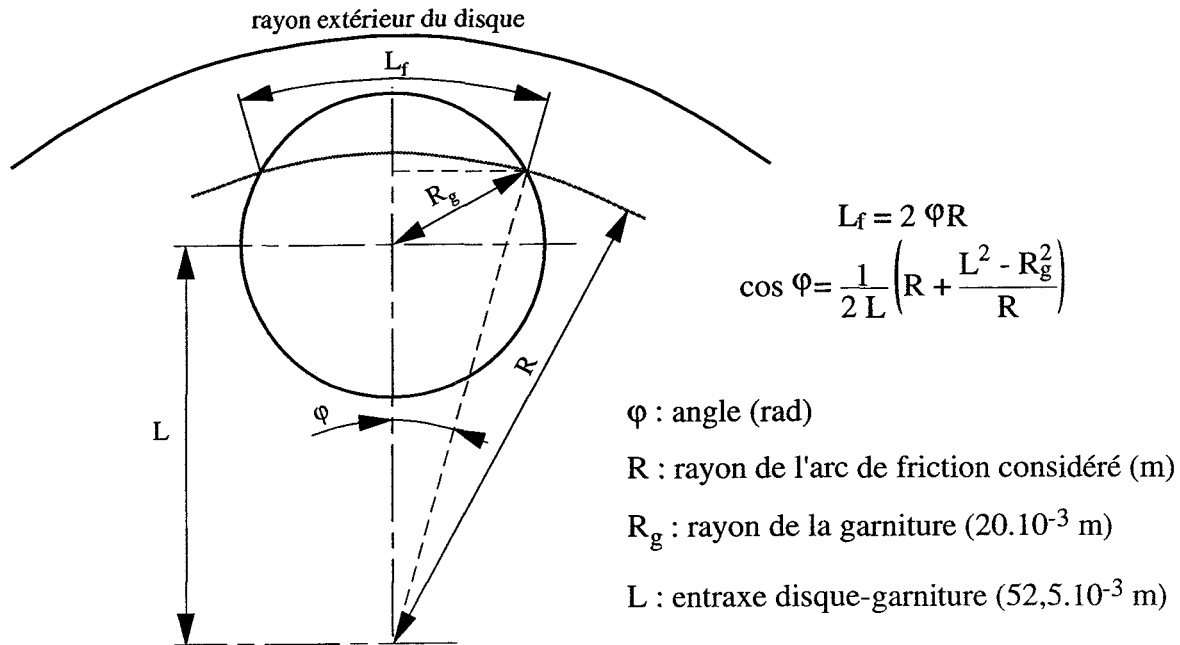
(12)

$$\mu_m = \frac{10^{-5} C_m}{p A_g R_m}$$

Dans cette dernière relation, la pression (p) est exprimée en bar et R_m représente la distance en m entre l'axe du disque et le point d'application de la garniture associé à la valeur du couple moyen.

En considérant la pression constante, la force normale à la surface frottante définie en un point donné de la garniture est proportionnelle à la longueur de friction (L_f en m) :

(13)



La garniture est discrétisée en un nombre "n" d'arcs de friction. Le couple associé à chaque valeur de rayon (C_i) et le couple total engendré par la garniture (C_t) peuvent être mis sous la forme :

(14)

$$C_i = K R_i L_{fi} \quad \text{et} \quad C_t = \sum_{i=1}^n C_i$$

K est un facteur de proportionnalité fonction de la pression considérée et du pas de discrétisation.

Les fractions C_i/C_t sont calculées puis représentées en fonction du rayon R_i correspondant. La répartition radiale du couple sur la garniture met en évidence un maximum pour un rayon R_{\max} de $60,75 \cdot 10^{-3}$ m tandis que le couple moyen correspond au rayon $R_m = 56 \cdot 10^{-3}$ m (Fig. 39).

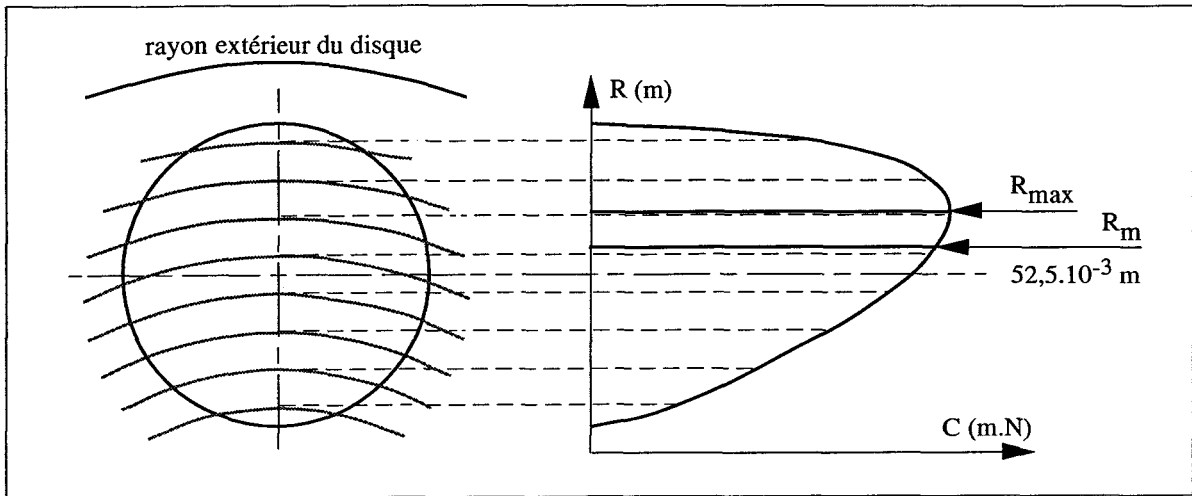


Fig. 39. Répartition radiale du couple.

La figure 40 présente l'évolution du coefficient de frottement moyen en fonction de la vitesse de rotation pour différentes valeurs de pression, dans le cas du disque d'épaisseur 11,25 mm. Les coefficients de frottement obtenus ici sont légèrement supérieurs à ceux mesurés en ligne ou sur banc d'essai échelle 1 du fait de l'excellente portée de la garniture. Pour les essais effectués sous une pression de 1,5 bar, le facteur de frottement μ_m diminue fortement quand la vitesse de rotation augmente ; on obtient ainsi $\mu_m = 0,82$ entre 500 et 1000 tr.min⁻¹ et $\mu_m = 0,53$ à 2800 tr.min⁻¹. Aux pressions de contact supérieures ($p = 3$ et 4,5 bar), les variations enregistrées sont nettement moins marquées et plus progressives.

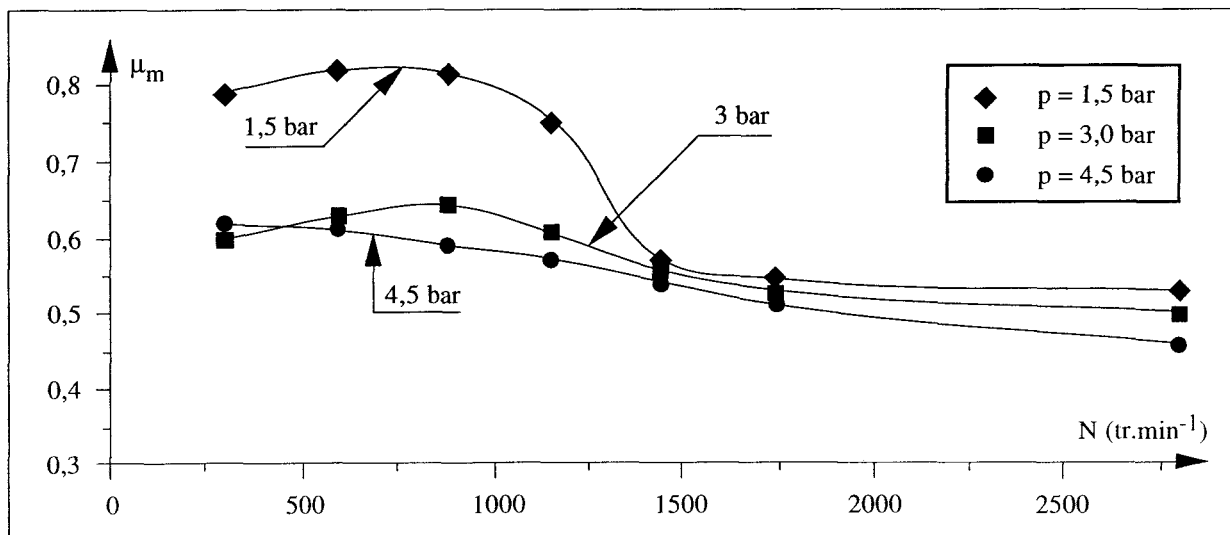


Fig. 40. Disque 28CDV5/garniture Fe-Cu : évolution du coefficient de frottement moyen.

La pression de contact et la vitesse de rotation déterminent l'évolution des troisièmes corps formés dans le contact via le piégeage et le compactage des particules d'usure [BER³ 90]. Aux faibles vitesses de rotation, les particules détachées des matériaux en friction restent dans le contact et sont d'autant plus grossières que la pression dans le contact est faible. Par contre, aux vitesses élevées, ces particules sont plus facilement éjectées et sont donc moins nombreuses. Le frottement alors obtenu est plus faible et plus régulier.

Des essais menés dans les mêmes conditions sur des disques plus épais (épaisseur 22,5 mm) conduisent à des observations similaires. Les coefficients de frottement moyens obtenus sont toutefois sensiblement plus élevés. Le coefficient de frottement moyen de ce couple de matériaux semblerait donc diminué lorsque la température dans la zone de contact augmente. Cette suggestion se confirme par les relevés expérimentaux des essais à puissance élevée (> 2500 W pour un disque d'épaisseur 11,25 mm) : le couple instantané fluctue au cours du temps mais diminue globalement en fin d'essai.

La figure 41 présente l'évolution de la température dans la garniture à l'issue des 120 s de freinage T_g ($5.10^{-3}, 120$) en fonction de la puissance totale dissipée P_{tb} , toutes pressions et toutes vitesses confondues.

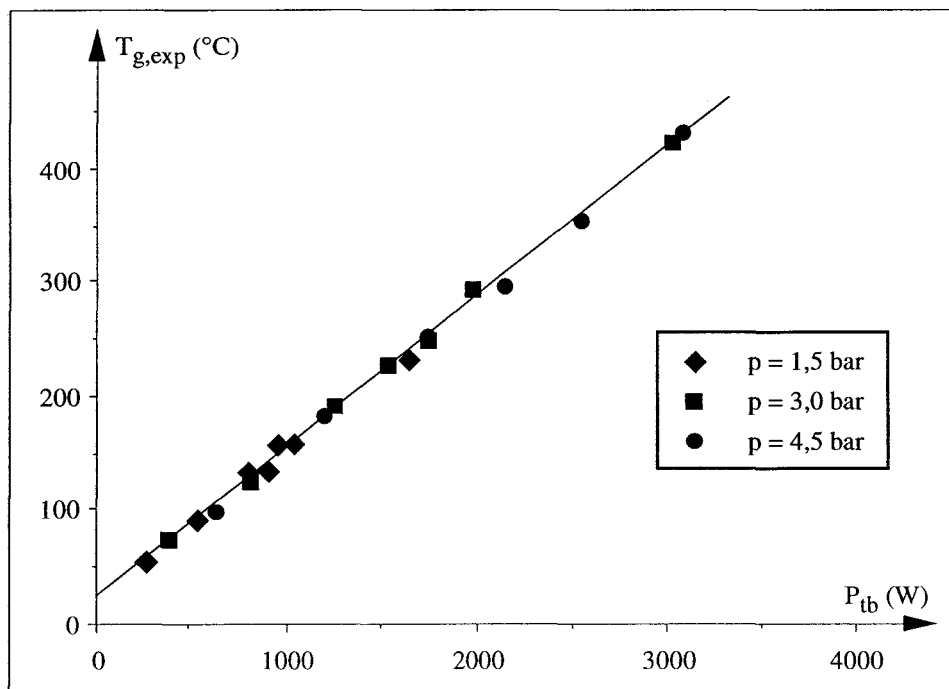


Fig. 41. Disque 28CDV5/garniture Fe-Cu : températures maximales dans la garniture.

Les données représentées sont relatives aux essais menés sur des disques d'épaisseur 11,25 mm et s'assimilent à une fonction linéaire :

$$T_g(5 \cdot 10^{-3}, 120) = T_{g,exp} \approx 0,134 P_{tb} + 20 \quad (15)$$

avec T_g en °C et P_{tb} en W. Les valeurs obtenues avec des disques d'épaisseur 22,5 mm s'identifient à la même fonction.

Durant un freinage de maintien, la densité de flux de chaleur pénétrant en surface dans chacun des deux corps frottants peut être considérée constante en surface [DE 84] [LIM 92]. On assimile la garniture à un solide semi-infini auquel on impose en surface ($z = 0$) une densité de flux constante ($q_g(0,t) = q_g$) tout en considérant la température initiale (T_i) uniforme. L'équation de la conduction s'exprime sous la forme :

$$\frac{\partial^2 \theta_g(z,t)}{\partial z^2} = \frac{1}{a_g} \frac{\partial \theta_g(z,t)}{\partial t} \quad (16)$$

où a_g ($m^2 \cdot s^{-1}$) est la diffusivité thermique de la garniture, avec :

$$\theta_g(z,t) = T_g(z,t) - T_i \quad , \quad -\lambda_g \frac{\partial \theta_g(0,t)}{\partial z} = q_g(0,t) = q_g \quad \text{et} \quad \lim_{z \rightarrow \infty} \theta_g(z,t) = 0 \quad (17)$$

La résolution du système défini par les équations (16) et (17) est classique et conduit, en posant $P_g = q_g \times A_g$, à l'expression [CAR² 58] :

$$\theta_g(z,t) = \frac{2 P_g A_g \sqrt{a_g t}}{\lambda_g} \operatorname{ierfc} \left[\frac{z}{2 \sqrt{a_g t}} \right] \quad (18)$$

où ierfc est l'intégrale de la fonction d'erreur complémentaire. Cette fonction mathématique est présentée en **annexe 2**.

En considérant la relation (4), la relation précédente s'exprime par :

$$T_g(z,t) = \frac{2 (A_g \xi_g) P_{tb} \sqrt{a_g t}}{A_g \lambda_g (A_d \xi_d + A_g \xi_g)} \operatorname{ierfc} \left[\frac{z}{2 \sqrt{a_g t}} \right] + T_i \quad (19)$$

et montre que la température dans la garniture $T_g(z,t)$ varie linéairement avec la puissance dissipée P_{tb} durant l'essai.

En posant $z = 0$, on obtient la température à la surface de la garniture :

$$T_g(0,t) = \frac{2 P_g A_g \sqrt{a_g t}}{\lambda_g \sqrt{\pi}} + T_i = \frac{2 (A_g \xi_g) P_{tb} \sqrt{a_g t}}{A_g \lambda_g (A_d \xi_d + A_g \xi_g)} + T_i \quad (20)$$

Le tableau 8 présente les principales caractéristiques thermiques des matériaux actuellement utilisés sur le matériel TGV-A.

Caractéristiques	Garniture JURID 721 (*)	Disque 28CDV5
λ (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	14	46
ρ (kg.m ⁻³)	5250	7850
c (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	470	477
a (10 ⁻⁵ m ² .s ⁻¹)	56,7	1,23
ξ (J.m ⁻² .K ⁻¹ .s ^{-1/2})	5877,5	13124,2
A (10 ⁻³ m ²) (sur banc)	1,256	13,19

(*) : données fournisseur.

Tabl. 8. Caractéristiques des matériaux de friction du système conventionnel

La relation (4) permet de calculer la répartition de la puissance dissipée par le disque et par la garniture. On obtient ainsi pour le système conventionnel, avec les données du tableau 8, 4,1 % de la puissance dissipée par la garniture contre 95,9 % pour le disque.

L'application numérique de la relation (19) en $z = 5.10^{-3}$ m et $t = 120$ s conduit à :

$$T_g(5.10^{-3}, 120) = 5,75.10^{-2} P_{tb} + 20 \quad (21)$$

Les températures relevées expérimentalement au sein de la garniture sont plus élevées et s'accordent avec la relation (15) : $T_{g,exp} = 0,134 P_{tb} + 20$. La puissance effective dissipée par la garniture durant les essais correspondrait ainsi, en considérant la relation (18), à 9,5 % de la puissance totale. Cet écart important peut s'expliquer en considérant l'incertitude affectant les caractéristiques thermiques répertoriées dans le tableau 8 et notamment la valeur de la conductivité thermique de la garniture JURID 721. Par contre, l'expression (19) confirme la relation linéaire entre la température de la garniture et la puissance mise en évidence expérimentalement.

Il est possible de déduire la température de surface à partir des mesures de température effectuées dans la garniture. En effet, la division membre à membre des équations (20) et (19), minorées de la température initiale, permet d'obtenir :

(22)

$$\frac{\theta_g(0,t)}{\theta_g(z,t)} = \left[\sqrt{\pi} \operatorname{ierfc} \left[\frac{z}{2 \sqrt{a_g t}} \right] \right]^{-1}$$

soit pour $z = 5 \cdot 10^{-3}$ m et $t = 120$ s :

(23)

$$\frac{\theta_g(0,120)}{\theta_g(5 \cdot 10^{-3},120)} = 1,187$$

La figure 42 présente les variations des températures maximales relevées sur la face arrière des disques à l'issue des procédures de freinage de 120 s ($T_{d,exp}$) en fonction de la puissance dissipée. Comme pour les garnitures, les variations observées sont linéaires et les températures relevées sur les disques d'épaisseur 22,5 mm sont logiquement inférieures à celles obtenues sur les disques d'épaisseur 11,25 mm :

(24)

- disque d'épaisseur 22,5 mm : $T_{d,exp} \approx 5,75 \cdot 10^{-2} P_{tb} + 20$
- disque d'épaisseur 11,25 mm : $T_{d,exp} \approx 9,83 \cdot 10^{-2} P_{tb} + 20$

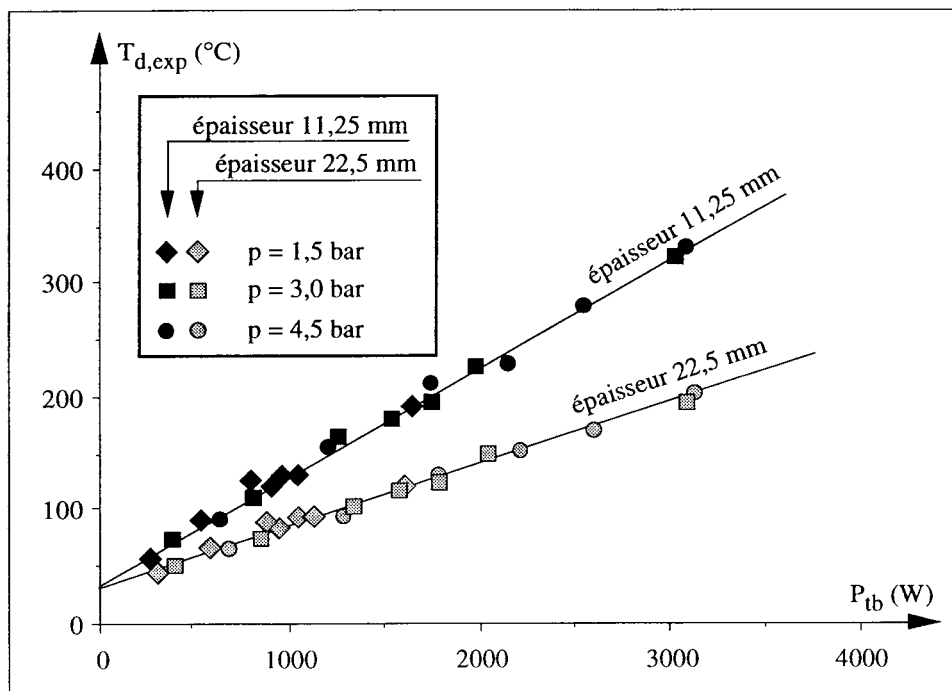


Fig. 42. Disque 28CDV5/garniture Fe-Cu : températures maximales sur la face arrière des disques.

La figure 43 présente l'évolution de l'usure de la garniture en fonction de la puissance dissipée pour les essais réalisés avec des pressions de contact de 1,5 - 3 et 4,5 bar. L'usure a été caractérisée par la réduction d'épaisseur calculée à partir de la perte de poids. La dispersion relativement importante des données est sans doute due aux phénomènes de transferts de matière entre le disque et la garniture durant les essais.

L'évolution de l'usure, relativement linéaire jusque 2000 W, tend à s'accroître rapidement au-delà. Elle s'avère légèrement supérieure pour les disques d'épaisseur 11,25 mm vraisemblablement en raison d'une température de surface plus élevée en fin d'essai.

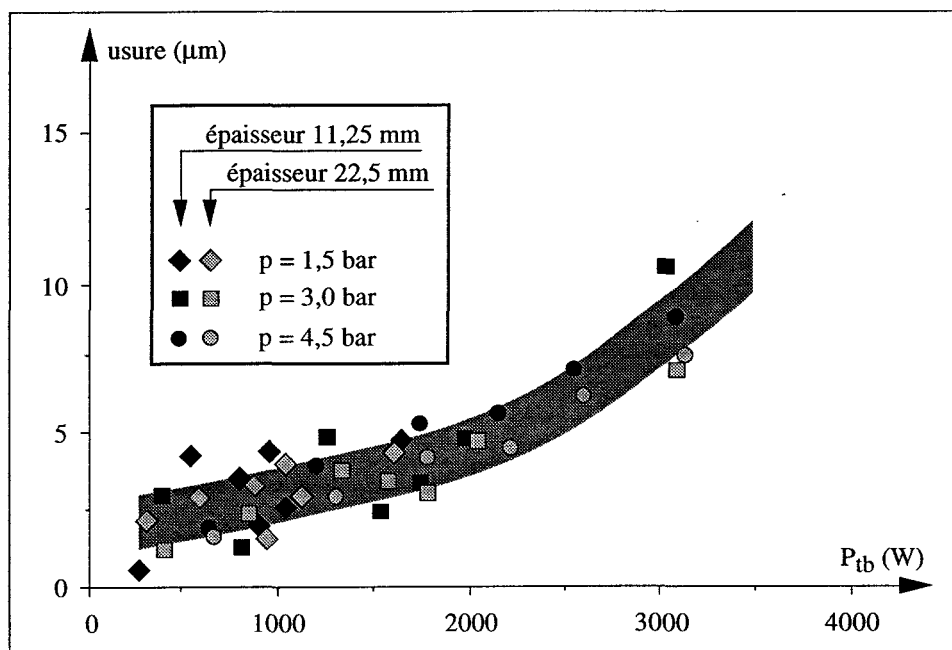


Fig. 43. Disque 28CDV5/garniture Fe-Cu : usure de la garniture.

Les mécanismes d'usure mis en jeu résultent d'une combinaison complexe d'usure adhésive, abrasive et tribochimique [AZC 82] [DEN 86]. Des fragments métalliques arrachés au disque par abrasion, viennent combler les pores de la garniture durant la phase de rodage. Sous les effets combinés de la température et des déformations plastiques localisées, des films minces de matériaux transférés se forment sur les surfaces du disque et de la garniture. Le frottement est alors de nature adhésive. Ces films de transfert s'oxydent, puis sous l'action de particules abrasives ou lorsque leur épaisseur devient trop importante, se microfissent et s'écaillent. Les particules sont alors éjectées du contact par l'effet d'inertie ou participent à la formation de nouveaux films.

Il est à signaler que différents phénomènes ont été constatés durant les essais. Des crissements surviennent occasionnellement et se traduisent par une diminution du coefficient de frottement

instantané. De façon tout aussi fortuite, l'apparition d'étincelles se produit dès lors que des températures de l'ordre de 350 °C sont atteintes à la surface de la garniture. C'est d'ailleurs à partir de ces températures que l'usure de la garniture fer-cuivre (JURID 721) augmente sensiblement. Aux vitesses et aux pressions élevées, un "cercle chaud" est souvent observé et l'on note également l'apparition de véritables gerbes d'étincelles et de sillons incandescents à la sortie du contact. Lorsque l'un ou plusieurs de ces phénomènes apparaissent, le relevé du couple instantané est particulièrement saccadé et le profil des températures discontinu.

Similitude sur les températures de surface des disques

Afin de définir une corrélation objective entre les températures de surface obtenues avec les essais sur banc et celles obtenues en configuration réelle de freinage, des modèles numériques ont été développés sur le logiciel ANSYS, en collaboration avec l'École Universitaire d'Ingénieurs de Lille. Ces modèles ont été appliqués aux disques réduits d'épaisseur 11,25 et 22,5 mm et au disque échelle 1, tous trois en acier 28CDV5. La similitude sur les températures de surface a été établie pour le freinage de maintien et le freinage d'urgence.

Trois géométries différentes ont été modélisées :

- un disque échelle 1 de type TGV-A (diamètre extérieur de 640 mm, diamètre intérieur de 360 mm, épaisseur de 45 mm) sollicité sur ses deux faces en configuration réelle de freinage de maintien et d'urgence (rame TGV-A en charge normale),
- un disque réduit de diamètre extérieur 160 mm et d'épaisseur 22,5 mm sollicité sur une seule face en configuration de freinage de maintien,
- un disque réduit d'épaisseur 11,25 mm sollicité sur une seule face en configuration de freinage de maintien.

L'acier 28CDV5 considéré a été supposé homogène et isotrope et les variations de ces principales caractéristiques physiques avec la température ont été prises en compte :

$$\lambda_d \text{ (W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}\text{)} = 43,5 - 1,667.10^{-3} T - 2,222.10^{-5} T^2$$

$$\rho_d \text{ (kg.m}^{-3}\text{)} = 7850 - 3,247.10^{-1} T - 2,778.10^{-4} T^2$$

$$c_d \text{ (J.kg}^{-1}\text{.K}^{-1}\text{)} = 475 + 0,178 T$$

(25)

Pour les essais concernant les disques réduits sollicités en freinage de maintien de 120 s, quatre vitesses de rotation ont été expérimentées (500, 1000, 1500 et 2000 tr.min⁻¹) et les puissances dissipées sont échelonnées de 1000 à 4000 W. Ceci correspondrait, en considérant le rapport de

similitude $S = 18$, à des puissances dissipées par les deux faces du disque échelle 1 et ses garnitures (P_{tr}) variant de 36 000 à 144 000 W.

Les valeurs de P_{tr} (W) ainsi obtenues peuvent être corrélées à des freinages de maintien sur pente p^{te} (%) effectués à la vitesse V_{mr} ($km.h^{-1}$) telle que :

$$V_{mr} = \frac{3,6 P_{tr}}{M_d g p^{te}} \tag{26}$$

où M_d (kg) représente la masse dynamique à freiner par disque (3800 kg) et g la constante de gravitation ($9,81 m.s^{-2}$). La vitesse de rotation de l'essieu se déduit facilement de la vitesse V_{mr} en considérant le diamètre moyen de la roue (885 mm).

La durée du chargement est de 120 s et le temps de montée en puissance est de 0,5 s pour toutes les configurations de freinage de maintien, quelle que soit la géométrie du disque.

Des freinages d'urgence effectués à partir de différentes vitesses initiales V_i ont également été modélisés sur des disques échelle 1. Quand V_i est inférieure à $215 km.h^{-1}$, la décélération est supposée constante et égale à $-1,25 m.s^{-2}$; dans le cas contraire, le freinage se réalise par palier [SAR 84] [BOI 87]. L'effort de retenue (f) par bogie porteur varie donc suivant la plage de vitesse considérée et vaut approximativement $44.10^3 N$ si la vitesse est inférieure à $215 km.h^{-1}$ contre $30.10^3 N$ aux vitesses plus élevées. Comme on dénombre 8 disques par bogie porteur, la puissance totale dissipée par un disque et ses garnitures P_{tr} (W) est donnée par la relation :

$$P_{tr} = \frac{f V_i}{8 \times 3,6} \tag{27}$$

Les graphes des vitesses et des puissances sont représentés, à titre d'exemple, figure 44 pour un freinage effectué à partir de $300 km.h^{-1}$. Le temps de montée en puissance est supposé de 4 s en début de freinage et de 2 s lors du changement de la pression d'application.

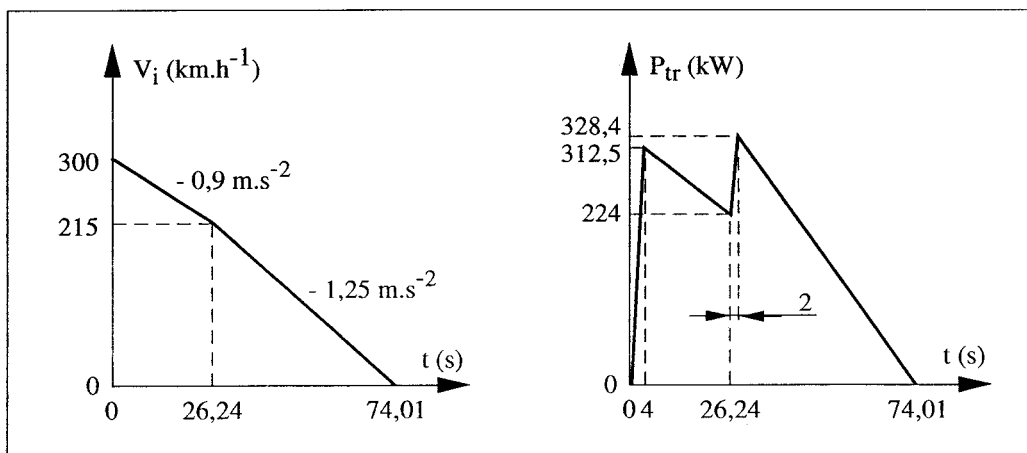


Fig. 44. Graphes des vitesses et des puissances dissipées au cours d'un freinage à partir de $300 km.h^{-1}$.

Il a été considéré suivant la relation (4) que le disque dissipait 95,9 % de la puissance totale. Cette puissance a été appliquée comme un flux de chaleur sur toute la piste de frottement du disque et la conduction thermique radiale a été négligée (Fig. 45.).

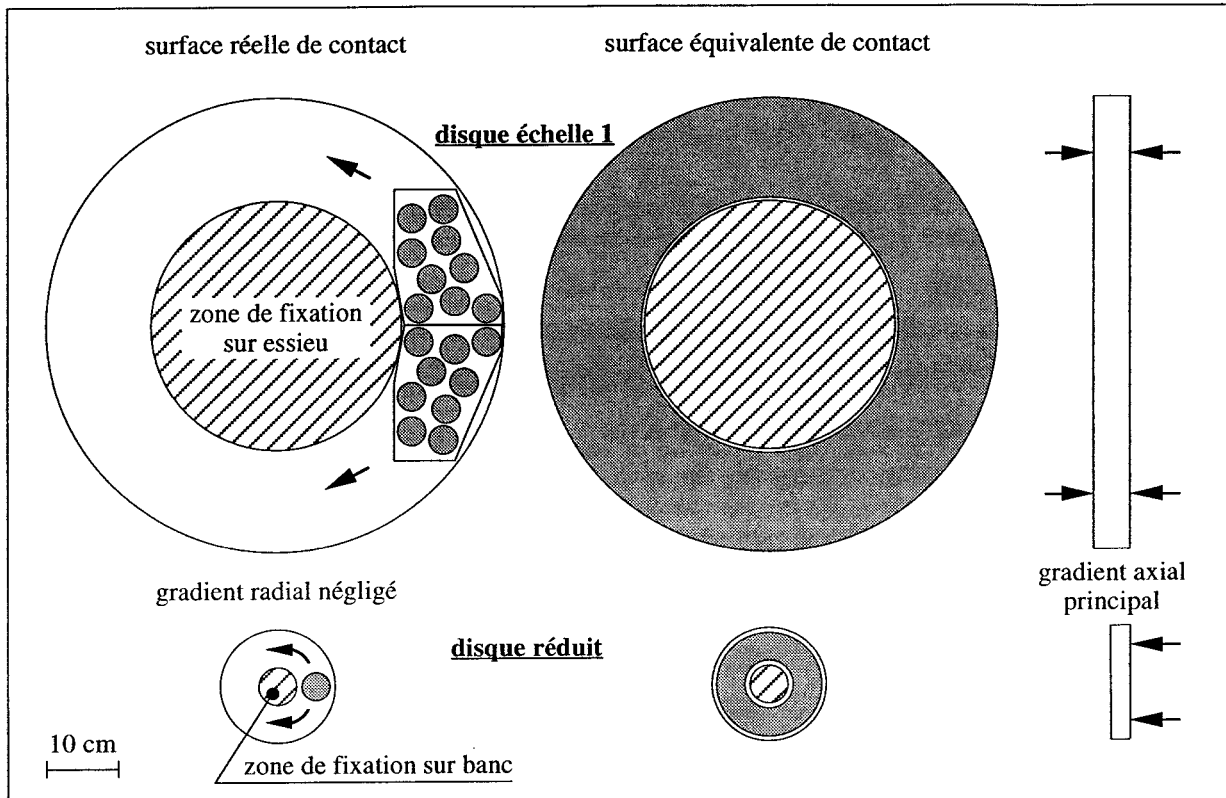


Fig. 45. Chargement du flux thermique.

Comme le système est axisymétrique, il a été possible de se limiter à un modèle à 2 dimensions. Le coefficient de frottement a été supposé constant et la pression de contact uniforme ; les effets liés à l'usure ont été négligés. Par contre, il est tenu compte de la géométrie de la garniture pour définir la répartition géométrique radiale de la puissance sur la piste de frottement. Concernant les échanges thermiques avec l'extérieur au niveau de la surface frottante, la convection a été considérée comme prépondérante et la variation du coefficient de convection h_c a été exprimée en fonction de la température de la paroi considérée et de la vitesse de rotation du disque. Le rayonnement des surfaces d'échange a été également pris en compte et le facteur d'émission ζ a été corrélé à la température de la paroi (T_{paroi} en °C) par l'expression : $\zeta = 0,25 + 1,33 \cdot 10^{-3} T_{\text{paroi}}$. Les calculs relatifs à la répartition radiale du flux sur la piste de frottement ainsi qu'aux évolutions du coefficient de convection et du facteur d'émission sont présentés en **annexe 3**.

Le tableau 9 présente les températures calculées à partir de l'approche numérique bidimensionnelle sur disques réduits à l'issue d'un freinage de maintien de 120 s ; les températures relevées expérimentalement sur la face arrière des disques et les écarts relatifs, définis par la relation :

$$\text{écart} = \frac{(\text{résultat numérique} - \text{résultat expérimental}) \times 100}{\text{résultat expérimental}} \quad (28)$$

sont donnés à titre indicatif.

Puissance (W)	Disque d'épaisseur 11,25 mm			Disque d'épaisseur 22,5 mm		
	Résultat numérique	Résultat expérimental	Écart (%)	Résultat numérique	Résultat expérimental	Écart (%)
1000	140	118	+18,6	78	77	+1,3
2000	249	217	+14,7	134	135	- 0,7
3000	348	315	+10,5	189	192	- 1,6
4000	436	413	+5,6	242	250	- 3,2

Tabl. 9. Comparaison des températures arrière disque (°C) obtenues expérimentalement et par approche numérique.

Le modèle numérique appliqué aux disques réduits permet d'obtenir dans l'ensemble des résultats relativement proches des valeurs expérimentales. On constate que le rapport des températures de face arrière entre les disques d'épaisseur 11,25 et 22,5 mm vaut approximativement 1,82. Cette valeur est plus élevée que celle relevée expérimentalement, voisine de 1,65, car les phénomènes de convection sur la face arrière ont été négligés pour la simulation.

Les résultats obtenus numériquement pour un disque réduit d'épaisseur 22,5 mm et pour un disque échelle 1 (modèle validé à partir de résultats expérimentaux relevés en ligne et sur banc échelle 1) sont très proches ; les écarts sur les températures en fin de freinage n'excèdent pas 8 %. Ainsi, les approches numériques développées sont représentatives des phénomènes thermiques et permettent de déterminer objectivement les rapports de similitude sur les températures de surface $T_d(0,120)$ entre les essais de freinage de maintien en ligne (considérés avec une pente de 5 % - relation (26)) et les essais sur banc avec des disques réduits (Tabl. 10.).

Puissance (W)	Disque d'épaisseur 11,25 mm	Disque d'épaisseur 22,5 mm	Rapport des températures
1000	151	98	1,54
2000	273	176	1,55
3000	386	253	1,53
4000	495	326	1,52

Tabl. 10. Températures de surface (°C) obtenues par approche numérique (freinage de maintien de 120 s).

La diminution d'épaisseur des disques de 22,5 à 11,25 mm engendre une augmentation d'environ 1,535 fois la température de surface à l'issue d'un freinage de maintien de 120 s.

Il a été montré que la température à la surface du disque varie linéairement avec la vitesse de la rame :

$$T_d(0,120) \approx 20 + 11,16 \cdot 10^{-1} V_{mr} \tag{29}$$

et différentes corrélations de similitude ont pu être établies (Fig. 46.) :

$$\tag{30}$$

- pour un disque réduit d'épaisseur 11,25 mm :

$$P_{tr} \approx 55,26 P_{tb}, \Sigma_{tr} \approx 6631 P_{tb}, V_{mr} \approx 10,67 \cdot 10^{-2} P_{tb}, T_d(0,120) \approx 20 + 11,9 \cdot 10^{-2} P_{tb}$$

- pour un disque réduit d'épaisseur 22,5 mm :

$$P_{tr} \approx 36 P_{tb}, \Sigma_{tr} \approx 4320 P_{tb}, V_{mr} \approx 6,95 \cdot 10^{-2} P_{tb}, T_d(0,120) \approx 20 + 7,76 \cdot 10^{-2} P_{tb}$$

où P_{tr} (W) est la puissance dissipée par un disque réel (sur ses deux faces) et ses garnitures associées, Σ_{tr} (J) l'énergie correspondante pour une durée de 120 s, P_{tb} (W) la puissance dissipée par un disque réduit (sur une face) et sur sa garniture associée testés sur banc, tandis que V_{mr} (km.h⁻¹) correspond à la vitesse de maintien d'une rame TGV-A en configuration réelle.

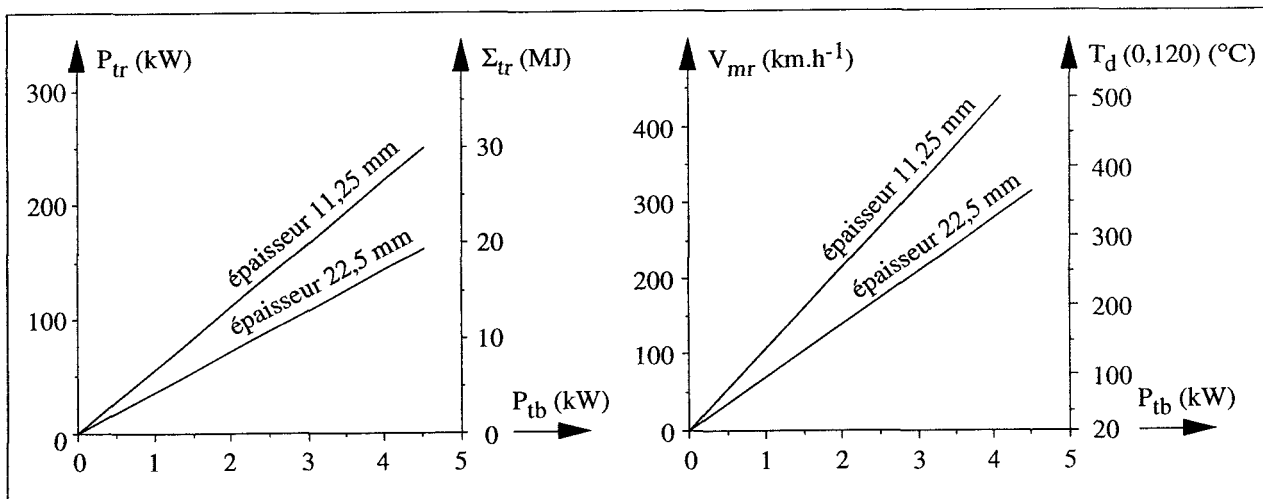


Fig. 46. Graphes des similitudes en configuration de freinage de maintien.

Des exemples de référence déduits des relations (30) sont présentés dans le tableau 11.

P _{tb} (W)	Disque d'épaisseur 11,25 mm			Disque d'épaisseur 22,5 mm		
	P _{tr} (kW)	Σ _{tr} (MJ)	V _{mr} (km.h ⁻¹)	P _{tr} (kW)	Σ _{tr} (MJ)	V _{mr} (km.h ⁻¹)
1000	55	6,63	107	36	4,32	70
2000	110	13,26	213	72	8,64	139
3000	165	19,89	320	108	12,96	209
4000	221	26,52	427	144	17,28	278

Tabl. 11. Correspondances en configuration de freinage de maintien.

Le modèle échelle 1 a été validé en configuration de freinage d'urgence à partir de résultats expérimentaux relevés en ligne et sur banc d'essai. Dans ce cas, les températures maximales de surface (T_{dmax}) retenues pour procéder aux corrélations de similitude ne sont pas atteintes en fin de freinage. Ainsi, pour un freinage effectué à partir de 300 km.h^{-1} , la température T_{dmax} (450 °C) est obtenue à l'issue d'une durée correspondant à 68 % de la durée totale du freinage contre 59 % pour un freinage effectué à partir de 200 km.h^{-1} et conduisant à une température maximale de surface de 205 °C (Fig. 47.).

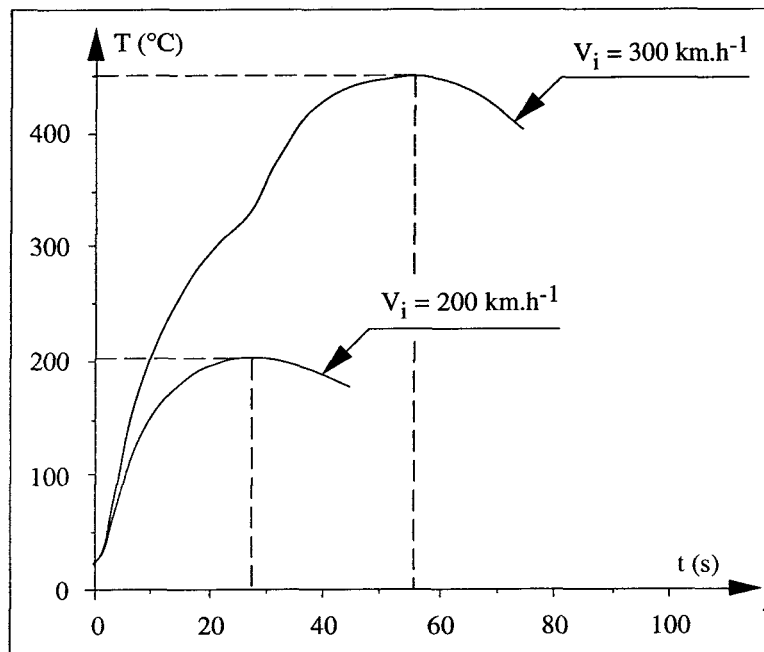


Fig. 47. Profils des températures de surface.

Comme précédemment, la similitude sur les températures de surface entre les essais échelle 1 en configuration de freinage d'urgence et les essais sur banc en freinage de maintien avec des disques d'épaisseur différente découle des résultats numériques obtenus. La température maximale à la surface du disque (T_{dmax}) varie avec la vitesse initiale V_i (km.h^{-1}) de la rame selon la relation :

$$T_{dmax} = 20 - 9,17 \cdot 10^{-2} V_i + 5,08 \cdot 10^{-3} V_i^2 \tag{31}$$

Les corrélations de similitude suivantes ont pu être établies (Fig. 48.) :

- pour un disque réduit d'épaisseur 11,25 mm :

$$\Sigma_{tr} \approx 3628,2 P_{tb}, V_i = 9,02 + \frac{\sqrt{0,593 + 0,171 P_{tb}}}{8,54 \cdot 10^{-2}}, T_d(0,120) \approx 20 + 11,9 \cdot 10^{-2} P_{tb} \tag{32}$$

- pour un disque réduit d'épaisseur 22,5 mm :

$$\Sigma_{tr} \approx 2397,4 P_{tb}, V_i = 9,02 + \frac{\sqrt{1,395 + 0,262 P_{tb}}}{0,131}, T_{d(0,120)} \approx 20 + 7,76 \cdot 10^{-2} P_{tb}$$

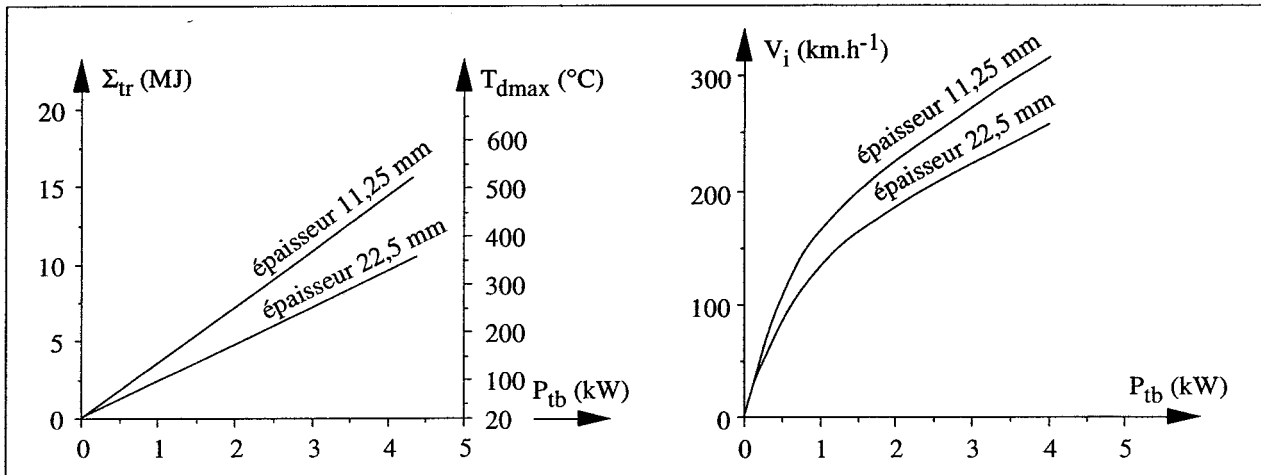


Fig. 48. Graphes des similitudes en configuration de freinage d'urgence.

Le tableau 12 permet de synthétiser les relations (32) :

P _{tb} (W)	Disque d'épaisseur 11,25 mm			Disque d'épaisseur 22,5 mm		
	Σ _{tr} (MJ)	V _i (km.h ⁻¹)	T _{dmax} (°C)	Σ _{tr} (MJ)	V _i (km.h ⁻¹)	T _{dmax} (°C)
1000	3,86	162	139	2,59	133	98
2000	7,46	226	258	4,96	184	175
3000	11,02	274	377	7,30	223	253
4000	14,60	315	496	9,63	256	330

Tabl. 12. Correspondances en configuration de freinage d'urgence.

Les corrélations de similitude présentées dans ce paragraphe permettent de valider industriellement les essais réalisés sur banc à échelle réduite. Les tests sur disques réduits d'épaisseur 11,25 mm simulant des énergies plus importantes seront donc préférentiellement utilisés par la suite pour caractériser les revêtements céramiques ou cermets.

DISQUES REVÊTUS ET TESTÉS EN CONFIGURATION DE FREINAGE DE MAINTIEN

Disques revêtus/garnitures fer-cuivre

Différents revêtements ont été élaborés sur des disques réduits d'épaisseur 11,25 mm préalablement revêtus d'une sous-couche de 80 μm en NiCrAlY (Tabl. 13.) puis testés contre des garnitures en fritté fer-cuivre (JURID 721).

Substrat	Revêtement	Épaisseur (μm)	Rugosité Ra en surface (μm)
XC 38	NiCr-Cr ₃ C ₂	300	3,4
XC 38	ZrO ₂	420	3,5
XC 38	NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.)	450	5,1

Tabl. 13 : Disques revêtus testés contre des garnitures Fe-Cu.

La figure 49 présente l'évolution du coefficient de frottement moyen (μ_m) en fonction de la vitesse de rotation (N) pour les différents revêtements testés sous une pression (p) de 3 bar. Les résultats obtenus pour le système conventionnel "28CDV5/garniture Fe-Cu" dans les mêmes conditions d'essai sont reportés uniquement à titre de comparaison.

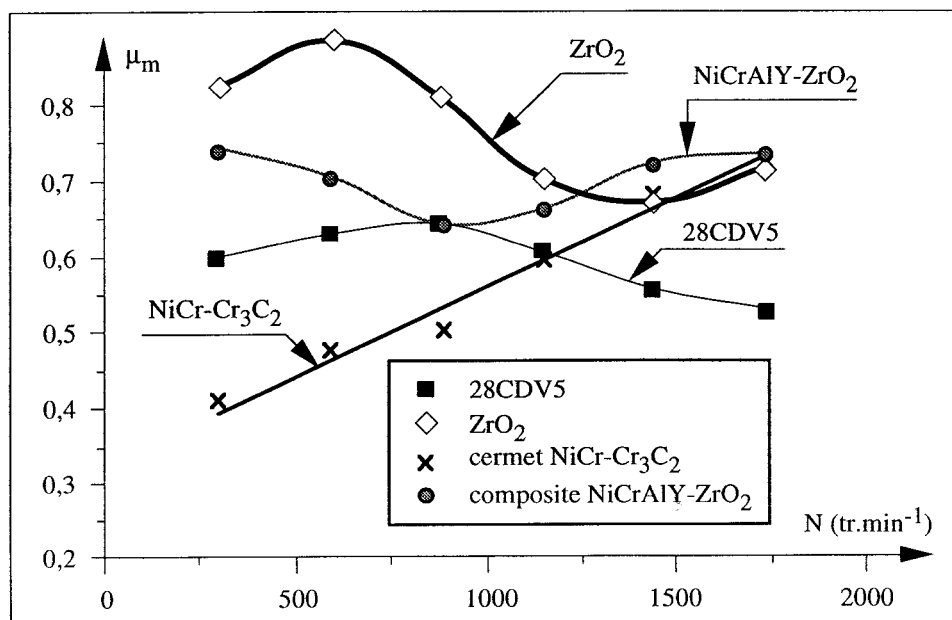


Fig. 49. Disques revêtus/garnitures Fe-Cu : évolution du coefficient de frottement μ_m en fonction de la vitesse de rotation N (pression de contact : 3 bar).

Le revêtement de zircone yttrée conduit à un frottement très important et très instable ; le coefficient de frottement moyen diminue très sensiblement quand la vitesse augmente. Le composite NiCrAlY-ZrO₂ présente des caractéristiques plus stables et même plus élevées que celles obtenues avec le système conventionnel. Pour le cermet NiCr-Cr₃C₂, le coefficient de frottement augmente pratiquement linéairement avec la vitesse de rotation.

L'effet "barrière thermique" des revêtements de zircone yttrée et de composite NiCrAlY-ZrO₂ se traduit logiquement par des températures de garniture plus élevées (Fig. 50.). Le revêtement NiCr-Cr₃C₂, poreux du fait de son mode d'élaboration, induit également une légère augmentation des températures relevées au sein de la garniture.

L'emploi de revêtements "barrière thermique" à la surface du disque conduit donc à une sollicitation thermique plus intense de la garniture.

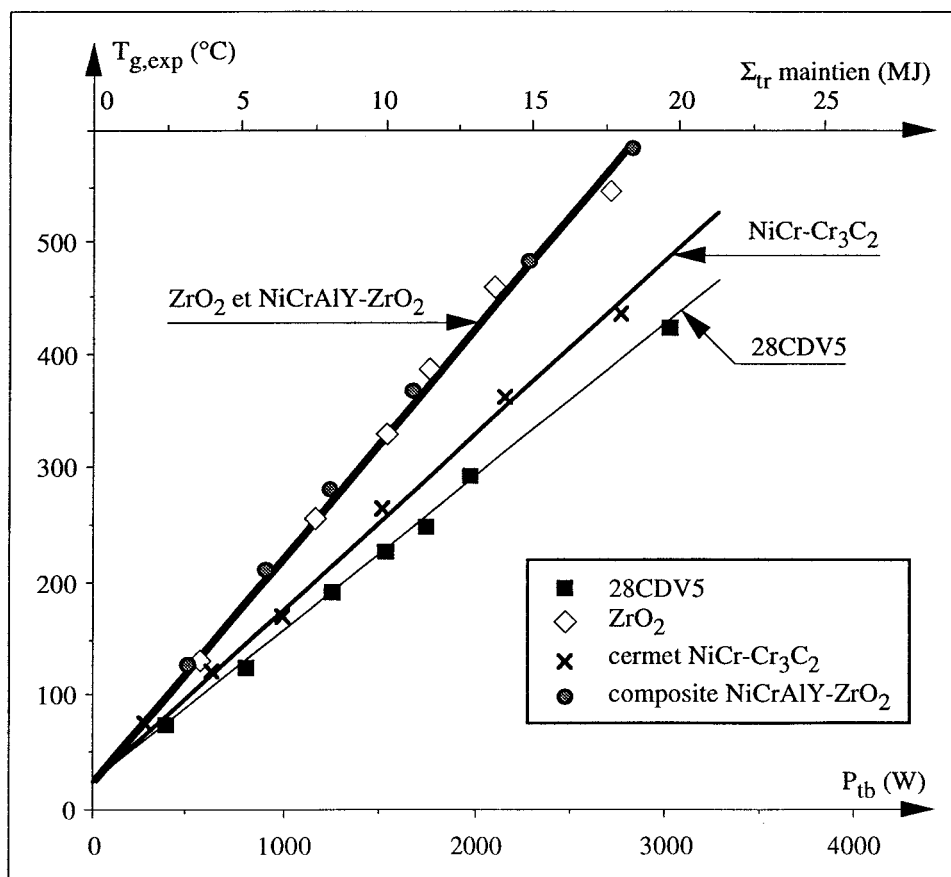


Fig. 50. Disques revêtus/garnitures Fe-Cu : températures maximales dans les garnitures.

À puissance égale, les températures relevées sur la face arrière des disques revêtus sont plus faibles que celles obtenues avec le système classique tandis que les températures à la surface de la garniture, déterminées en considérant les relevés $T_{g,exp}$ et la relation (18), sont plus élevées (Fig. 51.).

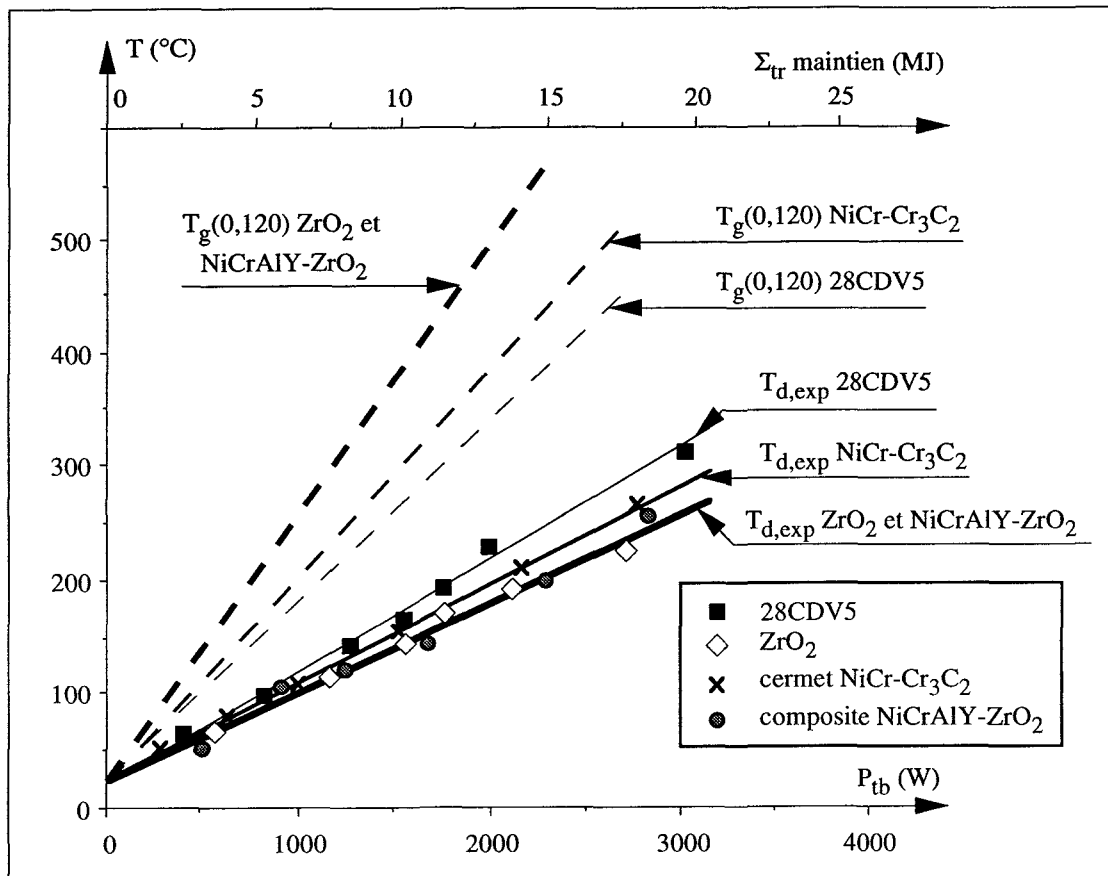


Fig. 51. Disques revêtus/garnitures Fe-Cu : températures maximales sur la face arrière des disques.

Pour le système conventionnel "28CDV5/Fe-Cu", nous avons précédemment indiqué que la garniture dissipait 9,5 % de la puissance totale de freinage. De la même façon, en considérant les relevés $T_{g,exp}$ et la relation (18), il est possible d'estimer la puissance dissipée par la garniture pour les différentes configurations testées. Ainsi, pour les disques revêtus de cermet $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ ou de dépôts "barrière thermique" (ZrO_2 et NiCrAlY-ZrO_2), les garnitures absorbent respectivement 12,9 et 14,1 % de la puissance totale. Par rapport au système conventionnel, ces accroissements de flux dans la garniture sont respectivement de 36 et 48 %.

Les températures relevées sur la face arrière des disques revêtus sont, logiquement, moins sensibles aux variations de flux. Les disques revêtus de dépôts "barrière thermique" dissipent 85,9 % de la puissance totale, soit une diminution de seulement 5 % par rapport au disque nu. Les

distributions thermiques au sein des disques revêtus sont toutefois différentes de celles obtenues pour des disques nus. Ainsi, malgré des températures de surface plus élevées, les températures relevées sur les faces arrières des disques revêtus sont plus faibles, notamment pour les revêtements de zircon et de composite NiCrAlY-ZrO₂, et le gain obtenu est d'environ 60 °C à 3000 W. L'augmentation de la température de la garniture et la diminution de la température sur la face arrière du disque sont fonction de l'efficacité "barrière thermique" du revêtement et de son épaisseur.

Les courbes d'évolution d'usure des garnitures Fe-Cu en fonction de la puissance dissipée sont présentées figure 52. Les résultats obtenus montrent qu'il n'y a pas de corrélations simples entre l'usure et la température de surface de la garniture. Ainsi, l'usure relevée avec le revêtement de zircon est extrêmement faible alors que la température de surface et le coefficient de frottement sont élevés ; au contraire, l'usure enregistrée contre le revêtement cermet NiCr-Cr₃C₂ est nettement plus élevée bien que la température de surface soit ici plus faible.

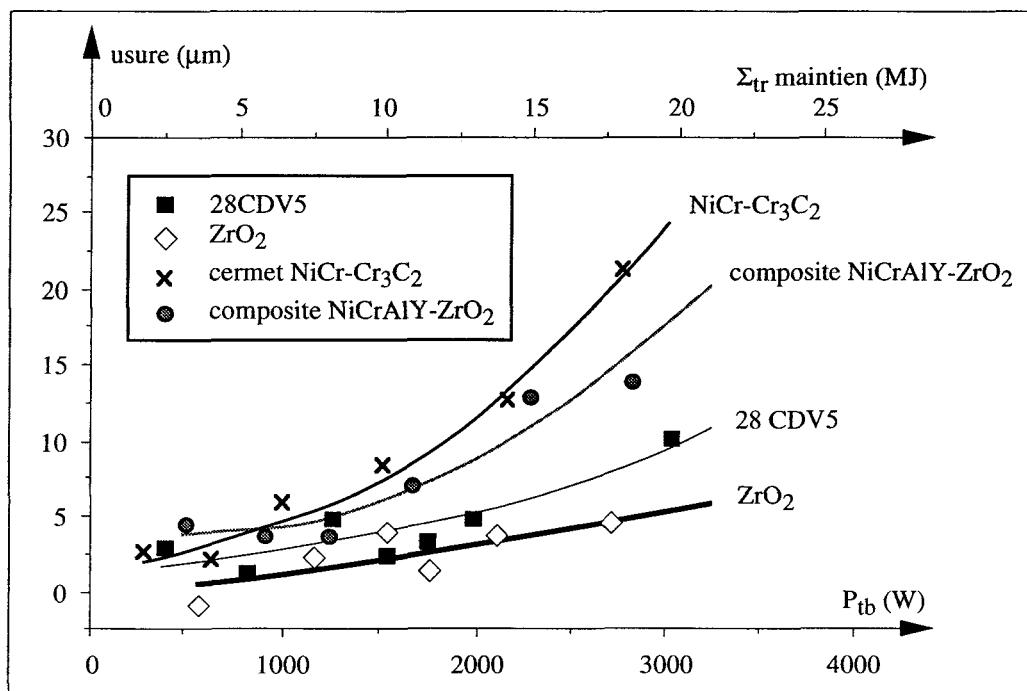


Fig. 52. Disques revêtus/garnitures Fe-Cu : usures des garnitures (pression de contact : 3 bar).

Pour les revêtements de zircon et de composite NiCrAlY-ZrO₂, d'importants transferts de matière entre le disque et la garniture sont observés. La faible conductivité thermique de ces dépôts conduit à des contraintes thermiques localisées élevées qui induisent un écaillage du revêtement

responsable de l'usure abrasive de la garniture [CHU 84]. La figure 53a montre, en effet, que le revêtement de zircon est fortement endommagé par microfissuration après essai.

Les micrographies du cermet NiCr-Cr₃C₂ ne révèlent aucun transfert de matière avec la garniture ou endommagement du revêtement (Fig. 53b.). Ce type de revêtement conduit toutefois à une usure particulièrement sévère de la garniture. Aucune corrélation simple entre l'usure et la dureté des revêtements n'apparaît puisque les dépôts de cermet et de zircon présentent des duretés équivalentes (400-500 HV). Il est toutefois possible d'argumenter que les particules de carbure de chrome, très dures, agissent ici comme un abrasif sur la garniture beaucoup plus tendre (124 HV).

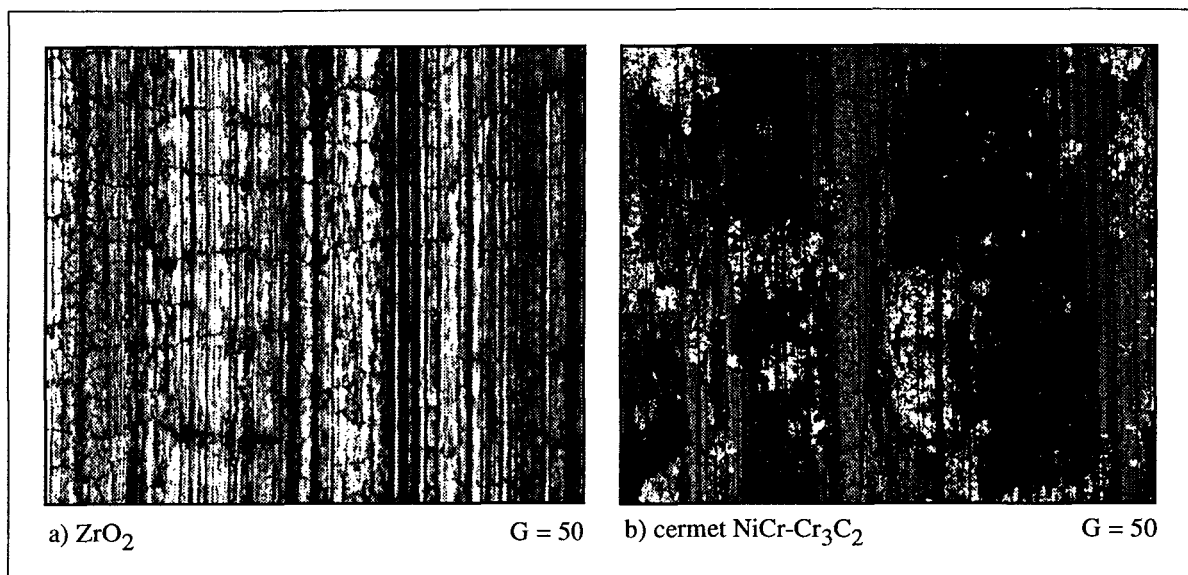


Fig. 53. Micrographies des surfaces frottantes des disques.

En association avec la garniture de type fer-cuivre, les performances tribologiques des revêtements étudiés restent globalement inférieures à celles du disque nu actuellement utilisé. Le composite NiCrAlY-ZrO₂ présente des caractéristiques de frottement assez stables mais une usure plus conséquente. L'usure de la garniture testée contre un revêtement de zircon est faible mais le revêtement est endommagé et le coefficient de frottement très instable.

L'utilisation de revêtements "barrière thermique" à la surface du disque conduit à une réduction du transfert de chaleur vers l'essieu mais à une sollicitation thermique plus intense de la garniture et indirectement à une usure plus conséquente, encore accentuée par la dureté plus élevée des revêtements testés.

Ainsi, l'optimisation d'un disque de frein ne peut être dissociée de celle de la garniture associée. Le développement de disques revêtus nécessite donc la mise au point d'une nouvelle génération de garnitures plus dures et plus aptes à dissiper des niveaux d'énergie élevés.

Parmi les matériaux céramiques, le titanate d'aluminium (Al_2TiO_5), de par son excellente résistance aux chocs thermiques et sa dureté modérée (420 HV), peut constituer une alternative intéressante comme matériau de garniture. Une dureté trop élevée de la garniture entraînerait logiquement la destruction des revêtements par effet d'abrasion, voire d'usinage.

Disques revêtus/garnitures en titanate d'aluminium

Différents revêtements ont été réalisés sur des disques d'épaisseur 11,25 mm préalablement revêtus d'une sous-couche de NiCrAlY d'environ 80 μm puis testés en conjugaison avec une garniture en titanate d'aluminium (Tabl. 14.). Cette garniture, réalisée par pressage isostatique, se compose principalement de 54 % d'alumine, 33 % d'oxyde de titane, 3 % de silice et 2,5 % d'oxyde de magnésium (% en poids). Quelques disques revêtus ont été rectifiés (rectification cylindrique à la meule diamantée) afin d'étudier l'influence de l'état de surface sur le comportement tribologique des matériaux.

Substrat	Revêtements	Épaisseur (μm)	Rugosité Ra en surface (μm)
XC 38	NiCr-Cr ₃ C ₂	300	3,1
XC 38	NiCr-Cr ₃ C ₂	300	rectifié : 1,2
XC 38	ZrO ₂	420	3,8
XC 38	ZrO ₂	420	rectifié : 1,2
XC 38	Al ₂ TiO ₅	450	5,8
XC 38	Al ₂ TiO ₅	450	rectifié : 1,8
XC 38	NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.)	450	5,3
XC 38	NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.)	400	rectifié : 0,9
XC 38	ZrO ₂ + NiCr-Cr ₃ C ₂	420 250	3,1
XC 38	+NiCrAlY-ZrO ₂ 25-75 (vol.) + NiCr-Cr ₃ C ₂	420 250	3,1

Tabl. 14. Disques revêtus testés contre des garnitures Al₂TiO₅.

Disques revêtus de cermet NiCr-Cr₃C₂/garnitures en titanate d'aluminium

Les coefficients de frottement moyens obtenus avec le couple "NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅" sont sensiblement plus faibles que ceux relatifs au couple conventionnel "28CDV5/Fe-Cu" mais leur évolution dans la gamme de vitesses testées est remarquablement stable (Fig. 54.).

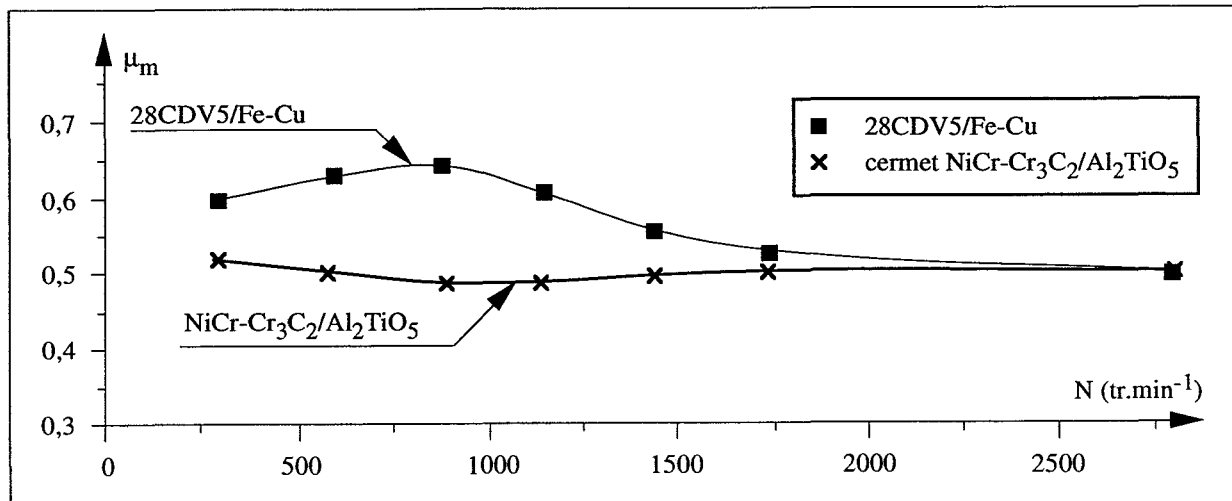


Fig. 54. Disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅ : évolution de μ_m en fonction de la vitesse de rotation (pression de contact : 3 bar).

Les températures caractéristiques du couple "revêtement NiCr-Cr₃C₂/garniture Al₂TiO₅" sont présentées figure 55. Du fait de la très faible diffusivité thermique du titanate d'aluminium ($8,66 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ contre $5,67 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ pour le fritté Fe-Cu), la comparaison des températures relevées au sein des garnitures Al₂TiO₅ et Fe-Cu n'est plus appropriée et il est préférable de recourir aux températures de surface pour caractériser le frottement. Les températures de surface de garniture ont été calculées à partir de la relation (22) ; l'application numérique à la garniture en titanate d'aluminium ($\rho = 3300 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$, $c = 700 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ et $\lambda = 2 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) conduit au rapport :

(33)

$$\frac{\theta_g(0,120)}{\theta_g(5 \cdot 10^{-3},120)} = 1,603$$

Rappelons que pour la garniture Fe-Cu, ce même rapport avait été évalué à 1,187.

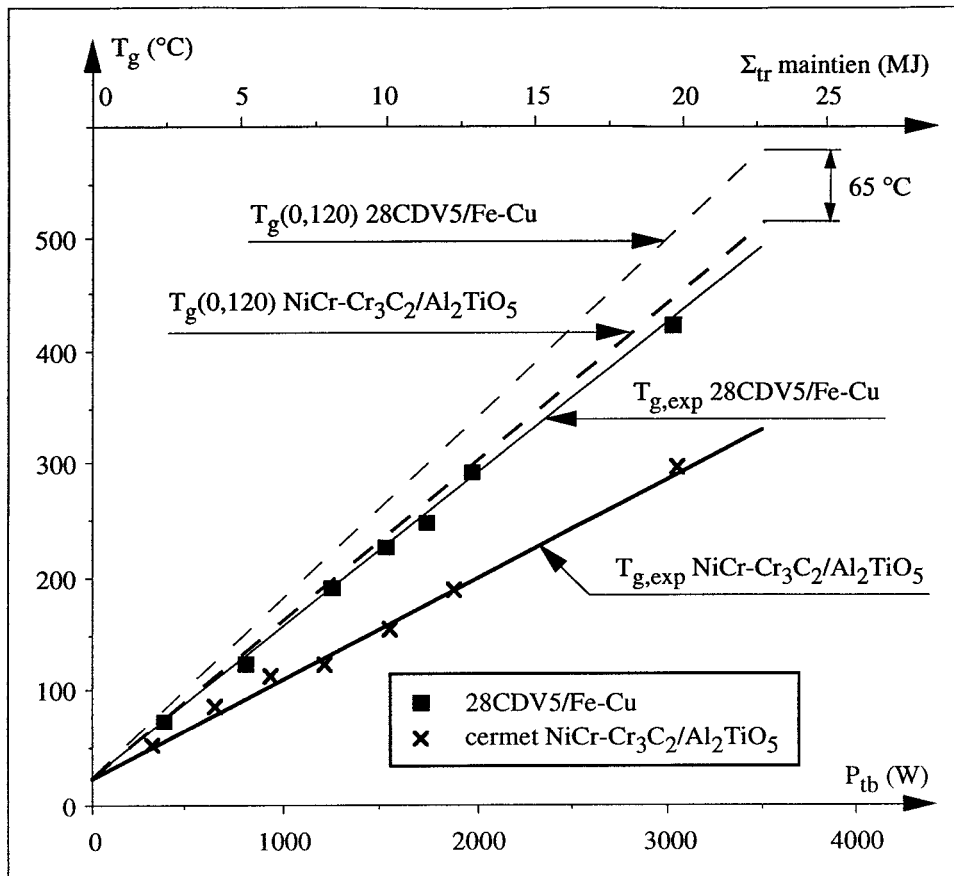


Fig. 55. Disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/garniture Al₂TiO₅ : températures maximales de la garniture.

Il apparaît ainsi que pour une puissance dissipée de 3500 W, la température de surface de la garniture dans le cas du système conventionnel est supérieure d'environ 65 °C à celle du système "NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅". La puissance absorbée par la garniture Al₂TiO₅, calculée à partir de la relation (18), représente alors 3,1 % de la puissance totale de freinage contre 9,5 % dans le cas du système conventionnel. La température de surface est plus faible mais le disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂ doit dissiper davantage d'énergie (96,9 % contre 90,5 %). En fait, l'augmentation relative de puissance dissipée dans le disque n'est que de 7 % et les températures relevées sur la face arrière du disque revêtu sont sensiblement plus élevées à celles obtenues avec le système conventionnel (Fig. 56.).

Testées contre des disques revêtus de cermet NiCr-Cr₃C₂, les garnitures en titanate d'aluminium présentent, pour une même puissance de freinage dissipée, une usure plus faible que la garniture Fe-Cu dans le cas du système conventionnel (Fig. 57.).

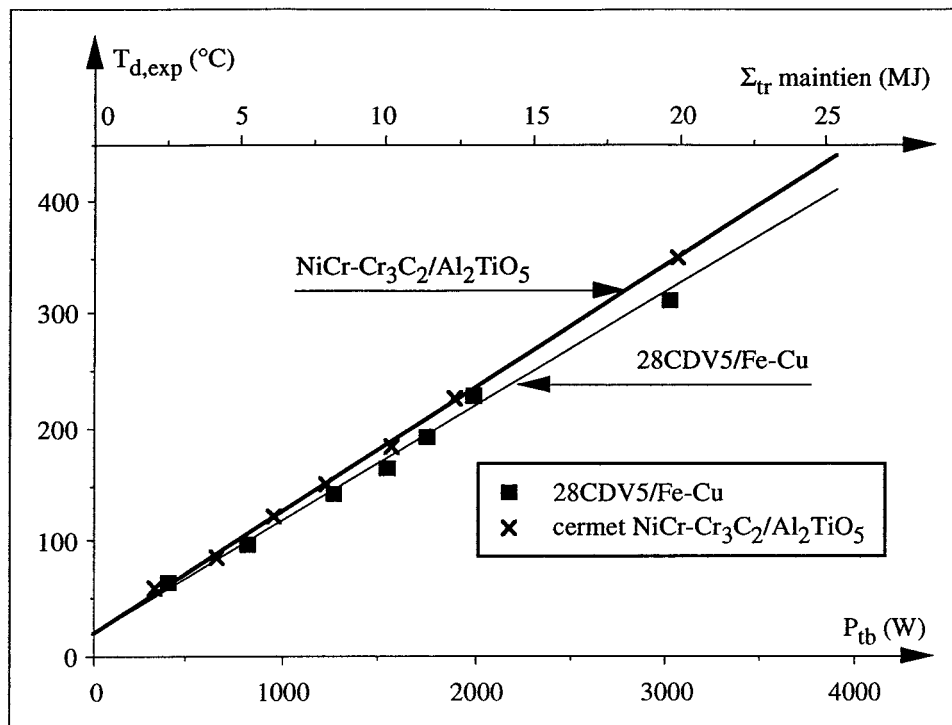


Fig. 56. Disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/garniture Al₂TiO₅ : températures maximales sur la face arrière du disque.

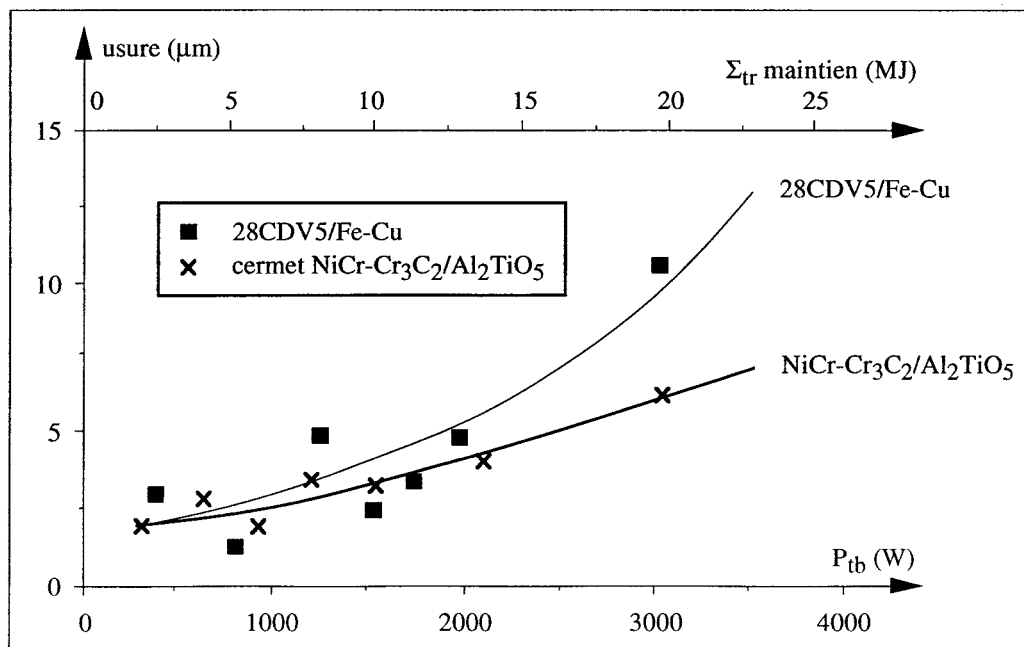


Fig. 57. Disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/garniture Al₂TiO₅ : usure de la garniture (pression de contact : 3 bar).

Sous les conditions de sollicitations imposées, un “glaçage” des surfaces de contact se traduisant par la formation d'une couche de transfert mince (1 à 2 μm) et d'aspect poli a été observée. La micrographie de la surface frottante du disque est présentée figure 58 ; les zones grises correspondent à des agglomérats de particules céramiques issues de la garniture.

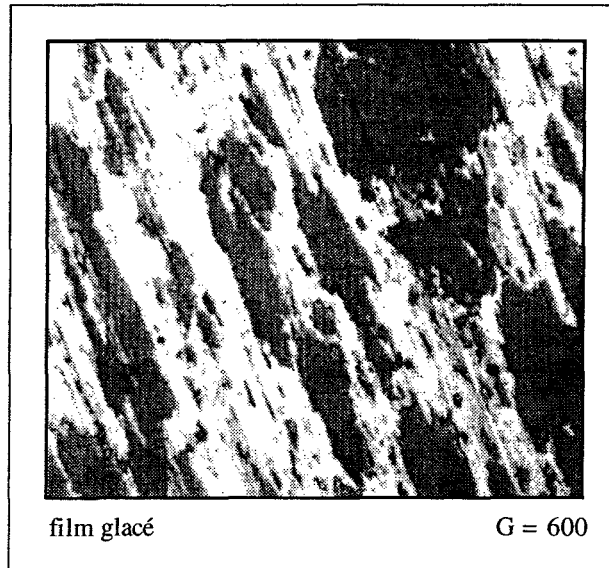


Fig. 58. Micrographie en surface du disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂.

Ce “glaçage” confère au couple “cermet NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅” une bonne résistance à l'usure et un coefficient de frottement relativement stable.

Le même revêtement rectifié pour Ra = 1,2 μm (Ra = 3,1 μm à l'état “brut de projection-poli”) conduit à une évolution des coefficients de frottement moyens similaire mais globalement plus élevée (Fig. 59.). Le couple résistant obtenu avec le disque rectifié est plus élevé puisque la surface réelle de contact est plus importante mais la relation (12) permettant le calcul du coefficient de frottement moyen considère la même surface de frottement.

A puissance égale, les températures relevées sur la face arrière du disque rectifié sont similaires à celles du disque à l'état “brut de projection-poli”. Par contre, les températures de garniture sont un peu plus faibles dans le cas du disque rectifié (-45 °C en surface pour 4000 W) car ce dernier présente une surface réelle de contact plus élevée et absorbe plus d'énergie.

L'usure de la garniture testée contre un disque rectifié est légèrement plus élevée. Les observations micrographiques révèlent des phénomènes de “glaçage” moins prononcés, le piégeage des débris d'usure étant à l'évidence plus difficile.

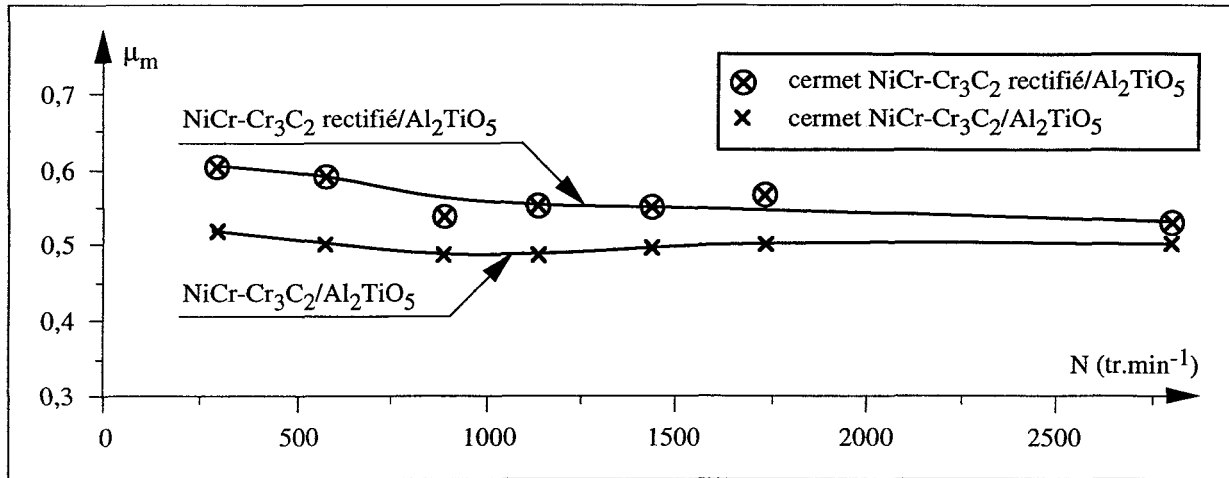


Fig. 59. Disques revêtus de cermet NiCr-Cr₃C₂/garnitures Al₂TiO₅ : influence de l'état de surface sur l'évolution de μ_m en fonction de la vitesse de rotation (pression de contact : 3 bar).

Disques revêtus de dépôts "barrière thermique"/garnitures en titanate d'aluminium

La figure 60 présente les évolutions des coefficients de frottement moyens pour des disques revêtus de zircone, de titanate d'aluminium et de composite NiCrAlY-zircone et testés contre des garnitures en titanate d'aluminium.

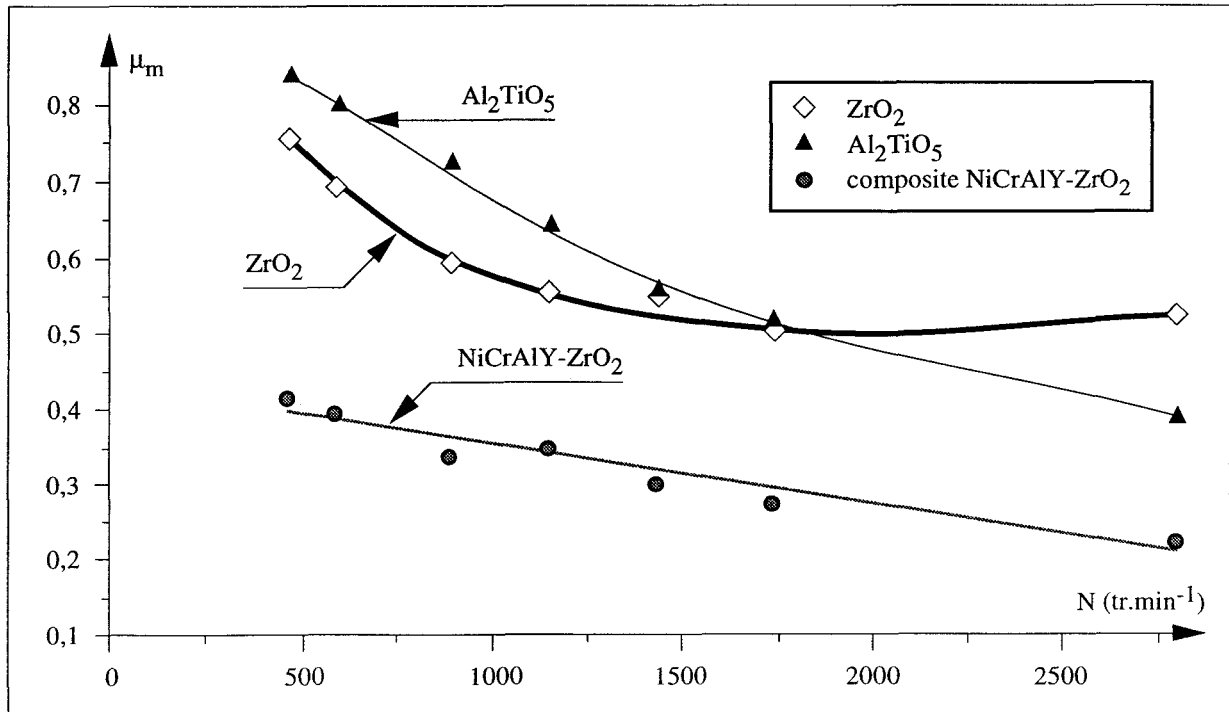


Fig. 60. Disques revêtus de dépôts "barrière thermique"/garnitures Al₂TiO₅ : évolution de μ_m en fonction de la vitesse de rotation (pression de contact : 3 bar).

Le coefficient de frottement moyen obtenu pour les couples “ $\text{Al}_2\text{TiO}_5/\text{Al}_2\text{TiO}_5$ ” et “ $\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{TiO}_5$ ”, élevé aux faibles vitesses, décroît ensuite fortement. Le composite NiCrAlY-ZrO_2 25-75 conduit à des valeurs de μ_m nettement plus faibles dont l'évolution diminue linéairement avec la vitesse de rotation.

Pour les trois revêtements étudiés, les températures relevées à la surface de la garniture Al_2TiO_5 sont pratiquement identiques et nettement plus élevées que celles observées avec le cermet $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ (Fig. 61.). Les revêtements de zircone ytriée et de titanate d'aluminium ont en effet la même épaisseur ($420 \mu\text{m}$) et présentent des diffusivités thermiques très proches. La diffusivité thermique du composite NiCrAlY-ZrO_2 25-75 est, par contre, plus élevée mais ce revêtement est ici plus épais ($450 \mu\text{m}$).

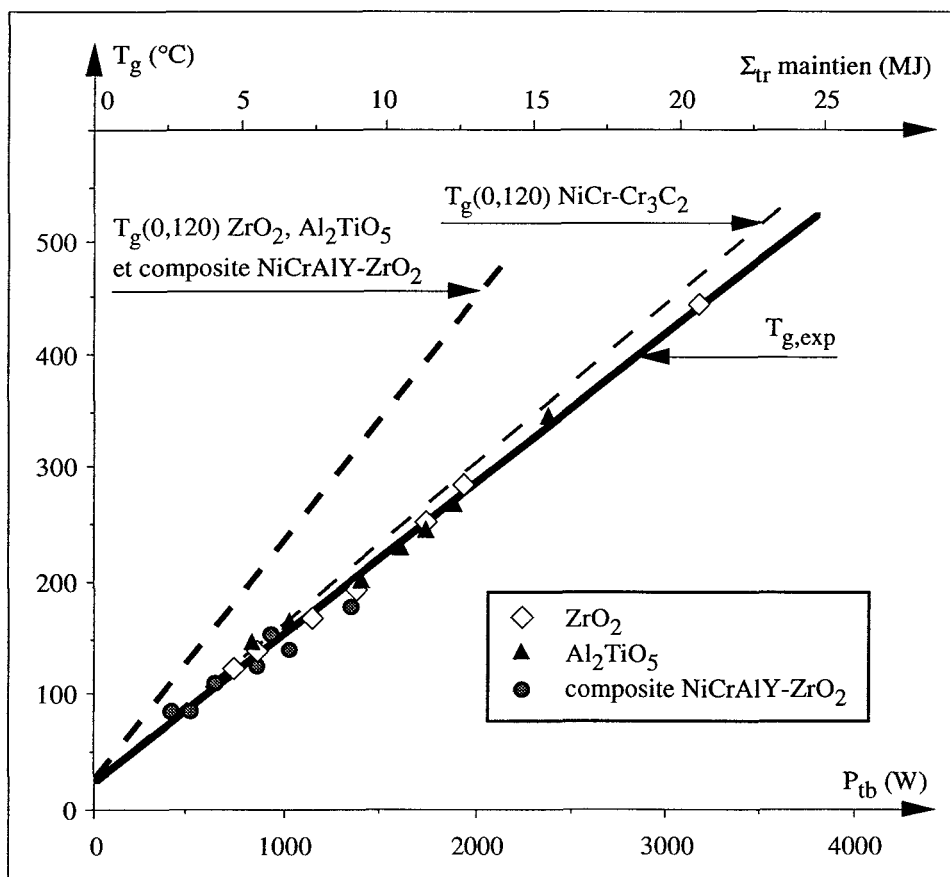


Fig. 61 : Disques revêtus de dépôts “barrière thermique”/garnitures Al_2TiO_5 : températures maximales des garnitures.

Toujours en assimilant les garnitures à des solides semi-infinis et en considérant les relevés $T_{g,exp}$, les garnitures absorbent alors 4,6 % de la puissance totale contre 3,1 % dans le cas du cermet NiCr-Cr₃C₂. La diminution relative de flux pénétrant dans le disque reste faible tandis que les températures à la surface de la garniture sont nettement plus élevées. Il en résulte, par rapport aux résultats présentés pour le couple "cermet NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅", une faible diminution des températures relevées sur les faces arrières des disques avec barrière thermique, de l'ordre de -30 °C à 3000 W.

L'endommagement du revêtement composite NiCrAlY-ZrO₂ 25-75 est la conséquence de particules anguleuses, qui correspondent vraisemblablement à des lamelles de zircon qui apparaissent dans le contact et "labourent" littéralement le revêtement. Les sillons d'usure observés sur le disque sont particulièrement profonds et atteignent pratiquement 40 µm. La coupe micrographique présentée figure 62 montre des fragments de revêtement sur le point d'être arrachés. Toutefois, si la détérioration du revêtement est conséquente, l'usure de la garniture est quasi-inexistante.

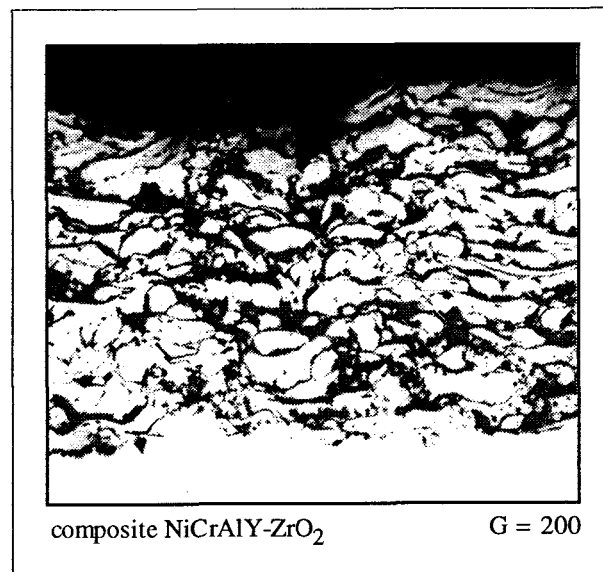


Fig. 62. Endommagement du revêtement composite NiCrAlY-ZrO₂ testé contre une garniture Al₂TiO₅.

Les garnitures testées contre les disques revêtus de zircon et de titanate d'aluminium présentent la même évolution d'usure ; usure qui devient particulièrement importante dès 2000 W (Fig. 63.).

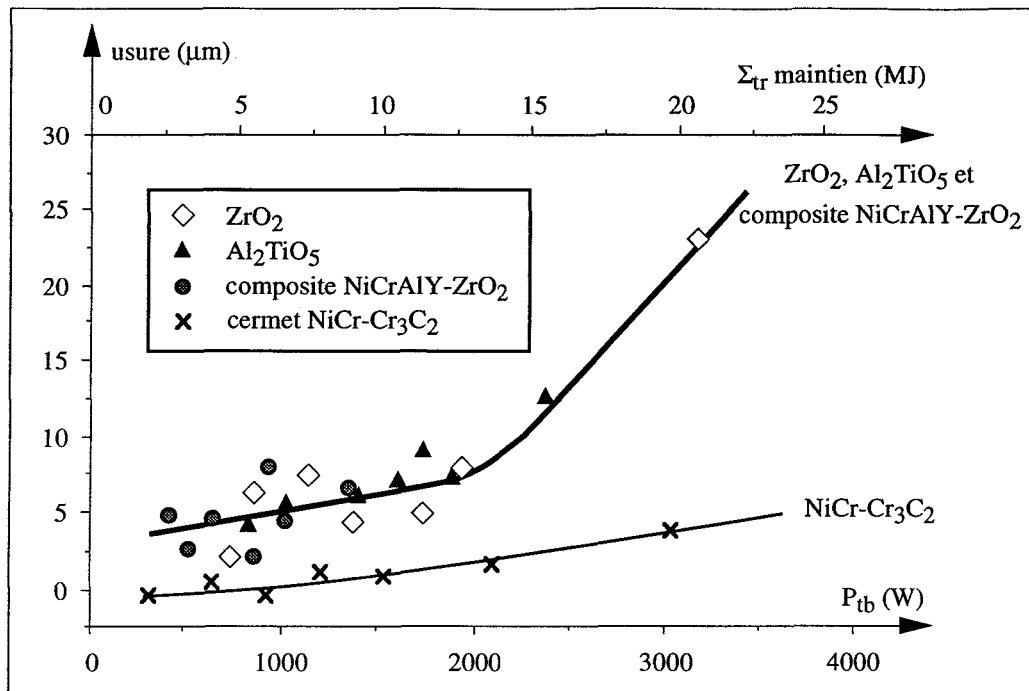


Fig. 63. Disques revêtus de dépôts "barrière thermique"/garnitures Al_2TiO_5 : usure des garnitures (pression de contact : 3 bar).

Pour ces deux couples de matériaux, on observe un important transfert de matière de la garniture vers la surface du disque et un réseau cellulaire de microfissures apparaît sur la piste de frottement des disques (Fig. 64.).

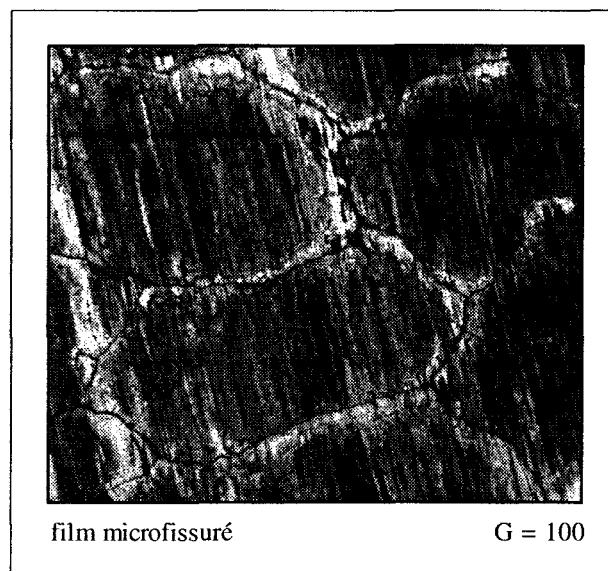


Fig. 64. Film superficiel microfissuré sur la piste de frottement.

Les mêmes revêtements ont également été testés après rectification. Les coefficients de frottement moyens et les températures relevées au sein des garnitures sont sensiblement plus élevées pour les mêmes raisons que celles évoquées précédemment pour le système "NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅". La rugosité initiale des revêtements n'engendre pas de différences notables quant à l'usure de la garniture : après la phase de rodage, les états de surfaces deviennent rapidement similaires.

Disques à revêtement multicouche/garnitures en titanate d'aluminium

Des dépôts "barrière thermique" en zircone yttrée et en composite NiCrAlY-ZrO₂ 25-75 ont été insérés entre la sous-couche de NiCrAlY et le revêtement de surface en cermet NiCr-Cr₃C₂.

La série d'essais réalisée sur le disque pourvu d'une barrière thermique en zircone yttrée n'a pu être menée à terme du fait de l'adhérence insuffisante du cermet NiCr-Cr₃C₂ sur la zircone. Soumis au test de flexion trois points, une éprouvette pareillement revêtue (échantillon V) a présenté une rupture cohésive au sein de la zircone. Cette caractérisation est effectuée sous une sollicitation bien déterminée alors que le revêtement testé en situation de freinage doit supporter différentes sollicitations dont les effets se conjuguent. Les différences de dilatation à l'interface ZrO₂/NiCr-Cr₃C₂ expliqueraient en partie la perte d'adhérence du cermet sur la zircone en situation de freinage, perte d'adhérence matérialisée par l'exfoliation du revêtement de cermet (Fig. 65.).

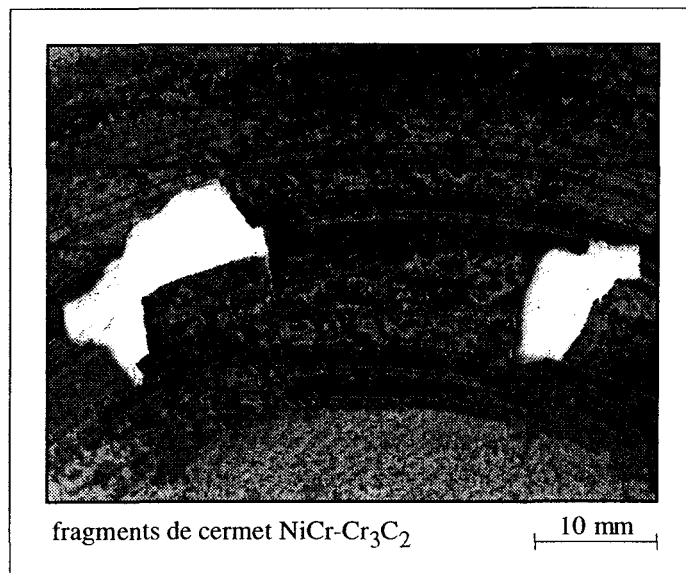


Fig. 65. Endommagement du revêtement de cermet NiCr-Cr₃C₂ déposé sur une barrière thermique en ZrO₂.

L'évolution des coefficients de frottement moyens est peu affectée par l'insertion de la barrière thermique même si les valeurs obtenues sont sensiblement plus élevées (Fig. 66.).

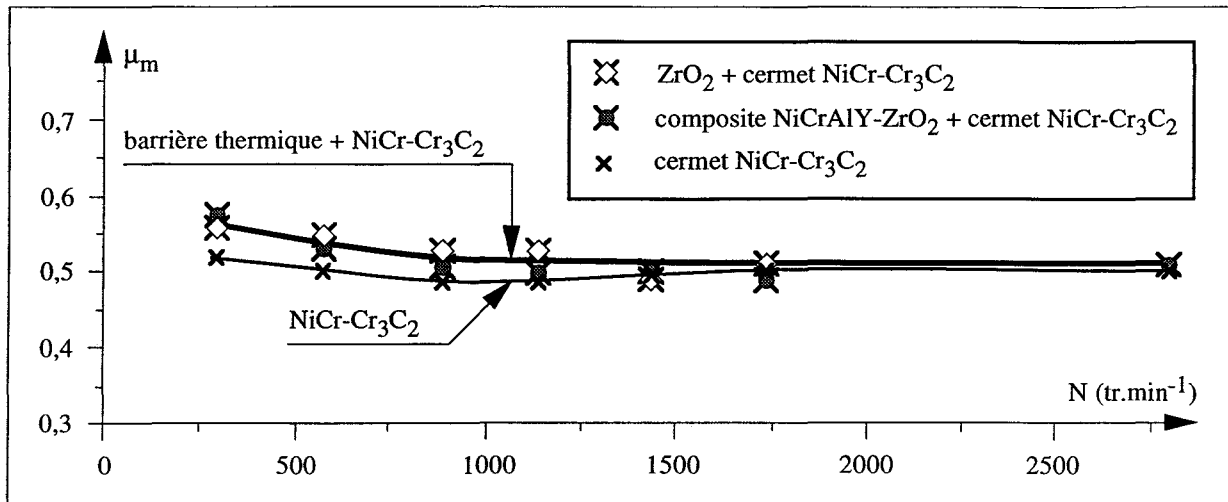


Fig. 66. Disques revêtus de dépôts "barrière thermique" et de cermet NiCr-Cr₃C₂/garnitures Al₂TiO₅ : évolution de μ_m en fonction de la vitesse de rotation (pression de contact : 3 bar).

Comme précédemment pour les systèmes "barrière thermique/garniture Fe-Cu ou Al₂TiO₅", la garniture est particulièrement sensible à l'augmentation de flux induite par la présence de la barrière thermique sur le disque et les températures dans la zone de contact sont nettement plus élevées (Fig. 67.).

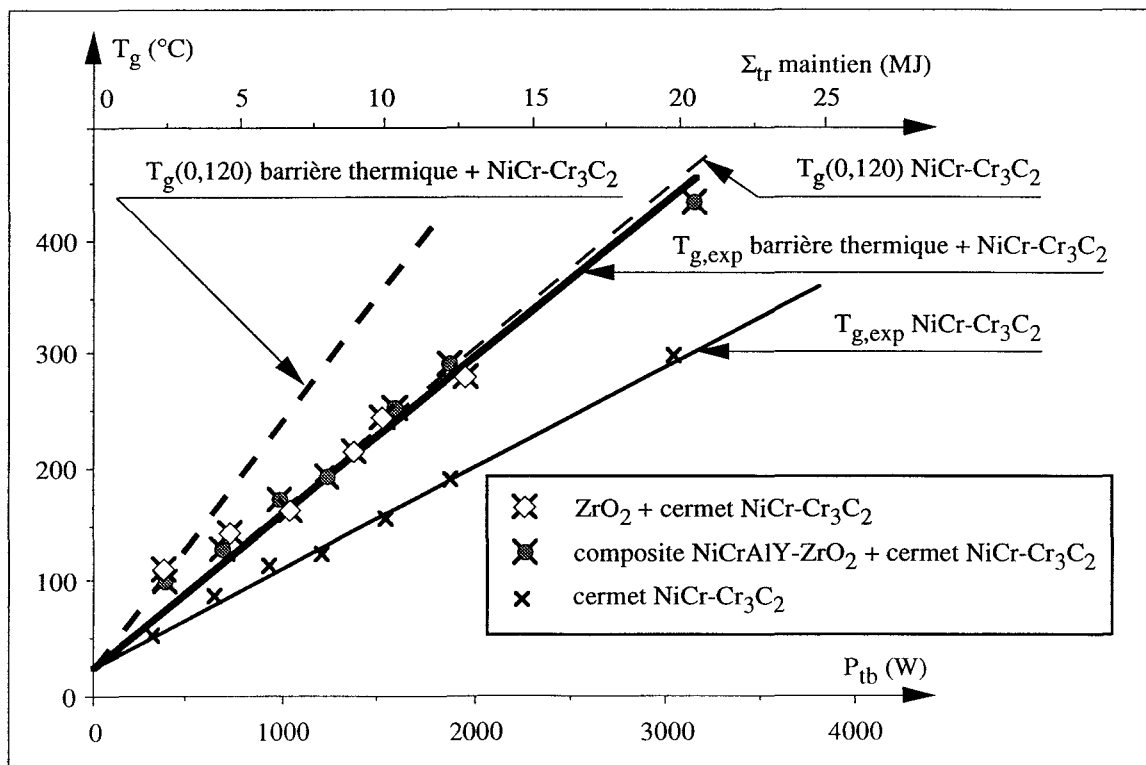


Fig. 67. Disques revêtus de dépôts "barrière thermique" et de cermet NiCr-Cr₃C₂/garnitures Al₂TiO₅ : températures maximales des garnitures.

La diminution de température enregistrée sur la face arrière des disques à revêtement multicouche est tout aussi faible que celle constatée avec les disques seulement revêtus de dépôts "barrière thermique" ; on ne relève en effet qu'une diminution de 30 °C à 3000 W par rapport au système conventionnel (Fig. 68.).

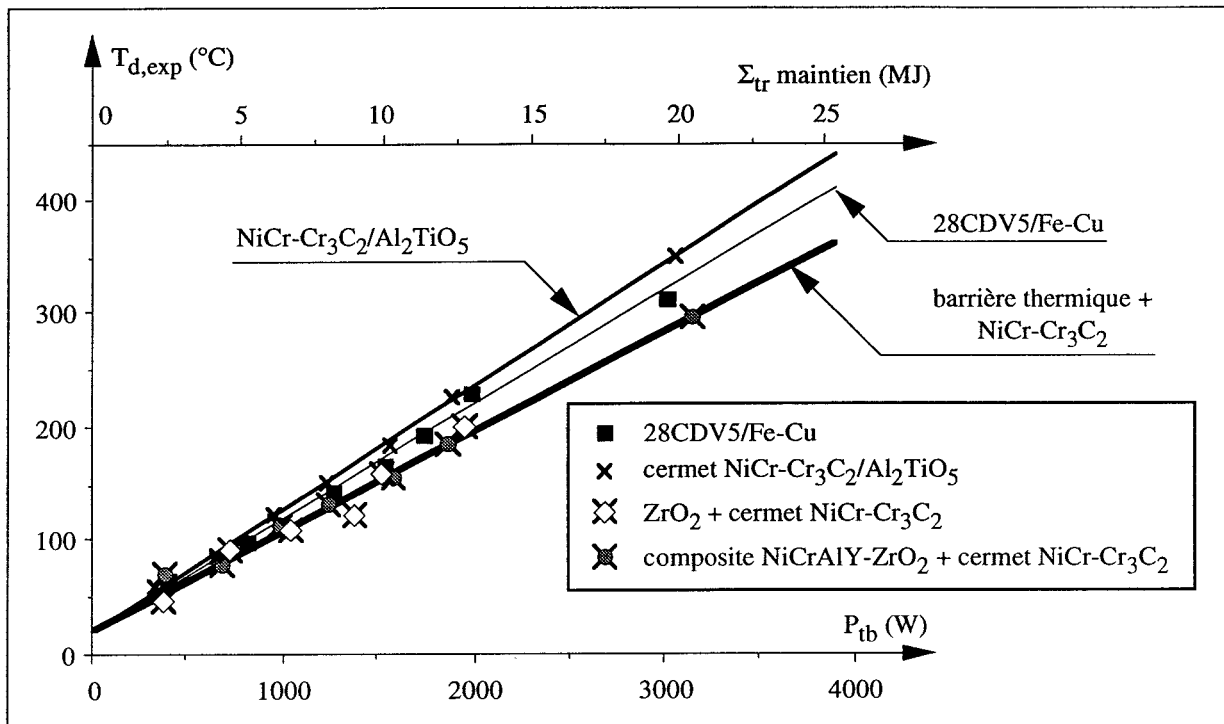


Fig. 68. Disques revêtus de dépôts "barrière thermique" et de cermet NiCr-Cr₃C₂/garnitures Al₂TiO₅ : températures maximales sur les faces arrière des disques.

La comparaison des figures 66 et 67 montre que le coefficient de frottement du couple de matériaux "NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅" est peu sensible aux fluctuations de la température dans la zone de contact.

En présence de la barrière thermique, l'usure de la garniture est plus sévère dès que la puissance à dissiper est supérieure à 2000 W (Fig. 69.). À 3000 W, l'usure de la garniture est double et l'on montre, en extrapolant les résultats de la figure 67, que la température de surface est accrue d'environ 250 °C. Tout comme pour la garniture fer-cuivre, l'usure de la garniture en titanate d'aluminium est fortement affectée par l'augmentation de température dans la zone de contact.

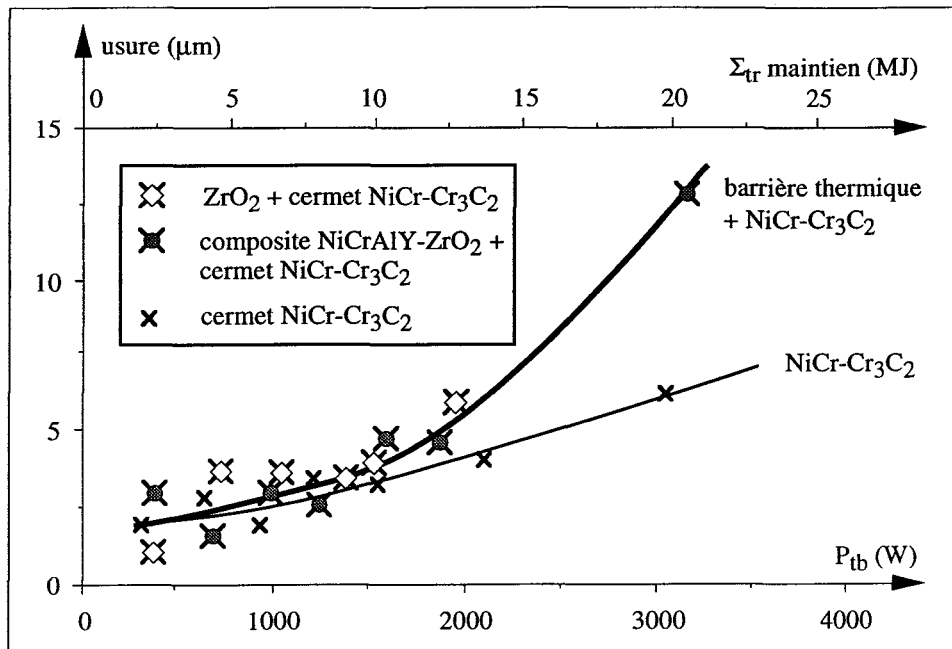


Fig. 69. Disques revêtus de dépôts "barrière thermique" et de cermet NiCr-Cr₃C₂/garnitures Al₂TiO₅ : usure des garnitures (pression de contact : 3 bar).

Pour ces couples de matériaux, des phénomènes de "glaçage" sont également observés sur les faces frottantes des disques et des garnitures.

Conclusion

Les performances tribologiques des disques revêtus associés aux garnitures conventionnelles fer-cuivre restent inférieures à celles présentées par les disques non revêtus en acier 28CDV5 actuellement en service sur le matériel TGV-A. L'analyse de l'usure de la garniture et des transferts thermiques nous a orienté vers l'utilisation d'un matériau de garniture plus dur et plus adapté aux hautes températures, en l'occurrence le titanate d'aluminium.

Les caractéristiques tribologiques et les distributions thermiques observées en configuration de freinage pour un disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂ associé à une garniture en titanate d'aluminium se sont avérées particulièrement intéressantes.

Des essais effectués à différentes vitesses et pressions ont permis de s'assurer de la stabilité du coefficient de frottement. Une dispersion des coefficients de frottement moyens de $\pm 0,08$ est au maximum observée à faible vitesse contre $\pm 0,18$ pour le système "28CDV5/Fe-Cu". Les relevés

expérimentaux des coefficients de frottement instantanés sont remarquablement stables sur la durée des essais, contrairement à ceux obtenus avec le système conventionnel très variables dès lors que la puissance dissipée devient supérieure à 2500 W.

L'usure du couple "NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅" augmente avec la puissance dissipée mais reste inférieure à celle du système conventionnel : à 4000 W, l'usure est deux fois plus faible.

La puissance absorbée par la garniture en titanate d'aluminium représente 3,1 % de la puissance dissipée contre 9,5 % pour la garniture fer-cuivre associée au disque en acier 28CDV5. Pour une même puissance de freinage, les températures de surface sont moins élevées malgré la faible diffusivité thermique du titanate d'aluminium. L'accroissement du transfert de chaleur dans le disque conduit logiquement à des températures sur sa face arrière sensiblement plus élevées.

L'insertion d'un revêtement "barrière thermique" entre la sous-couche et le dépôt de cermet NiCr-Cr₃C₂ augmente la température dans la zone de contact mais affecte peu les coefficients de frottement. L'usure de la garniture est, par contre, assez sensible à ce facteur.

La présence d'une barrière thermique à la surface du disque ou à proximité permet de diminuer la puissance dissipée par le disque, et ce, quelle que soit la nature de la garniture utilisée. Les températures de surface sont toutefois nettement plus élevées et les limites d'utilisation de la garniture Fe-Cu sont rapidement atteintes. Les températures relevées sur la face arrière des disques sont plus faibles lorsque la garniture Fe-Cu est utilisée mais cette diminution n'est plus significative avec la garniture Al₂TiO₅.

Le couple "NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅" présente des températures limites d'utilisation très élevées - 950 °C pour le titanate d'aluminium contre 500 °C pour le fritté fer-cuivre - mais l'accroissement des températures de surface s'avère néanmoins assez pénalisant quant à l'usure de la garniture.

Enfin, pour toutes les configurations testées, la rectification des revêtements n'engendre pas de modifications déterminantes quant aux phénomènes tribologiques et aux échanges thermiques mis en jeu.

DISQUES MULTIMATÉRIAUX AVEC SUPPORT EN ALLIAGE D'ALUMINIUM

Intérêt du concept de disque multimatériaux

Une nouvelle approche expérimentale a été proposée afin d'obtenir une diminution plus sensible du transfert thermique vers l'essieu tout en limitant la température de surface à une valeur compatible avec un taux d'usure admissible. Il a donc été proposé d'accroître l'épaisseur de la barrière thermique et de l'éloigner de la surface de frottement. Cette stratégie a nécessité la conception d'un disque multimatériaux à trois composants : un disque support, un flasque "barrière thermique" et un flasque de frottement (Fig. 70.).

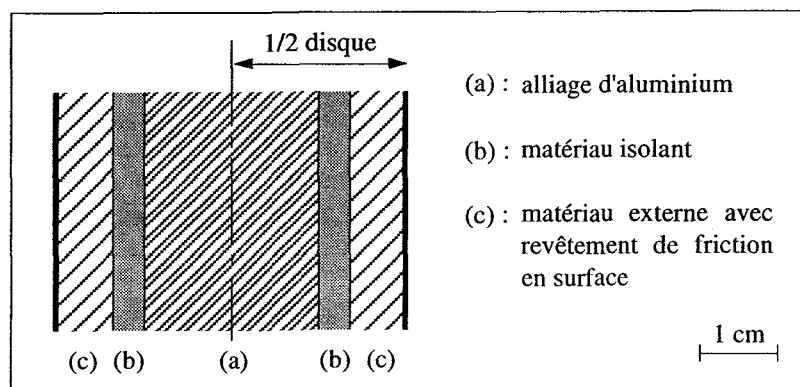


Fig. 70. Schéma du disque multimatériaux échelle 1.

L'énergie à dissiper en freinage étant directement proportionnelle à la masse en mouvement, il a également été proposé de réduire la masse du disque en recourant pour le disque support à un alliage d'aluminium. Ce choix ne peut se justifier que dans l'hypothèse d'un transfert thermique limité induisant au niveau du disque support une température maximale de 250 °C, température seuil pour l'utilisation prolongée des alliages d'aluminium.

Configurations et caractéristiques des disques multimatériaux

Les disques multimatériaux réduits (diamètre 160 mm) ont une épaisseur totale, hors revêtement externe de friction, de 22,5 mm. Les différentes configurations mises en oeuvre seront comparées aux systèmes "28CDV5/Fe-Cu" et "cermet NiCr-Cr₃C₂/Al₂TiO₅" en épaisseur 22,5 mm.

Les disques multimatériaux étudiés se composent :

- d'un disque support en alliage d'aluminium de type AU 2 GN (série 2618A),
- d'une barrière thermique sous forme massive en zircone yttrée (5 %) élaborée par pressage isostatique, ou sous forme d'un revêtement en composite NiCrAlY-zircone (25-75 en volume) déposé sur la face arrière du flasque de frottement par projection thermique plasma,
- d'un flasque en acier XC 38 doté d'un revêtement de friction constitué d'une sous-couche de NiCrAlY (80 μm) et d'un dépôt de cermet NiCr-Cr₃C₂ (250 μm).

Les paramètres "épaisseur" et "position" de la barrière thermique sont étudiés indépendamment. Pour des raisons de délais et de coûts de mise en œuvre, la barrière thermique se présente sous la forme d'un flasque en zircone frittée (épaisseur = 4 mm) pour l'étude de la position et sous forme d'un revêtement en composite NiCrAlY-ZrO₂ pour l'étude de l'épaisseur. La zircone partiellement stabilisée présente de bonnes caractéristiques mécaniques et une ténacité très supérieure à celle des autres céramiques. Elle possède, comme le titanate d'aluminium, une conductivité thermique très faible avec cependant une moins bonne tenue aux chocs thermiques du fait d'un module d'élasticité supérieur [LE 91].

Les principales caractéristiques des matériaux utilisés sont reportées dans le tableau 15.

Caractéristiques	Alliage d'aluminium AU 2 GN	Acier XC 38	Revêtement composite NiCrAlY-ZrO ₂	Zircone élaborée par pressage isostatique
λ (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	138	50	0,52	1,9
ρ (kg.m ⁻³)	2750	7810	7459	6000
c (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	920	460	452	400
a (10 ⁻⁵ m ² .s ⁻¹)	5,45	1,39	1,54.10 ⁻²	7,92.10 ⁻²
α (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	22	10,9	7,75	9,1
E (10 ³ MPa)	72	190	49,4	205

Tabl. 15. Caractéristiques des matériaux constitutifs des disques réduits (0-100 °C).

Les faces de contact des différents flasques ont été rectifiées et l'assemblage a été réalisé au moyen de trois vis disposées à 120° (Fig. 71.).

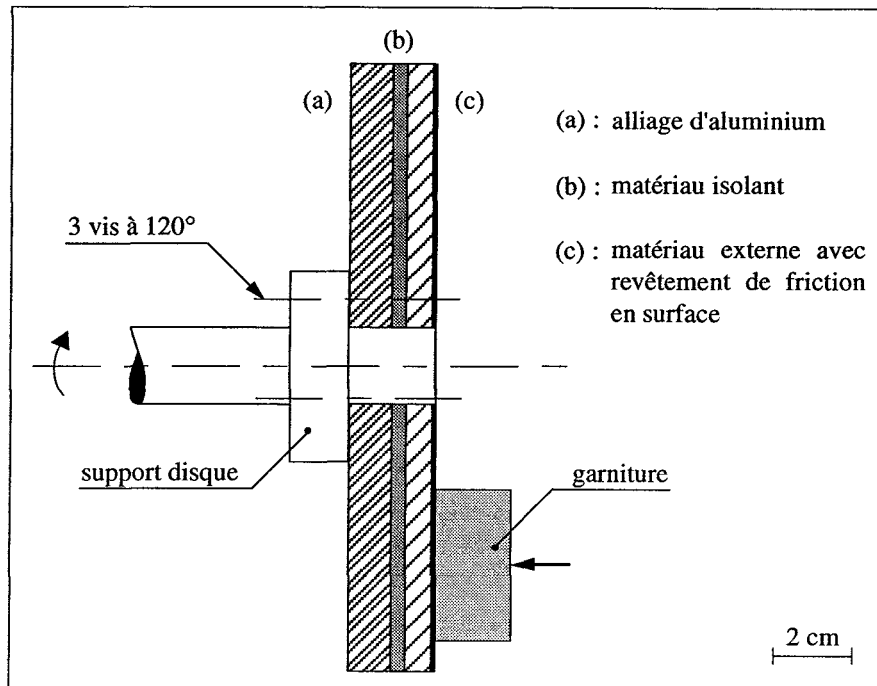
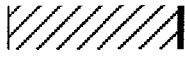





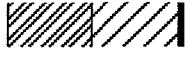










Fig. 71. Disque multimatériaux sur banc d'essai.

Pour limiter les résistances thermiques de contact, l'utilisation d'adhésifs céramiques, à base de zircon pour l'interface acier/barrière thermique et d'oxyde de silicium pour l'interface barrière thermique/alliage d'aluminium a été envisagée. La tenue de ces adhésifs durant les tests de freinage s'est avérée décevante et cette solution a été rejetée.

Les configurations des différents disques multimatériaux étudiés sont présentées dans le tableau 16. Les disques ont été testés dans les mêmes conditions que précédemment, c'est-à-dire en freinage de maintien de 120 s avec des garnitures en titanate d'aluminium appliquées sous une pression de 3 bar.

Les disques référencés A et B sont dépourvus de barrière thermique. Les configurations C, D et E comportent un flasque en zircon d'épaisseur 4 mm positionné respectivement à 8,25 - 7,25 et 5 mm de la surface frottante ; les flasques d'acier des disques référencés de F à J ont une épaisseur de 8 mm et sont revêtus sur leur face interne d'un dépôt de composite NiCrAlY-ZrO₂ d'épaisseur échelonnée de 0,6 à 9 mm.

Référence	Épaisseur (mm)			Configuration	Représentation
	AU 2 GN	Barrière thermique	XC 38		
A	0	0	22,5		 Alliage d'aluminium AU 2 GN  Acier XC 38  Zircone massive  Revêtement de NiCrAlY-zircone  Revêtement externe de friction
B	11,25	0	11,25		
C	10,25	4	8,25		
D	11,25	4	7,25		
E	13,5	4	5		
F	13,9	0,6	8		
G	12,9	1,6	8		
H	12,5	2	8		
I	11,9	2,6	8		
J	11,6	2,9	8		

Tabl. 16. Configurations et géométries des disques multimatériaux réduits.

Les résultats des essais menés sur les disques A et B sont similaires : l'utilisation du flasque en alliage d'aluminium ne modifie pas de façon significative les températures relevées dans la garniture et sur la face arrière du disque. La conductivité thermique plus élevée de l'alliage d'aluminium semble compenser la résistance thermique de contact entre les deux flasques assemblés.

La figure 72 présente, à titre d'exemple, les températures relevées à l'issue de la procédure de freinage en fonction de la puissance dissipée pour les configurations A et E. La barrière thermique modifie nettement les distributions thermiques des deux corps en frottement. L'extrapolation à une puissance de 4000 W indique une diminution de température d'environ 75 °C sur la face arrière du disque et une élévation de 170 °C dans la garniture correspondant à un accroissement de 280 °C de la température de surface.

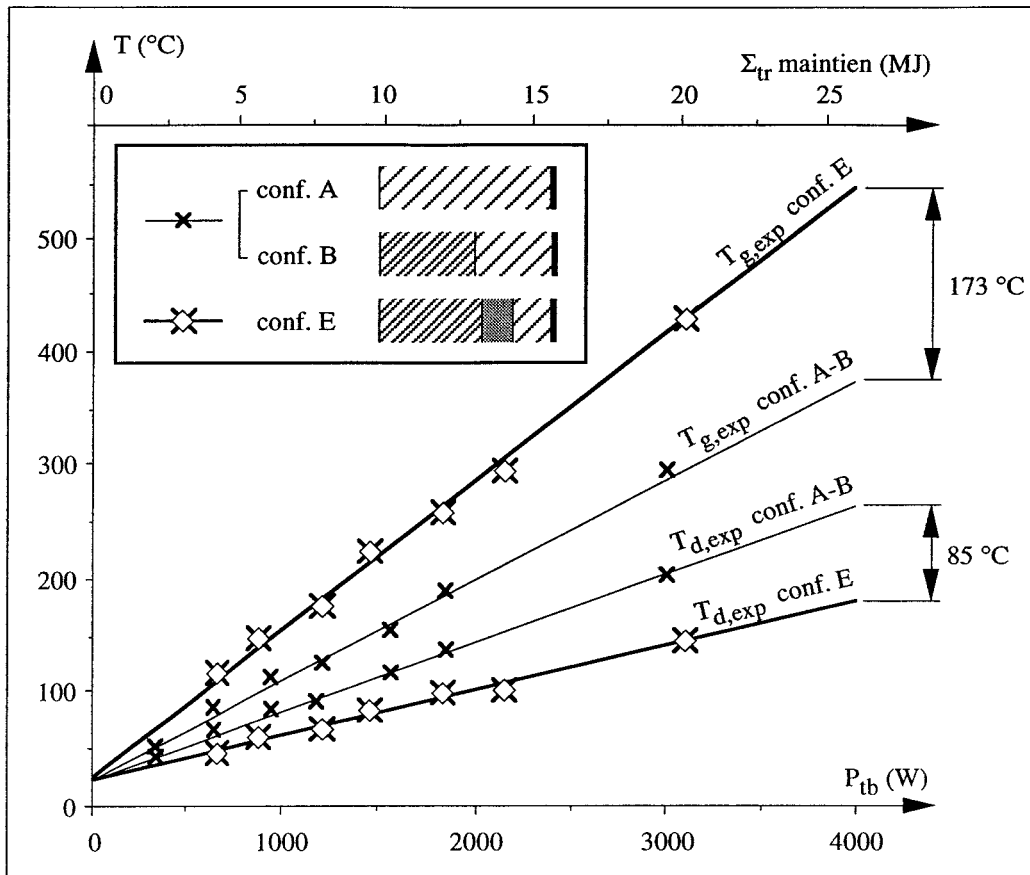


Fig. 72. Disque multimatériaux/garniture Al_2TiO_5 : températures relevées au sein de la garniture et sur la face arrière du disque en fin de freinage.

En l'absence de barrière thermique (configuration B), les températures atteintes dans le flasque support sont peu compatibles avec l'utilisation d'un alliage d'aluminium puisque la température à l'issue des 120 s d'essai atteint 265 °C pour une puissance totale de 4000 W.

Le retard Δt observé entre la fin de l'essai et l'instant où la température maximale est atteinte est accru d'environ 1 min pour le disque multimatériaux E. Il est par ailleurs à noter que la cinétique de refroidissement du disque n'est pas affectée de façon significative (Fig. 73.).

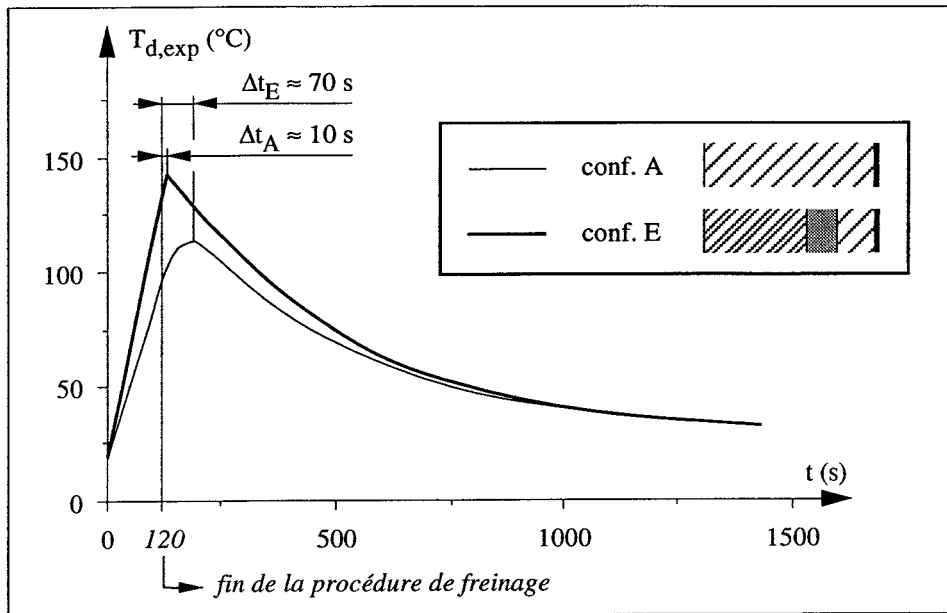


Fig. 73. Disque multimatériaux/garniture Al_2TiO_5 : relevé expérimental de la température sur la face arrière du disque pour un freinage de 120 s (puissance totale dissipée ≈ 1850 W).

Influence de la position de la barrière thermique

Les trois configurations C, D et E ont permis d'analyser l'incidence de la position de la barrière thermique sur les températures des disques et des garnitures. Le même flasque en zircone frittée est inséré entre les flasques en acier et en alliage d'aluminium à 5 - 7,25 et 8,25 mm de la face frottante ; l'épaisseur du flasque support étant ajusté de façon à maintenir une épaisseur totale, revêtement externe exclu, de 22,5 mm.

Les températures enregistrées au niveau de la face arrière des disques sont pratiquement identiques (130~140 °C pour 3000 W) alors que les températures de garniture sont logiquement très sensibles à la variation de la position de la barrière thermique : plus la barrière thermique est proche de la surface frottante, plus la température de la garniture est élevée. La figure 74 représente l'évolution des températures de la garniture et du disque en fonction de la position de la barrière thermique pour une puissance totale dissipée de 3000 W ; le gain de masse par rapport à un disque monobloc en acier XC 38 est reporté à titre indicatif.

Influence de l'épaisseur de la barrière thermique

Les flasques de frottement des configurations de F à J (épaisseur 8 mm) ont été revêtus sur leur face interne d'une barrière thermique en composite NiCrAlY-ZrO₂ d'épaisseur variable. Les températures $T_{d,exp}$, $T_{g,exp}$ et $T_g(0,120)$ sont exprimées figure 75 en fonction de l'épaisseur de la barrière thermique pour une puissance totale de 3000 W.

Logiquement, la température de surface de la garniture augmente avec l'épaisseur de la barrière thermique tandis que la température atteinte sur la face arrière du disque multimatériaux diminue de façon moins sensible ; ces deux évolutions étant ici quasi-linéaires.

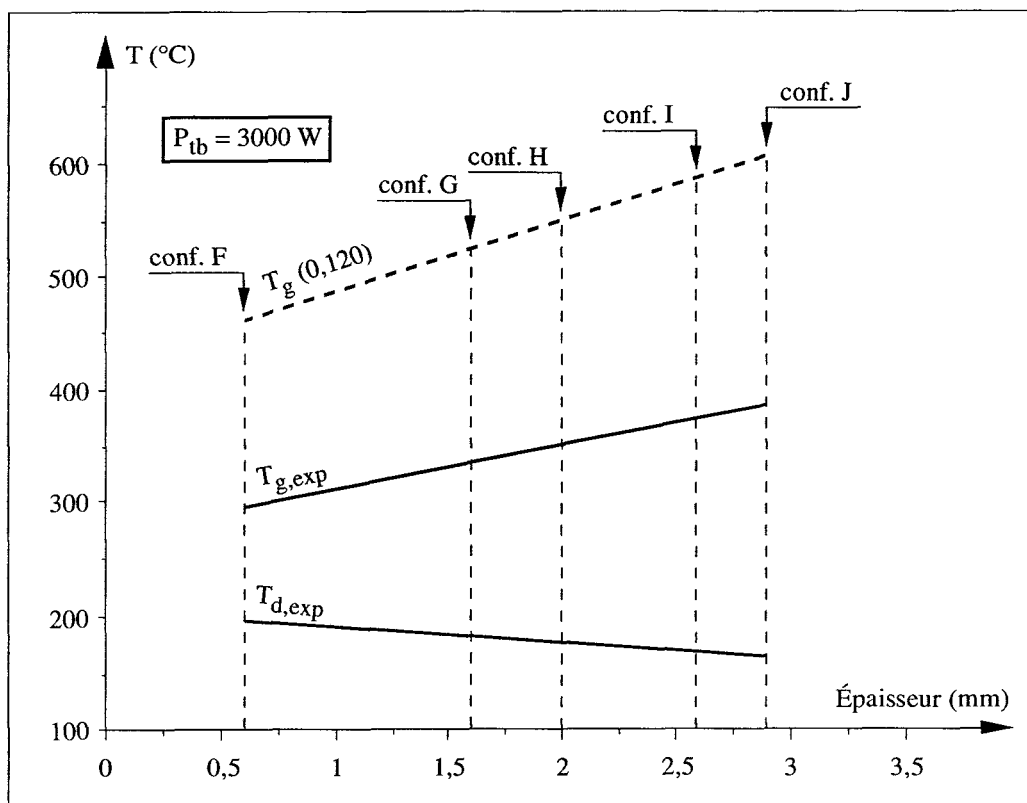


Fig. 75. Disques multimatériaux/garnitures Al₂TiO₅ : Influence de l'épaisseur de la barrière thermique sur les températures maximales pour une puissance totale dissipée de 3000 W.

Des différences assez significatives peuvent être constatées avec les résultats antérieurs présentés figure 74. Ainsi, pour une puissance totale de 3000 W, lorsque le flasque en zircone est positionné à 8 mm de la face frottante, la température à la surface de la garniture est de 460 °C et la température relevée sur la face arrière du disque de 135 °C (Fig. 74.). Pour la même puissance, le disque multimatériaux de configuration F - barrière thermique projetée de 0,6 mm d'épaisseur -

conduit sensiblement à la même température de surface mais à une température de face arrière beaucoup plus élevée, de l'ordre de 190 à 200 °C.

L'équivalence des températures des garnitures indique que les répartitions de puissance entre les disques et les garnitures sont identiques. Par contre, les distributions thermiques dans les disques sont fondamentalement différentes.

En fait, les deux types de barrière thermique mises en œuvre affichent des caractéristiques différentes (Tabl. 15.). De par sa structure poreuse, la diffusivité thermique du revêtement composite NiCrAlY-ZrO₂ 25-75 est cinq fois plus faible que celle de la zircone yttrée frittée. Ce revêtement constitue donc une barrière thermique plus efficace à épaisseur égale.

Essais complémentaires : cas du flasque de frottement en molybdène

Quelques essais complémentaires ont permis de mettre en évidence l'importance des caractéristiques thermiques du flasque de frottement sur la répartition de puissance entre disque et garniture. À cet effet, le disque multimatériaux de configuration E a été comparé à un disque de même géométrie mais dont le flasque de frottement est en molybdène et non plus en acier. Le molybdène présente des caractéristiques thermiques ($\lambda = 137 \text{ W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$, $a = 5,34.10^{-5} \text{ m}^2\text{.s}^{-1}$) voisines de celles de l'aluminium et supporte des températures très élevées sans dégradation notable de ses propriétés mécaniques.

Sollicité dans les mêmes conditions de freinage (freinage de maintien de 120 s, pression de 3 bar), le flasque en molybdène permet de réduire la température de surface de la garniture sans pour autant accroître la température au niveau de la face arrière du disque (Fig. 76.). En effet, pour une puissance dissipée de 3000 W, la température à la surface de la garniture est d'environ 480 °C contre 650 °C pour le disque multimatériaux de configuration E, soit un gain de 170 °C.

En considérant les résultats expérimentaux $T_{g,exp}$ et la relation (18), les garnitures en titanate d'aluminium dissipent alors 3,35 % contre 4,59 % de la puissance totale de freinage. L'utilisation du molybdène conduit donc à une réduction de 27 % de la puissance absorbée par la garniture. Au niveau du disque, l'augmentation relative de puissance dissipée reste faible et affecte peu la distribution thermique.

Le molybdène est toutefois un matériau lourd ($\rho = 10220 \text{ kg.m}^{-3}$) et très onéreux. Son utilisation n'est ici justifiée que pour mettre davantage l'accent sur la nécessité d'utiliser pour le flasque frottant, un matériau à diffusivité thermique élevée.

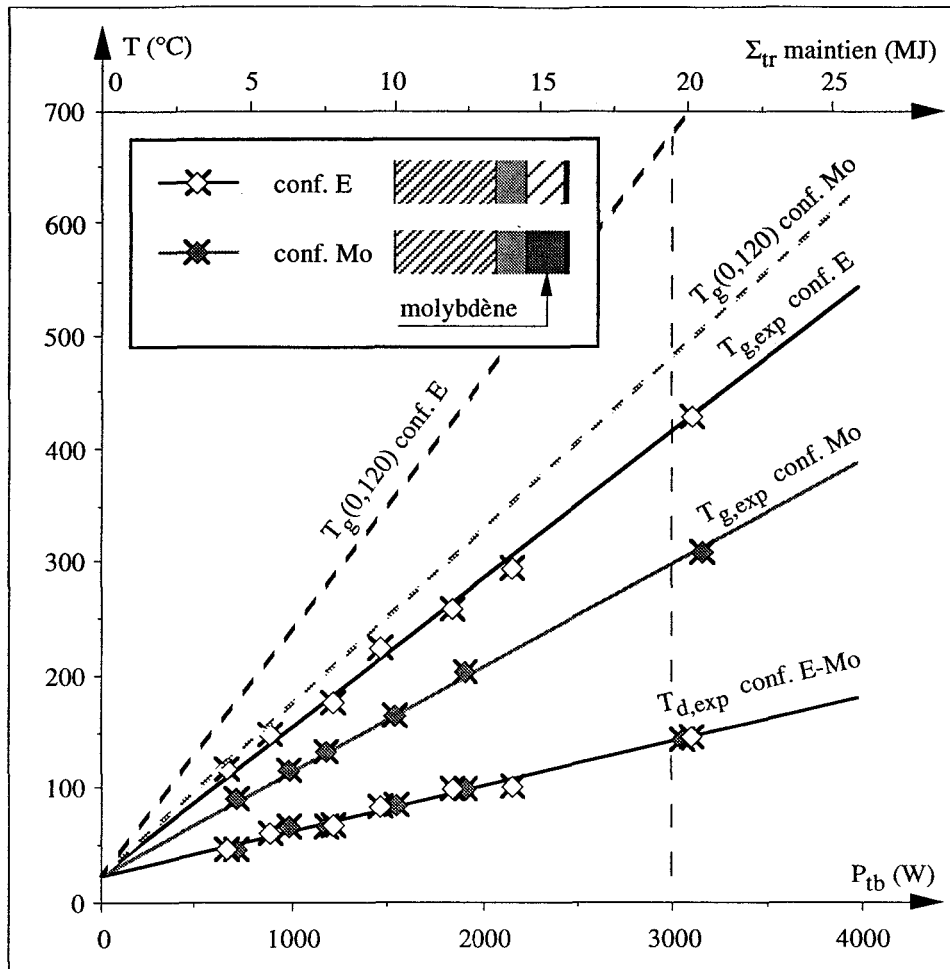


Fig. 76. Disques multimatériaux/garnitures Al_2TiO_5 : influence de la nature du flasque de frottement sur les températures maximales en fonction de la puissance dissipée.

Conclusion

Ainsi, lorsqu'il est correctement adapté aux sollicitations de freinage auxquelles il doit répondre, un disque de conception multimatériaux peut conduire à un allègement notable du système de freinage et permettre de limiter le transfert de chaleur vers l'essieu sans pour autant augmenter l'usure des garnitures. Sa conception présente l'avantage d'être modulaire : la configuration du disque multimatériaux est à déterminer en fonction des exigences de freinage propres à chaque matériel.

Les barrières thermiques élaborées par projection thermique s'avèrent ici moins intéressantes que les barrières thermiques massives. Cependant, l'utilisation d'une barrière thermique sous

forme de revêtement est de réalisation plus facile et de coût moins onéreux. En variant la composition du revêtement et son mode d'élaboration (paramètres de projection liés à la porosité) et en optimisant sa position, il sera vraisemblablement possible d'obtenir des solutions intéressantes.

Enfin, l'ensemble de ces essais conforte la conclusion précédemment énoncée quant aux performances tribologiques - stabilité du coefficient de frottement et faible usure de la garniture - du système "disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/garniture en titanate d'aluminium".

SIMULATIONS DE FREINAGES EN ATMOSPHERE HUMIDE

Un dispositif d'aspersion conçu en conformité avec les normes ferroviaires (fiches ST-M 801 B et UIC 541-3) complète le banc d'essai. La quantité d'eau projetée sur la face sollicitée du disque est de 6 cm^3 par cm^2 de surface frottante et par heure, soit 25 l.h^{-1} pour un disque de diamètre 640 mm sollicité sur ses deux faces et environ $0,7 \text{ l.h}^{-1}$ pour un disque réduit (diamètre 160 mm) sollicité sur une seule face. Le mouillage de la piste de frottement est réalisé à partir d'une pompe péristaltique et d'un corps d'aspersion percé de trois trous de diamètre 0,1 mm (Fig. 77.).

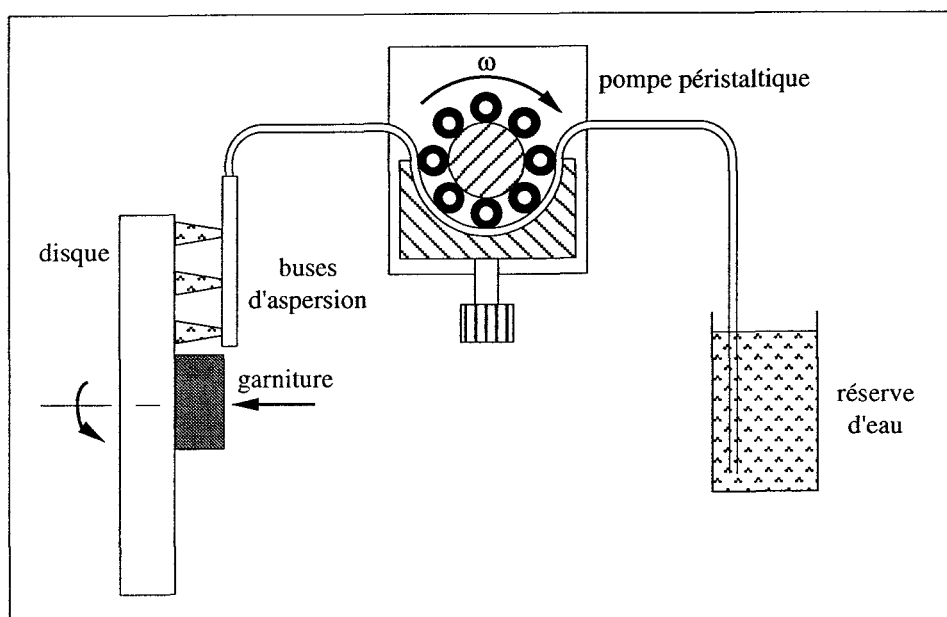


Fig. 77. Schéma de principe du dispositif d'aspersion.

Le sens de rotation du banc a été inversé de manière à limiter le parcours entre les zones d'aspersion et de contact à moins d'un quart de tour. L'évacuation de l'eau par effet centrifuge est ainsi limitée. Dans ce sens de rotation, la vitesse du banc est limitée à 2000 tr.min^{-1} .

La procédure appliquée consiste à mouiller la piste de frottement avant le début de l'essai et à poursuivre l'aspersion durant l'essai. Des freinages de maintien de durée de 120 s ont été menés dans différentes conditions de vitesse et de pression sur des disques en acier XC 38 d'épaisseur 22,5 mm revêtus de NiCrAlY ($80 \mu\text{m}$) et de cermet NiCr-Cr₃C₂ ($250 \mu\text{m}$) et sur les différents disques multimatériaux étudiés précédemment. Les essais ont été réalisés avec des garnitures en titanate d'aluminium. Le système "disque 28CDV5/garniture Fe-Cu" a également été caractérisé dans les mêmes conditions à titre de référence.

La figure 78 présente, à titre d'exemple, des résultats caractéristiques obtenus sous une pression de 3 bar pour les systèmes "disque 28CDV5/garniture Fe-Cu" et "disque monobloc revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/garniture Al₂TiO₅".

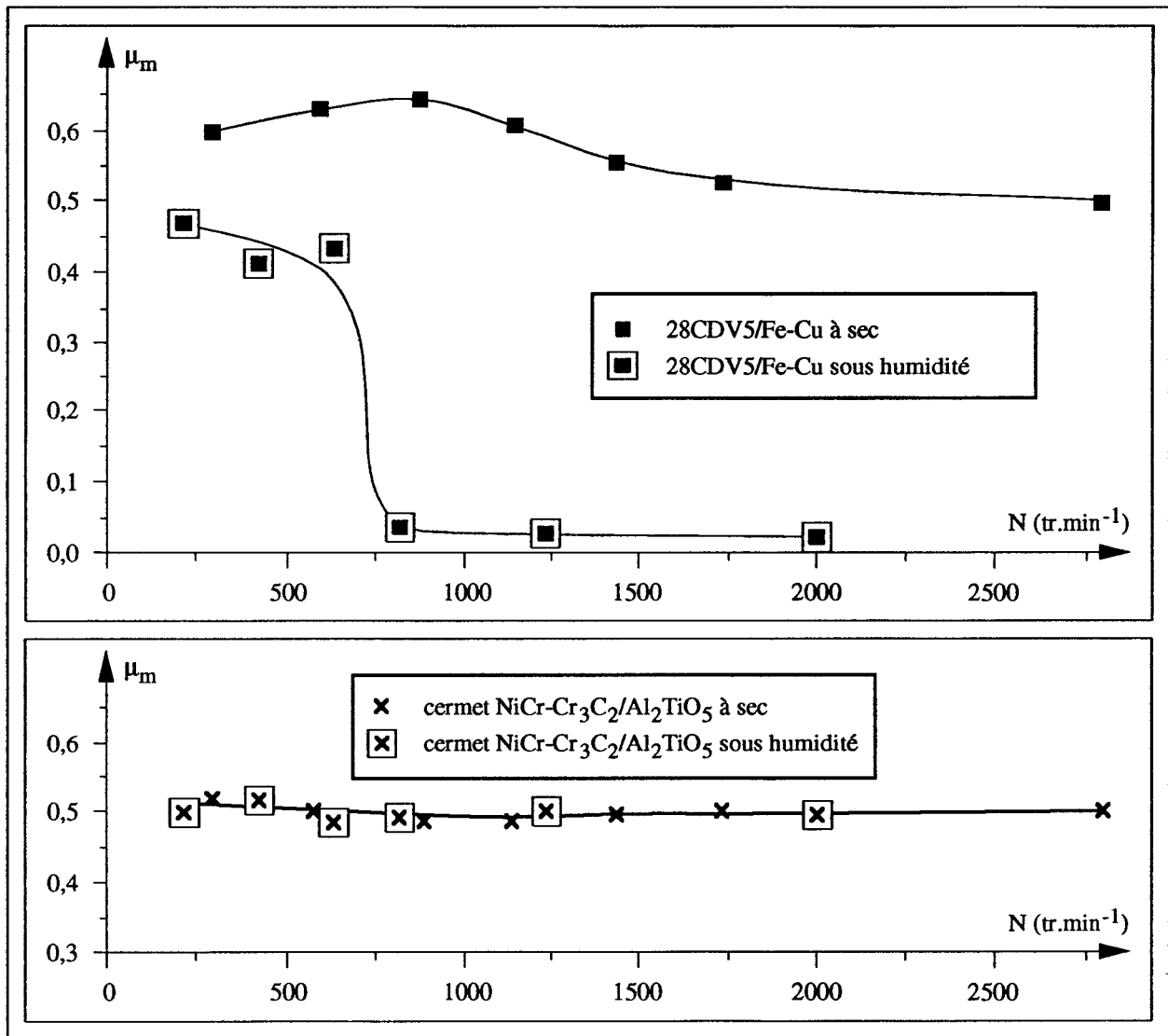


Fig. 78. Disque 28CDV5/garniture Fe-Cu et disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/garniture Al₂TiO₅ : évolution des coefficients de frottement moyens sous humidité et à sec en fonction de la vitesse de rotation (pression de contact : 3 bar).

Le comportement du couple "28CDV5/garniture Fe-Cu" s'avère particulièrement pénalisant sous humidité. Dans les conditions imposées, l'intensité du frottement diminue d'environ 30 % aux faibles vitesses de rotation puis chute fortement dès 800 $\text{tr}\cdot\text{min}^{-1}$. Les essais effectués aux

autres pressions (1,5 - 4,5 et 6 bar) conduisent aux mêmes constatations. Malgré une bonne portée de la garniture, le coefficient de frottement moyen est alors pratiquement nul. La forte porosité des garnitures fer-cuivre et leur diffusivité thermique assez élevée ($a = 5,67.10^{-6} \text{ m}^2.\text{s}^{-1}$) favorisent, en effet, la formation d'un film d'eau dans la zone de contact.

Fort heureusement pour la sécurité active des usagers, les valeurs observées sur le matériel TGV-A en ligne, et même sur banc d'essai échelle 1, sont nettement plus élevées. Toutefois, l'utilisation d'un seul plot sur le dispositif d'essai pour disque réduit peut expliquer ces écarts. En effet, sur le système échelle 1, les plots de la garniture situés à la sortie du contact subissent moins l'effet de l'humidité puisque les plots disposés en amont assurent un balayage de la piste frottante, ce qui conduit à un coefficient de frottement d'ensemble plus élevé.

Par contre, quelle que soit la pression d'application de la garniture, les variations des coefficients de frottement relatifs aux disques monoblocs ou multimatériaux revêtus de cermet NiCr-Cr₃C₂ et testés contre des garnitures en titanate d'aluminium ne sont nullement affectés par l'humidité. La faible diffusivité thermique de la garniture en titanate d'aluminium ($a = 8,66.10^{-7} \text{ m}^2.\text{s}^{-1}$) explique l'échauffement de la zone de contact dès les premiers tours de l'essai et la destruction du film d'eau : le système se comporte alors pratiquement comme en frottement sec.

Ainsi, l'utilisation du revêtement cermet NiCr-Cr₃C₂ et de la garniture en titanate d'aluminium permet de garantir la stabilité du coefficient de frottement en atmosphère humide. Il s'agit là d'un avantage déterminant sur le système actuel.

ESSAIS DE PERFORMANCE ET D'ENDURANCE

Des conditions de freinage plus sévères ont été appliquées aux configurations optimisées. À cet effet, des essais unitaires (essais de performance) puis répétitifs (essais d'endurance) ont été effectués à 1740 tr.min^{-1} durant 20 min sous une pression de 3 bar sur des disques d'épaisseur 22,5 mm revêtus de NiCrAlY (80 μm) et de cermet NiCr-Cr₃C₂ (250 μm) et sur des disques multimatériaux de configuration C (barrière thermique en zircone yttrée d'épaisseur 4 mm et positionnée à 8,25 mm de la surface frottante) testés avec des garnitures en titanate d'aluminium. Les mêmes essais ont été menés sur le système conventionnel "disque 28CDV5/garniture Fe-Cu", à titre de comparaison.

La figure 79 présente les relevés expérimentaux d'un essai de performance mené avec le système conventionnel. Il apparaît que la température de surface de la garniture dépasse 500 °C, ce qui est peu compatible avec la stabilité du coefficient de frottement pour ce couple de friction. En effet, des microsoudures entre les surfaces métalliques se produisent à ces températures et de sévères phénomènes de grippage, se traduisant par une élévation brutale du coefficient de frottement, sont constatés après 500 s d'essai.

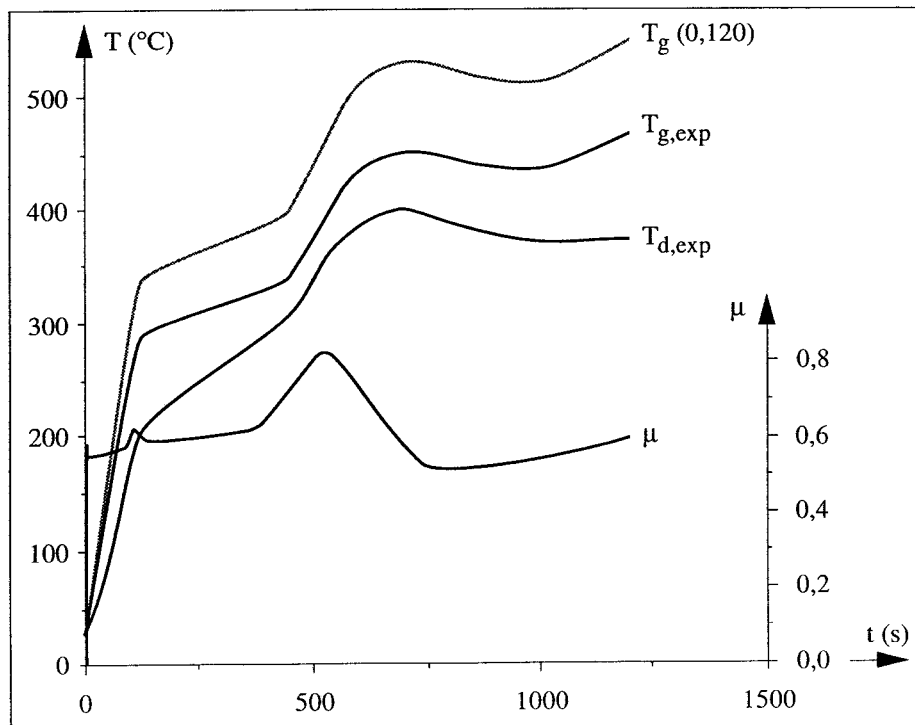


Fig. 79. Disque 28CDV5/garniture Fe-Cu : Relevés expérimentaux des températures maximales et du coefficient de frottement instantané (pression de contact : 3 bar).

Les relevés expérimentaux d'un essai mené sur un disque monobloc revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂ et testé une garniture en titanate d'aluminium sont présentés figure 80. Le coefficient de frottement instantané est remarquablement stable sur toute la durée de l'essai malgré l'augmentation importante de la température de surface de la garniture.

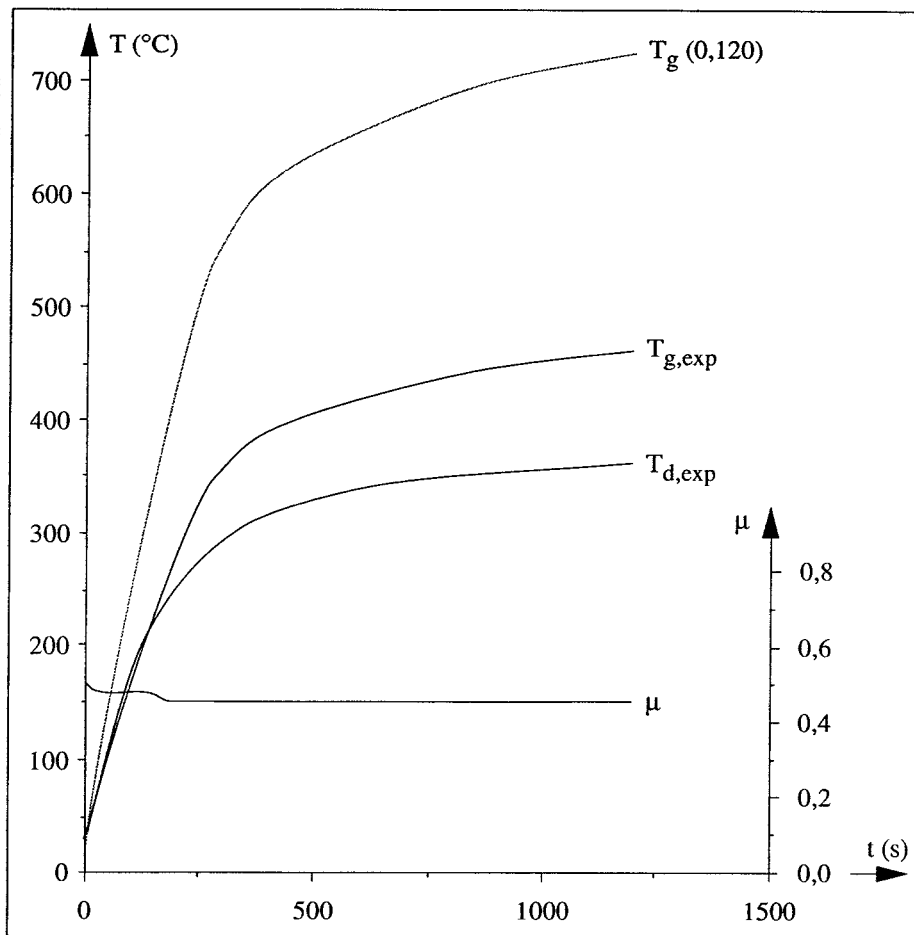


Fig. 80. Disque monobloc revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂/garniture Al₂TiO₅ : Relevés expérimentaux des températures maximales et du coefficient de frottement instantané (pression de contact : 3 bar).

La température de surface de la garniture dépasse 700 °C en fin d'essai tandis que l'énergie totale dissipée est de 2,09 MJ contre environ 2,83 MJ pour l'essai représenté figure 79. Le cermet NiCr-Cr₃C₂ et le titanate d'aluminium ont des températures limites d'utilisation proches de 950 °C et ne présentent aucun signe d'endommagement majeur.

Dans les mêmes conditions d'essai, le disque multimatériaux conduit à des relevés proches de ceux présentés figure 80, du moins pour le coefficient de frottement et la température au sein de la

garniture. Par contre, les températures relevées sur la face arrière du disque sont plus faibles et n'excèdent pas 250 °C (Fig. 81.), ce qui autorise l'utilisation de l'alliage d'aluminium.

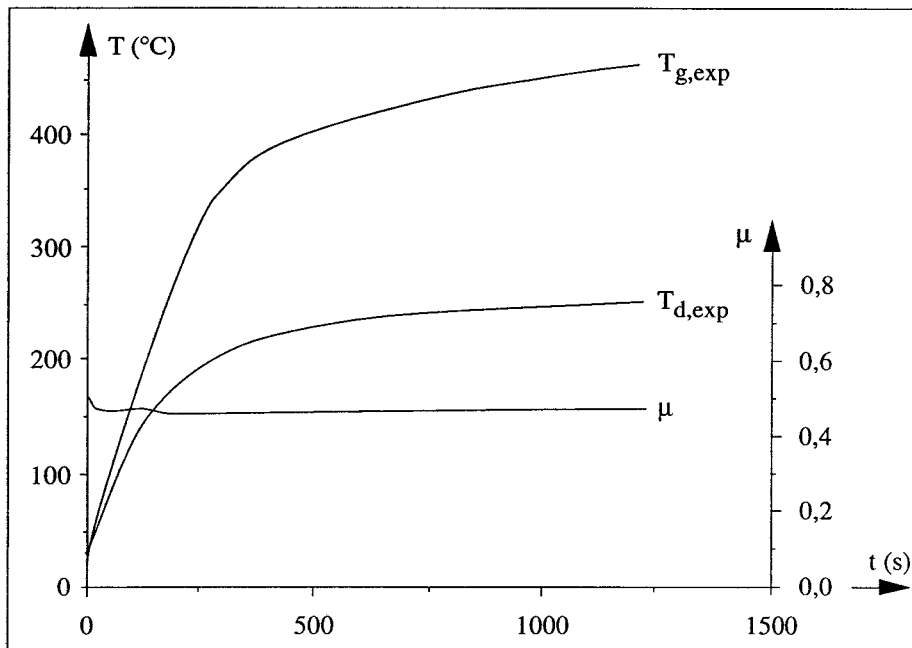


Fig. 81. Disque multimatériaux/garniture Al_2TiO_5 : Relevés expérimentaux des températures maximales et du coefficient de frottement instantané (pression de contact : 3 bar).

L'augmentation des températures est certes particulièrement pénalisante quant à l'usure de la garniture. On peut toutefois estimer que pour un freinage de 20 min de puissance moyenne 1742 W, la garniture en titanate d'aluminium associée à un disque monobloc ou multimatériaux revêtu de cermet $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ présente une usure volumique presque trois fois plus faible qu'une garniture fer-cuivre de type JURID 721 dans le cas du système conventionnel. Il est à noter que les conditions de freinage pratiquées ici sont extrêmement sévères : elles correspondent, dans le cas du disque échelle 1 sollicité sur ses 2 faces, à une énergie de 75,3 MJ. À titre de comparaison, ceci correspond à l'énergie dissipée par un disque durant un freinage de maintien de 20 minutes effectué par une rame TGV-A en charge normale circulant à 90 $\text{km}\cdot\text{h}^{-1}$ sur une ligne présentant une déclivité de 6,5 %.

Enfin, si des gerbes d'étincelles et des cercles chauds sont observés de manière continue durant ce type d'essai avec le système conventionnel, seuls quelques sillons incandescents apparaissent à la sortie du contact lorsqu'il s'agit de disques revêtus de cermet $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ testés contre des garnitures en titanate d'aluminium.

Des freinages de même type (vitesse : 1740 tr.min⁻¹, pression : 3 bar et durée : 20 min) ont été répétés sur des disques revêtus de NiCrAlY (80 µm) et de cermet NiCr-Cr₃C₂ (250 µm) et sur différents disques multimatériaux, dont certaines configurations (barrière thermique de 4 mm d'épaisseur positionnée à 5 mm de la face frottante) conduisent à une sollicitation thermique très intense des surfaces en contact (> 1000 °C). Après quinze freinages successifs, aucun des revêtements testés n'a présenté de signe majeur d'endommagement.

PERSPECTIVES ET DÉVELOPPEMENTS

Dans quelque domaine que ce soit, l'industrialisation d'une solution performante sur le plan technique nécessite une analyse de rentabilité. Les solutions avancées ont donc été comparées sur le plan technico-économique au système actuellement mis en place sur le matériel TGV-A.

L'association de disques monoblocs revêtus ou multimatériaux de cermet NiCr-Cr₃C₂ à des garnitures en titanate d'aluminium conduit à des valeurs de coefficient de frottement remarquablement stables tant sur la durée des essais qu'en fonction de la vitesse de rotation, de la pression de contact ou encore de la température au contact ; les caractéristiques tribologiques sous humidité de ce couple de matériaux sont pratiquement identiques à celles obtenues à sec. De plus, quelle que soit la procédure de freinage appliquée, l'usure de la garniture de ces systèmes s'est avérée inférieure, notamment pour des puissances élevées, à celle constatée avec le système conventionnel. Toutefois, la conception monobloc ne permet pas de limiter de façon significative le transfert de chaleur vers l'essieu contrairement à la conception multimatériaux.

Les limites d'utilisation de ces systèmes sont reculées et les essais de performance ont permis d'estimer dans ces conditions de freinage une capacité de dissipation énergétique supérieure à 70 MJ contre 36 MJ (30 kW durant 20 min) pour le système conventionnel. De plus, la conception multimatériaux laisse espérer un gain de masse d'environ 35 % par rapport au disque acier monobloc.

Si l'on raisonne à puissance dissipée égale, la capacité énergétique de deux disques monoblocs revêtus ou multimatériaux par essieu serait équivalente à celle des quatre disques actuels en acier 28CDV5. La masse des disques serait alors réduite de moitié avec des disques monoblocs revêtus et d'un facteur 3 avec des disques multimatériaux. En plus des nuisances vibratoires et acoustiques indirectement diminuées, cette réduction de masse ne serait pas sans conséquence sur la puissance électrique nécessaire à la traction de la rame. À vitesse constante, des gains d'environ 1 à 1,5 % sur la puissance totale de traction seraient respectivement observés avec des disques monoblocs revêtus et multimatériaux. Parallèlement, lors d'un freinage d'urgence à partir de 300 km.h⁻¹, l'énergie à dissiper par essieu serait diminuée d'environ 0,9 MJ et 1,3 MJ. L'utilisation de deux disques au lieu de quatre contribuerait également à augmenter l'emplacement disponible pour les différents organes disposés sur les bogies porteurs.

Sur le plan économique, les solutions proposées pourraient également s'avérer avantageuses. Les matériaux de friction sont toutefois très différents et il sera nécessaire de repenser complètement la conception des garnitures quant à l'optimisation de la portée. L'assemblage des garnitures céramiques sur un support métallique est aussi un problème important à solutionner.

Les assemblages mécaniques entraînent bien souvent une défaillance prématurée de la céramique due aux concentrations localisées des contraintes en service. Le fretage de la céramique dans une embase métallique conduit à des concentrations de contraintes résiduelles importantes qui fragilisent la céramique. Deux techniques de liaison céramique-métal sont plus fiables surtout lorsque la céramique subit des cycles thermiques : le brasage réactif direct sous vide et le procédé par thermocompression [LAS 92] [LAS 93]. Ces procédés consistent à placer entre les deux surfaces à assembler, un métal d'apport dont la température de fusion est inférieure à celles des matériaux de base. Le brasage réactif direct consiste à déposer sous vide le métal d'apport à une température supérieure à sa température de fusion, la liaison s'effectuant à l'état liquide. L'assemblage par thermocompression est réalisé en interposant le métal d'apport à une température inférieure à sa température de fusion et en le déformant plastiquement : la liaison se réalise alors à l'état solide. Ce dernier mode d'assemblage, plus récent, est de plus en plus préféré car il fragilise moins la céramique et présente un coût de revient inférieur au brasage réactif direct sous vide.

Le titanate d'aluminium est une céramique assez bon marché. En conservant la conception actuelle des garnitures (9 plots par demi-garniture) et en assemblant les plots céramiques sur un tôle support en acier inoxydable par thermocompression, les garnitures seraient même sensiblement moins onéreuses.

Le taux d'usure plus faible des garnitures céramiques constitue également un avantage déterminant pour les freinages d'urgence à grande vitesse et les températures limites d'utilisation nettement plus élevées permettraient de supporter plusieurs freinages d'urgence successifs dans des conditions dégradées, contrairement aux garnitures fer-cuivre.

Par contre, l'utilisation de deux disques monoblocs revêtus ou multimatériaux par essieu au lieu des quatre actuels entraînerait une usure plus conséquente des garnitures pour dissiper la même énergie. La rentabilité de cette opération reste à déterminer en service en prenant notamment en considération les coûts des opérations de maintenance.

Les disques du matériel TGV-A sont en acier 28CDV5 traité pour une dureté sur piste de 330 à 390 HB, ce qui engendre des coûts de traitement conséquents. L'intérêt économique des disques monoblocs revêtus réside également dans la possibilité d'utiliser un acier moins onéreux. Cet écart pourrait d'ailleurs s'avérer suffisant pour compenser le coût de la projection du revêtement sur les

deux faces du disque. Par contre, la conception multimatériaux est industriellement de mise en oeuvre plus difficile et plus coûteuse. Un tel disque aurait un coût d'achat deux fois plus élevé et il est difficile de se prononcer actuellement sur la rentabilité de cette conception d'autant que des investigations supplémentaires sur la résistance mécanique sont nécessaires.

Le tableau 17 dresse un bilan technico-économique comparatif des systèmes "disques monoblocs revêtus et multimatériaux/garnitures en titanate d'aluminium" établi en se référant au système conventionnel "28CDV5/Fe-Cu". Dans ce tableau, les analyses des coûts et des caractéristiques techniques sont considérées en conservant les quatre disques par essieu.

	disque monobloc revêtu	disque multimatériaux
<i>Analyse technique</i>		
Frottement	+	+
Transfert de chaleur vers l'essieu	≈	+
Usure du couple de matériaux	+	+
Capacité de dissipation énergétique	+	+
Masses suspendues	≈	+
<i>Analyse des coûts</i>		
disques (à l'achat)	≈	-
garnitures (à l'achat)	+	+
système (à l'usage)	+	+

+ : positif, - : négatif, ≈ : équivalent.

Tabl. 17. Bilan technico-économique.

Il est à signaler que les concepts de disques monoblocs revêtus et de disques multimatériaux font actuellement l'objet de deux brevets d'invention.

Enfin, des développements futurs peuvent être envisagés pour améliorer encore les performances de ces systèmes ou pallier à d'éventuels problèmes de tenue dans le temps.

Outre leur élaboration et leur composition chimique susceptibles d'être encore optimisées, les matériaux de garniture et de revêtement peuvent être "renforcés" par l'adjonction de fibres céramiques ou métalliques [BEY 92] [CUR 91] [LAM¹ 91] [LAP 91] [SIE 85] [SIN 90].

La porosité des revêtements favorise la diffusion d'oxygène de l'air qui peut conduire à une dégradation par oxydation suite aux sollicitations thermiques répétées des freinages. Cette diffusion d'oxygène peut être limitée *a priori* en "densifiant" le dépôt.

La refusion superficielle par procédé laser permet d'obtenir en surface une couche d'environ 100 à 200 μm d'épaisseur particulièrement dense, tandis que le dépôt sous cette couche reste tel

qu'il est obtenu après projection thermique plasma. Ce traitement permet de conserver au sein du matériau un degré de porosité bénéfique pour l'absorption des chocs thermiques. La densification du dépôt dans toute son épaisseur peut être également obtenue via un traitement de diffusion post-projection. Ce recuit permet en outre de relaxer les contraintes résiduelles induites durant la phase de projection et d'accroître, dans des conditions optimisées, l'adhérence du revêtement sur son substrat.

Des essais de refusion laser ont été réalisés en collaboration avec le Centre d'Application des Lasers de Flandres Artois (C.A.L.F.A.) de Béthune. Le cermet NiCr-Cr₃C₂ est un matériau hétérogène et la difficulté réside en la détermination de la densité de puissance nécessaire pour fondre la phase céramique et la phase métallique.

Le laser CO₂ utilisé présente une puissance maximale de 1500 W et est relié à une commande numérique. Pour un revêtement constitué d'une sous-couche de NiCrAlY (80 µm) et d'une couche de cermet NiCr-Cr₃C₂ (250 µm), une densité de puissance de 100 kW.cm⁻² s'avère nécessaire pour provoquer la refusion sur une profondeur de l'ordre de 150 µm.

L'interaction laser/matière très brève conduit, en outre, à des échauffements et des refroidissements locaux extrêmement rapides générant des contraintes qui ne peuvent être compensées que par l'apparition de microfissures (Fig. 82.).

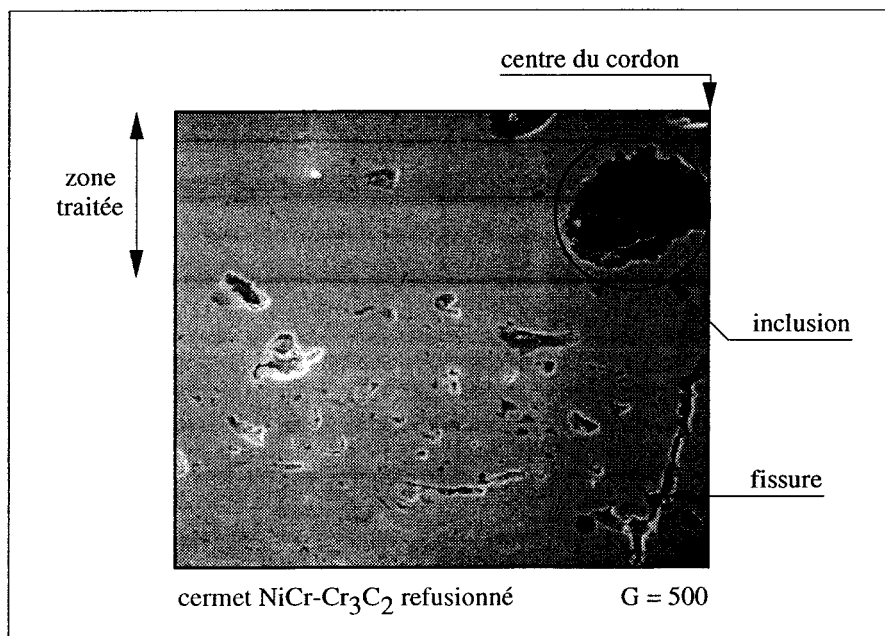


Fig. 82. Coupe micrographique (MEB) d'un revêtement de cermet NiCr-Cr₃C₂ après refusion laser.

La micrographie du dépôt après traitement de refusion présentée figure 82 montre la densification superficielle du dépôt. Des inclusions qui correspondent vraisemblablement à des bulles de gaz emprisonnées lors de la resolidification du revêtement sont également mises en évidence.

Un traitement de diffusion de 12 heures à 1200 °C (conditions de traitement identiques à l'éprouvette G) a également été mené sur un disque en XC 38 d'épaisseur 11,25 mm simplement revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂ (250 µm). La caractérisation de ce disque en configuration de freinage de maintien de 120 s à différentes vitesses et pressions a montré que pour une puissance totale dissipée égale à 4000 W, l'usure de la garniture en titanate d'aluminium était 1,5 fois plus élevée que pour le même disque non traité. L'usure volumique reste toutefois nettement inférieure à celle du système conventionnel "28CDV5/Fe-Cu".

Le cermet NiCr-Cr₃C₂ brut de projection plasma présente une dureté de 400-500 HV, contre 800-900 HV après diffusion et 1000-1100 HV dans une zone refusionnée par procédé laser (micro-indentation Vickers, charge : 2,94 N, durée de mise en charge : 15 s). L'augmentation de la dureté du revêtement de surface conduit logiquement à une usure plus importante de la garniture en titanate d'aluminium.

Ainsi, s'il avérait nécessaire de recourir à un traitement post-projection pour limiter l'oxydation susceptible de se développer suite aux sollicitations thermiques répétées, il conviendrait de s'investir en priorité dans l'optimisation d'un traitement thermique de diffusion qui est de mise en œuvre plus facile et moins coûteuse qu'une opération de refusion par procédé laser.

CONCLUSION

En association avec la garniture de type fer-cuivre, les performances tribologiques des différents revêtements étudiés restent globalement inférieures à celles du disque nu actuellement utilisé. L'analyse de l'usure et des transferts thermiques nous a orienté vers l'utilisation d'un matériau de garniture plus dur et plus adapté aux hautes températures, en l'occurrence le titanate d'aluminium.

Les caractéristiques tribologiques à sec et sous humidité ainsi que les distributions thermiques observées en configuration de freinage pour un disque revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂ et associé à une garniture en titanate d'aluminium se sont avérées particulièrement intéressantes. Par contre, l'utilisation de revêtements "barrière thermique" à la surface du disque conduit à une réduction du transfert de chaleur vers l'essieu mais à une sollicitation thermique plus intense de la garniture et à une usure plus conséquente.

Le concept du disque multimatériaux permet de limiter de façon significative le transfert de chaleur vers l'essieu sans pour autant augmenter l'usure des garnitures et conduit à un allègement notable du système de freinage. Cette conception présente d'autre part l'avantage d'être modulaire et peut s'adapter à chaque matériel suivant ses exigences propres de freinage.

Enfin, comparés à la solution actuelle, ces systèmes présentent des capacités de dissipation énergétique nettement supérieures et leurs limites d'utilisation sont reculées.

Le bilan technico-économique du système "disque monobloc revêtu/garniture en titanate d'aluminium" semble positif. Il est par contre plus difficile de se prononcer actuellement sur la rentabilité de la conception multimatériaux

Ainsi, l'utilisation de disques monoblocs revêtus ou multimatériaux associés à des garnitures céramiques pour le freinage ferroviaire à haute énergie s'avère *a posteriori* crédible mais il serait aujourd'hui présomptueux de conclure de façon résolument optimiste. Les résultats obtenus en configuration de freinage portent la "signature" du dispositif utilisé et il convient maintenant de les confirmer à l'échelle 1. Ces matériaux de friction sont aussi très différents de ceux jusqu'ici utilisés et il sera nécessaire de repenser complètement la conception des garnitures quant à leur assemblage et à l'optimisation de leur portée sur le disque.

Les études à venir devront également concerner la tenue à la fatigue thermique et la tenue dans le temps des revêtements et des garnitures. Ce sera là l'enjeu de base pour l'utilisation de freins céramiques sur le matériel ferroviaire.

RÉFÉRENCES

- [AND 90] A. E. ANDERSON and R. A. KNAPP, "Hot spotting in automotive friction system", *Wear*, 135,319-337, 1990.
- [APE 83] D. APELIAN, M. PALIWAL, R. W. SMITH and W. F. SCHILLING, "Melting and solidification in plasma spray deposition - phenomenological review", *International Metals Review*, vol. 28, 271-294, 1983
- [AUB 73] G. AUBIN, "Les revêtements céramiques projetés", *L'Industrie Céramique*, n° 668, 879-884, 1973.
- [AZC 82] A. AZCARATE, "Frottement à haute température de revêtements céramiques et cermets", Thèse de Docteur-Ingénieur, Institut Supérieure des Matériaux et de la Construction Mécanique de Saint Ouen, 1982.
- [BEN 89] R. BENSIMON, B. BOURGOIN, M. EVRARD et F. MORTIER, "Guide de la projection à chaud", CETIM, 1989.
- [BER¹ 84] C. C. BERNDT and H. HERMAN, "Failure during thermal cycling of plasma-sprayed thermal barrier coatings", *Thin Solid Films*, 119, 173-184, 1984.
- [BER² 92] J. M. BERTHELOT, "Matériaux composites - comportement mécanique et analyse des structures", Éditions MASSON, 1992.
- [BER³ 90] Y. BERTIER et M. GODET, "Mécanique de la tribologie. Applications aux céramiques", CETIM Senlis, 21 Novembre 1990.
- [BEY 92] D. S. BEYERLE, S. M. SPEARING, F. W. ZOK and A. G. EVANS, "Damage and failure in unidirectional ceramic-matrix composites", *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 75 [10], 2719-2725, 1992.
- [BLO 89] J. BLOUET, "usure", *Techniques de l'Ingénieur B585*, 1989.
- [BOC 85] P. BOCH, "Matériaux céramiques à vocations thermomécaniques", *Matériaux et Techniques*, n° 4/5, 155-69, 1985.

- [BOI 87] M. BOITEUX et B. CHRISTIANS, "Les équipements de freinage des futures rames TGV-Atlantique", *Revue Générale des Chemins de Fer*, Sept., 7-20, 1987.
- [BOO 89] J. A. M. BOOGERS, R. J. H. WANHILL and H. J. C. HERSBACH, "Thermal shock and oxydation resistance of ceramic coatings", *Agard Conference Proceedings*, 461, 131-136, 1989.
- [BOR 91] F. BORDEAUX, R.G. SAINT JACQUES, C. MOREAUX et J. LU, "Préparation de surface pour modifier les contraintes résiduelles et la résistance aux chocs thermiques dans les revêtements céramiques", *Le Vide - les couches minces*, Supplément au n° 258, 143-145, 1991.
- [BRA 76] E. A. BRANDES, *Smithells Metals References Book*, Édition 1976.
- [BRA 80] R.J. BRATTON, S.K. LAU and S.Y. LEE, "Evaluation of present-day thermal barrier coatings for industrial utility application", *Thin solid films*, 73, 429-437, 1980.
- [CAR¹ 91] H. CARREROT, "Étude du comportement mécanique de dépôts céramiques projetés par plasma pour applications orthopédiques", Thèse de 3ème cycle, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1991.
- [CAR² 58] H. S. CARSLAW and C. JAEGER, "Conduction of heat in solids", 2nd ed., Oxford at the Clarendon Press, 1958.
- [CAR³ 83] M. CARTIER, "Frottement des céramiques", *Matériaux et Techniques*, n° 7/8, 174-177, 1983.
- [CAR³ 90] M. CARTIER, "Contribution à l'étude du comportement en frottement des céramiques. Exemples et résultats", *Revue de Métallurgie*, n° 4, 381-391, 1990.
- [CHA¹ 86] P. CHAGNON, A. TRONCHE et P. FAUCHAIS, "Frottements des dépôts d'alumine projetés par plasma", *L'Industrie Céramique*, n° 805, 319-25, 1986.
- [CHA² 87] G. C. CHANG, W. PHUCHAROEN and R. A. MILLER, "Behavior of thermal barrier coatings for advanced gas turbine blades", *Surface and Coatings Technology*, 30, 13-28, 1987.

- [CHE¹ 92] Y. M. CHEN, J. C. PAVY, B. RIGAUT et F. ARMANET, "Influence de la phase vitreuse de l'alumine sur son comportement au frottement à grande vitesse et faible charge sur acier", Mémoires et Études Scientifiques - Revue de Métallurgie, n° 2, 93-101, 1992.
- [CHE² 85] J-L. CHERMANT, "Les céramiques thermomécaniques", Presse du CNRS, 1985.
- [CHO 88] D. CHOULIER, P. FLUZIN, C. CODDET and G. THAUVIN, "Characterization of the substrate-coating interface toughness by the interfacial indentation test - influence of different parameters on the bond strength", 1st Plasma Technik Symposium, 293-305, Lucerne, 18-20 May 1988.
- [CHO 90] D. CHOULIER, P. FLUZIN et C. CODDET, "Mesure de l'adhérence de revêtements projetés à la torche à plasma : mise au point d'un test d'indentation à l'interface", Revue de Métallurgie, n° 9, 560-565, 1990.
- [CHU 84] D. CHUANXIAN, H. BINGTANG and L. HUILING, "Plasma-sprayed wear-resistant ceramic and cermet coatings materials", Thin Solid Films, 118, 485-493, 1984.
- [COL 88] C. COLIN, M. BOUSSUGE, D. VALENTIN and G. DESPLANCHES, "Mechanical testing of plasma sprayed coatings of ceramics", J. Mater. Sci., 23, 2121-2128, 1988.
- [COS 89] P. COSTA, "Les nouveaux matériaux", Revue Française de Mécanique, vol. 2, 1989.
- [CUR 91] W. A CURTIN, "Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composites", J. Am. Ceram. Soc., vol. 74 [11], 2837-2845, 1991.
- [DAP 87] L. DAPRA, "Concept de la mécanique de la rupture appliqué aux céramiques techniques", Silicates Industrielles, n° 11, 175-182, 1987.
- [DAV 88] D. DAVID, "Méthodes usuelles de caractérisation des surfaces", S.F.M. Eyrolles, 1988.
- [DE 84] A. B. DE VRIENDT, "La transmission de chaleur", vol. 1 et 2, Éditions Gaëtan Morin, Canada, 1984.
- [DEK 90] R. DEKUMBIS, "Utilisation du laser dans les techniques de traitements de surfaces", Revue Technique Sulzer, n° 1, 27-29, 1990.

-
- [DEN 86] J. DENAPE, "Comportement mécanique en frottement et usure à température ambiante de céramiques à usage thermodynamique", Thèse de Docteur-Ingénieur, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1986.
- [DUC 89] M. DUCOS, "Revêtements par projection thermique", Techniques de l'Ingénieur M1645, 1989.
- [DUF 93] P. DUFRÉNOY and D. WEICHERT, "Thermomechanical modelling of disc brakes", International Symposium on Technological Innovation in Guided Transports, Proc. 2, 813-823, Lille, 28-30 September 1993.
- [FAU 87] P. FAUCHAIS, J. DESMAISON et J. MACHET, "Les dépôts céramiques", L'Industrie Céramique, n° 812, 48-56, 1987.
- [FAU 89] P. FAUCHAIS, A. GRIMAUD, A. VARDELLE et M. VARDELLE, "La projection plasma : une revue", Ann. Phys. Fr., 14, 261-310, 1989.
- [GIT 88] F. GITZHOFFER, "Contribution à l'étude de la formation des dépôts plasma de zircone stabilisée utilisés dans les barrières thermiques", Doctorat d'Etat, Limoges, 1988.
- [GRA 91] G. GRAVANIS, A. TSETDEKOU and Th. ZAMBETAKIS, "Ceramic coatings and laser treatment", Surface and Coatings Technology, 45, 245-53, 1991.
- [GRI 91] I. C. GRIGORESCU, R. SOTO-ROSA, J. J. GONZALEZ and Y. DE VITA, "Tribological behavior of sprayed coatings for shaft restoration", Surface and Coatings Technology, 45, 263-72, 1991.
- [GRU 87] H. W. GRUNLING, K. SCHNEIDER and L. SINGHEISER, "Mechanical properties of coated systems", Sci. Eng., 88, 177-189, 1987.
- [GRÜ 91] H. GRÜTZNER and H. WEISS, "A novel shear test for plasma-sprayed coatings", Surface and Coatings Technology, 45, 317-323, 1991.
- [GUE 87] B. GUEROULT, "Influence de la microstructure sur la résistance à l'usure des céramiques", Thèse de Docteur-Ingénieur, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1987.

-
- [GUI 89] J. C. GUILLAIS, C. LEROUX et P. DAURES, "Procédés électriques dans les traitements et revêtements de surface", *Electra Paris*, 103-203, 1989.
- [HAN 85] P. HANCOCK, "Degradation processes for ceramic coatings", *Les Éditions de Physiques*, 163-179, 1985.
- [HER¹ 88] H. HERMAN and N. R. SHANKAR, "Survivability of thermal barrier coatings", *Materials Science and Engineering*, 88, 69-74, 1987.
- [HER² 78] F. J. HERMANEK, "Determining the adhesive/cohesive strength of thin thermally sprayed deposits", *Weld. J.*, Nov., 31-35, 1978.
- [HOW 91] S. J. HOWARD and T. W. CLYNE, "Interfacial fracture toughness of vacuum-plasma-sprayed coatings" *Surface and Coatings Technology*, 45, 333-342, 1991.
- [HSU 91] C. H. HSUEH, "Some considerations of determination of residual stresses and Young's moduli in ceramic coatings", *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 7, 1646-1649, 1991.
- [KAP 84] Ph. KAPSA et J-F. VIOT, "Frottement à sec de couples acier/céramique : phénomènes importants", *Rev. Int. Hautes Tempér. Réfract.*, 21, 47-61, 1984.
- [KAR 86] L. KARPMAN, "Les nouvelles possibilités du dépôt superficiel de matériaux par projection à chaud", *Matériaux et Techniques*, n° 9/10, 446-447, 1986.
- [KEN 84] F. E. KENNEDY, "Thermal and mechanical effects in dry sliding", *Wear*, 100, 453-476, 1984.
- [KIM 86] S. S. KIM, K. KATO, K. HOKKIRIGAWA and H. ABE, "Wear mechanism of ceramic materials in dry rolling friction", *Journal of Tribology*, vol. 108, 522-526, 1986.
- [KLA 89] D. KLAFFKE, "Fretting wear of ceramics", *Tribology International*, vol. 22, 89-101, 1989.
- [KUR 89] G. KURKA, "Perspectives d'avenir des revêtements céramiques", 141-145, *CETIM Senlis*, Octobre 1989.

- [LAC 86] F. LACOTE, "La nouvelle génération de matériel à grande vitesse de la S.N.C.F.", *Revue Générale des Chemins de Fer*, Déc., 701-712, 1986.
- [LAM¹ 91] P. LAMICQ, "Les composites céramique-céramique", *Le Vide, les couches minces - supplément au n° 258*, 72-79, 1991.
- [LAM² 91] B. LAMY, C. GAUTIER, C. BURTIN, "Application des techniques de sclerométrie à la qualification de dépôts", *Le Vide - les couches minces, Supplément au n° 258*, 102-104, 1991.
- [LAP 91] K. LAPIERRE et H. HERMAN, "The microstructure and properties of plasma-sprayed ceramic composites", *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, vol. 12 [7-8], 1201-1221, 1991.
- [LAS 89] G. LASCAR, "Les liaisons céramique/métal par brasage et à l'état solide", 22-35, CETIM Senlis, Octobre 1989.
- [LAS 92] G. LASCAR, "Analysis of reactions in ceramic-metallic joints", *Welding International*, 6 (3), 194-211, 1992.
- [LAS 93] G. LASCAR, "Interactions mécaniques et physico-chimiques aux interfaces de liaison céramo-métalliques en fonction de la technique d'assemblage", *Journal de Physique IV*, vol. 3, 1077-1085, Nov. 1993.
- [LAV 93] P. LAVAL et E. FELDER, "Caractérisation de l'adhérence des revêtements par indentation normale", *Matériaux et Techniques*, n° 1/2/3, 93-105, 1993.
- [LE 91] H. LE DOUSSAL, "Potentialités des céramiques dans les applications thermomécaniques", *Mécanique Matériaux Electricité*, n° 437, 28-31, 1991.
- [LEE 91] E. Y. LEE, R. R. BIEDERMAN and R. D. SISSON Jr., "The development of reaction products at the interface between partially stabilized zirconia and the MCrAlY bond coat in thermal barrier coatings", *Mémoires et Études Scientifiques - Revue de métallurgie*, n° 5, 307-311, 1991.
- [LEM 76] G. LEMASSON et L. BLAIN, "Matériaux de construction mécanique et électrique", Sixième Édition DUNOD.

-
- [LI 80] C. C. LI, "Characterization of thermally sprayed coatings for high temperature wear protection applications", *Thin solid films*, 73, 59-77, 1980.
- [LIM 92] R. LIMPET, "Brake design and safety", Éditions Lavoisier, 89-135, 1992.
- [LIN 93] J. F. LIN and T. R. LI, "Analysis of the friction and wear mechanisms of multilayered plasma-sprayed ceramic coatings", *Wear*, 160, 201-212, 1993.
- [LOP 89] E. LOPEZ, F. BELTZUNG and G. ZAMBELLI, "Measurement of cohesion and adhesion strengths in alumina coatings produced by plasma spraying", *J. Mater. Sci. Lett.*, 8, 346-348, 1989.
- [LUC 90] T. LUCAS, "La torche plasma blinde les matériaux", *Technologies*, Juil., 42-47, 1990.
- [McP 84] R. McPHERSON, "A model for the thermal conductivity of plasma-sprayed ceramic coatings", *Thin Solid Films*, 112, 89-95, 1984.
- [MAH 83] A. MAHLIA, "Contribution à l'étude des dépôts céramiques projetés par plasma : application aux barrières thermiques", Doctorat de 3^{ème} cycle, Limoges, 1983.
- [MAI 81] R. D. MAIER, C. M. SCHEUERMANN and C. W. ANDREWS, "Degradation of a two-layer thermal barrier coating under thermal cycling", *Ceramic Bulletin*, 60, 555-560, 1981.
- [MAR¹ 89] J. MARTINET, "Éléments de thermocinématique - conduction de la chaleur", *Technique et Documentation*, Éditions Lavoisier, 1989.
- [MAR² 89] R. MARTINOU, "Les revêtements céramiques dans l'industrie aéronautique", 125-131, CETIM Senlis, Octobre 1989.
- [MAU 86] M. M. MAURAM and R. K. MURTY, "Evaluation of cohesion strength of sprayed metal surface through a simple modification in the shear bond test", 11th Inter. Thermal Spraying Conf., 829-836, Montreal, 8-12 September 1986.
- [MIL 83] R. A. MILLER, R. G. GARLICK and J. L. SMIALEK, "Phase distributions in plasma-sprayed zirconia-yttria", *Ceramic Bulletin*, 62, 1355-1358, 1983.

- [MIL 84] R. A. MILLER and C. C. BERNDT, "Performance of thermal barrier coatings in high heat flux environments", *Thin Solid Films*, 119, 195-202, 1984.
- [MIL 87] R. A. MILLER, "Current status of thermal barrier coatings - an overview", *Surface and Coatings Technology*, vol. 30, 1-11, 1987.
- [MIN 85] L. MINJOLIE, "Nouvelles céramiques et utilisations nouvelles", *Matériaux et Techniques*, n° 4, 149-53, 1985.
- [NIC 86] A. R. NICOLL, F. GRUNER, G. WUES and S. KELLER, "Future developments in plasma spray coating", *Materials Science and Technology*, vol. 2., 214-219, 1986.
- [NIC 90] A. R. NICOLL and S. RANGASWAMY, "Plasma spray deposition of alumina-based ceramic coatings", *Ceramic bulletin*, 69, 1990.
- [PAD 84] J. PADOVAN, D. DOUGHERTY, R. HENDRICKS, M. J. BRAUN and F. CHUNG, "High temperature thermomechanical analysis of ceramic coatings", *Journal of Thermal Stresses*, vol. 7, 51-74, 1984.
- [PAS 87] H. PASTOR, "Etat actuel et développement de matériaux pour pièces d'usure", *Matériaux et Techniques*, n° 9, 355-358, 1987
- [PET 88] J. A. PETIT, "Liaisons céramique-métal", *Matériaux et Techniques*, n° 3, 13-21, 1988.
- [PIN 91] J. PINA, A. DIAZ, V. COSTA, A. GONCALVES, M. ZAOUALI and J. L. LEBRUN, "Residual stresses on plasma sprayed coatings", 2nd Plasma Technik Symposium, Lucerne, 5-7 June 1991.
- [PLA¹ 91] F. PLATON, G. KAPELSKI, P. BOCH, M. GODET, Y. BERTIER, R. TRABELSI, J. BRIGGS, H. ARABI, O. AZEMA, "Le frottement à haute température des céramiques : lubrification solide", *Mécanique Matériaux Electricité*, n° 439, Juin-Juil., 27-32, 1991.
- [PLA² 79] D. PLAY, "Portance et transport des troisièmes corps en frottement sec", Thèse de Docteur-Ingénieur, Institut Nationale des Sciences Appliquées de Lyon, 1979.

- [QUI 85] T. F. QUINN and W. O. WINER, "The thermal aspects of oxidational wear", *Wear*, 102, 67-80, 1985.
- [RIG 90] B. RIGAUT, YM. CHEN et J.C. PAVY, "Caractérisation du couple céramique/métal en frottement à grande vitesse", CETIM Senlis, 21 Novembre 1990.
- [RAI 91] J. RAISON, "Les matériaux de freinage", *Revue Générale des Chemins de Fer*, Juil., 27-36, 1991.
- [RAI 93] J. RAISON, "Brake equipment for TGV-2N trainsets - braking adhesion", *International Symposium on Technological Innovation in Guided Transports, Proc. 2*, 793-802, Lille, 28-30 September 1993.
- [RAY 89] K. RAYAT, R. RUSSEL-FLOYD, H. REITER, "The effects of residual stress on the formation of cracks in the plasma sprayed zirconia thermal barrier coatings", *12th Inter. Thermal Spraying Conf.*, 187-196, London, 4-9 June 1989.
- [RHE 76] S. K. RHEE, "Ceramics in automotive brake materials", *Ceramic Bulletin*, 55, 585-88, 1976.
- [RET 87] O. RETOUT, "Les céramiques dans les moteurs", *Matériaux et Techniques*, n° 2, 13-16, 1987.
- [RIC 91] C. RICHARD, J. LU, J.F. FLAVENOT et G. BERANGER, "Étude des contraintes résiduelles dans des revêtements NiCrAlY projetés par plasma et caractérisation de la tenacité à l'interface.", *Mémoires et Études Scientifiques - Revue de Métallurgie*, n° 5, 295-306, 1991.
- [RIT 91] U. RITTER, W. KAHRMAN et R. KUPFER "Revêtements au laser - la confirmation pratique", *Revue Technique Sulzer*, n° 3, 18-20, 1991.
- [RUC 80] D. L. RUCKLE, "Plasma-sprayed ceramic thermal barrier coatings for turbine vane platforms", *Thin Solid Films*, 73, 455-461, 1980.
- [RÜH 90] M. RÜHLE, A. G. EVANS, M. F. ASHBY and J. P. HIRTH, "Metal-ceramic interface", *Acta-Scripta Metallurgica Proceedings Series*, vol. 4., Pergamon Press, 1990.
- [SAR 84] D. SARGENTON, "Le freinage", *Revue Générale des Chemins de Fer*, Nov., 533-540, 1984.

- [SHA 82] N. R. SHANKAR, C. C. BERNDT and H. HERMAN, "Failure and acoustic-Emission Response of plasma-sprayed ZrO_2 -8wt% Y_2O_3 coatings", Ceram. Eng. Sci. Proc., vol. 3, 772-792, 1982..
- [SHI 86] S. L. SHINDE, D. A. OLSON, L. C. DE JONGHE and R. A. MILLER, "Degradation mechanisms in thermal barrier coatings", Ceram. Eng. Sci. Proc., vol. 7, 1032-1038, 1986.
- [SIE 85] P. A. SIEMERS, M. R. JACKSON, R. L. MEHAN and J. R. RAIRDEN, "Production of composite structures per low pressure plasma deposition", Ceram. Eng. Sci. Proc., vol. 6 [7-8], 896-907, 1985.
- [SIN 90] R. N. SINGH, "Influence of interfacial shear stress on first-matrix cracking stress in ceramic-matrix composites", J. Am. Ceram. Soc., vol. 73 [10], 2930-2937, 1990.
- [SIV 89] R. SIVAKUMAR and B. L. MORDIKE, "High temperature coatings for gas turbine blades : a review", Surface and Coatings Technology, 37, 139-160, 1989.
- [STE¹ 82] S. STECURA, "Two-layer thermal-barrier systems for Ni-Al-Mo alloy an effects of alloy thermal expansion on system life", American Ceramic Society Bulletin, 61, 256-262, 1982.
- [STE¹ 85] S. STECURA, "Optimisation of the NiCrAlY/ ZrO_2 - Y_2O_3 thermal barrier system", NASA Tech. Memo., 86905, 1985.
- [STE² 91] H-D. STEFFENS, B. WIELAGE and J. DROZAK, "Interface phenomena and bonding mechanism of thermally-sprayed metal and ceramic composites", Surface and Coatings Technology, 45, 299-308, 1991.
- [TOR 85] J-P. TORRE, "Fabrications des pièces céramiques", Matériaux et Techniques, n° 4/5, 143-48, 1985.
- [VAR 86] A. VARDELLE, M. VARDELLE et P. FAUCHAIS, "Les transferts de quantité de mouvement et de chaleur plasma particules solides dans un plasma d'arc en extinction", Rev. Int. Hautes Tempér. Réfract., 69-85, 1986.
- [VIL 86] M. VILLAT, "Revêtements de surface fonctionnels par projection au plasma", Revue Technique Sulzer, n° 3, 41-44, 1986.

-
- [WAN 93] Y. WANG, "Friction and wear performances of detonation-gun and plasma-sprayed ceramic and cermet hard coatings under dry friction", *Wear*, 161, 69-78, 1993.
- [WAT 84] J. W. WATON and S. R. LEVINE, "Deposition stress effects on the life of thermal barrier coatings on burner rigs", *Thin Solid Films*, 119, 185-193, 1984.
- [WEE 83] V. M. WEERASINGHE and W. M. STEEN, "Laser cladding with pneumatic powder delivery ; lasers in materials processing", Conf. A.S.M., Los Angeles, 24-26 January 1983.
- [WU 89] B-C. WU, E. CHANG, S-F. CHANG and D. TU, "Degradation mechanism of ZrO₂- 8wt% Y₂O₃/Ni-22Cr-10Al-1Y thermal barrier coatings", *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 72, 212-218, 1989.
- [YIN 88] W. YINGLONG, J. YUANSHENG and W. SHIZHU, "The analysis of the friction and wear mechanisms of plasma-sprayed ceramic coatings at 450 °C", *Wear*, 128, 265-276, 1988.
- [YOU 91] H. YOUSSEF, "Advanced technology in disc brakes : Considerations on friction mechanism", *Journées d'Étude SFM*, 1991.
- [ZMI 87] A. ZMITROWICZ, "Thermomechanical model of contact, friction and wear", *Wear*, 114, 135-168, 1987.

ANNEXES

Annexe 1 : répartitions des contraintes dans l'épaisseur d'une éprouvette revêtue

Lors d'un essai de flexion pure, certains plans de flexion des fibres sont sollicités en compression et d'autres en traction (Fig. 83.). Entre les deux, il existe un plan neutre dans lequel les fibres ne sont pas sollicitées (fibres neutres).

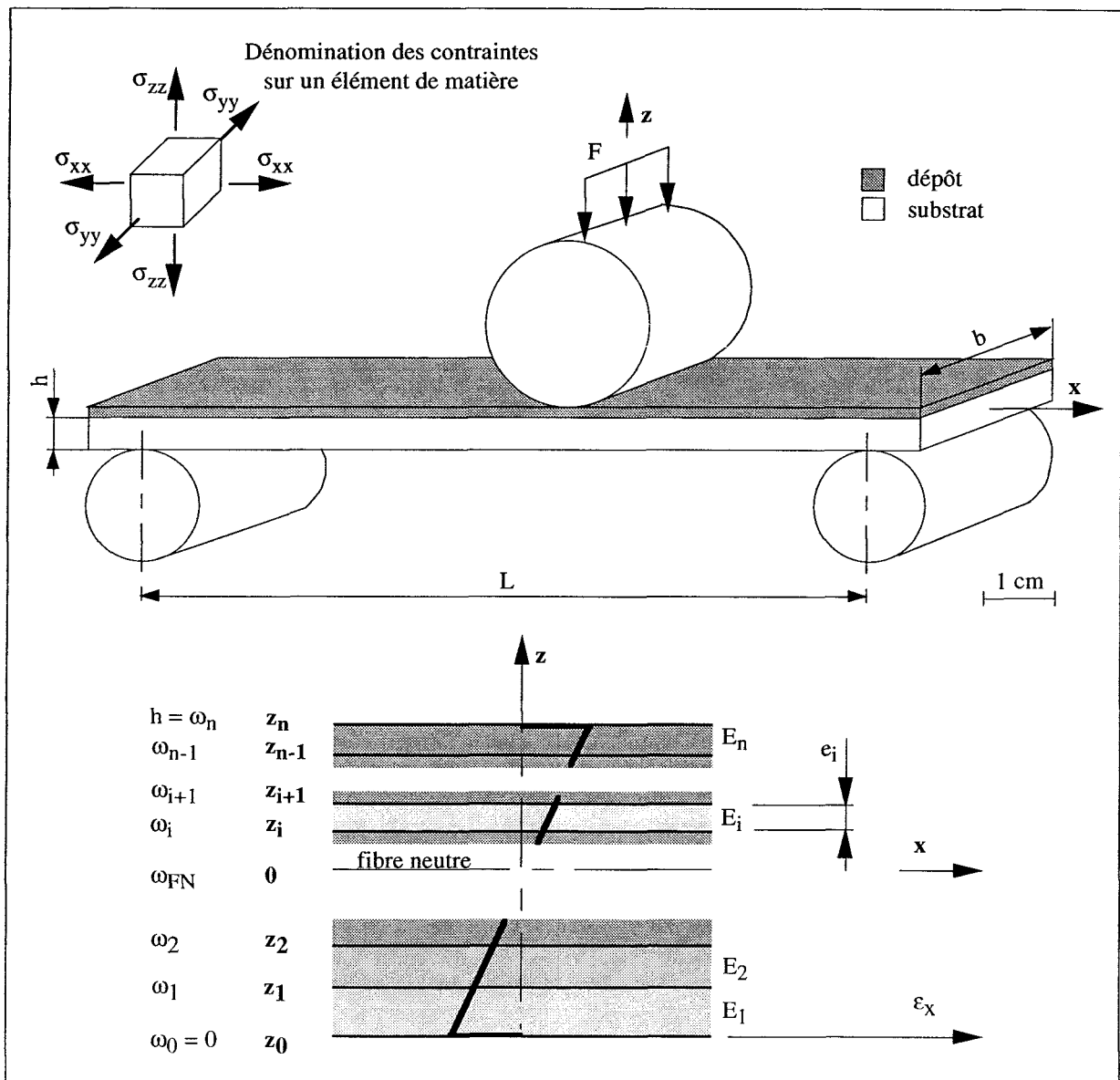


Fig. 83. Évolution de la déformation dans l'épaisseur du matériau.

En supposant le moment fléchissant constant sur la section centrale de l'éprouvette et la déformation en arc de cercle, il est possible de calculer la position de la fibre neutre. On appelle ω_{FN} (m), la côte de cette fibre par rapport au dessous de l'éprouvette et r (m), son rayon de courbure. La déformation ϵ_x (suivant l'axe x) d'une fibre de côte ω initialement droite est alors donnée par la relation :

$$\epsilon_x = \frac{\omega - \omega_{FN}}{r} \quad (34)$$

En considérant le module d'Young E (MPa), on a selon la loi de Hooke :

$$\sigma_{xx} = E \epsilon_x = E \frac{\omega - \omega_{FN}}{r} \quad (35)$$

La résultante de la contrainte de compression σ_{xx} (MPa) sur une section transversale doit être nulle pour que les conditions d'équilibre soient vérifiées. La hauteur de l'éprouvette h (m) est faible comparé au rayon de courbure, ce qui permet de considérer celui-ci constant quelle que soit la côte ω considérée. En considérant la poutre composée d'une succession de n couches isotropes parfaitement solidaires entre elles, l'intégration de cette dernière équation sur toute l'épaisseur permet d'obtenir :

$$\int_0^h E (\omega - \omega_{FN}) \partial\omega = \sum_{i=1}^n \int_{\omega_{i-1}}^{\omega_i} E_i (\omega - \omega_{FN}) \partial\omega = 0 \quad (36)$$

La position de la fibre neutre par rapport au dessous de l'éprouvette peut alors être déduite :

$$\omega_{FN} = \frac{\sum_{i=1}^n E_i \left[\left(\sum_{i=1}^n (\omega_i - \omega_{i-1}) \right)^2 - \left(\sum_{i=1}^{n-1} (\omega_i - \omega_{i-1}) \right)^2 \right]}{2 \sum_{i=1}^n E_i \omega_i} \quad (37)$$

Dans le cas d'un revêtement duplex sur un substrat, on obtient :

$$\omega_{FN} = \frac{E_1 \frac{e_1^2}{2} + E_2 \frac{(e_1 + e_2)^2 - e_1^2}{2} + E_3 \frac{(e_1 + e_2 + e_3)^2 - (e_1 + e_2)^2}{2}}{E_1 e_1 + E_2 e_2 + E_3 e_3}$$

où e_1 , e_2 et e_3 sont respectivement les épaisseurs du substrat, du premier dépôt et du dépôt de surface.

En considérant la poutre revêtue composée d'une succession de n couches isotropes parfaitement solidaires entre elles, le calcul des contraintes peut être abordé par la théorie des stratifiés. Ainsi, dans le cas de la flexion pure d'un stratifié quelconque, l'équation permettant d'exprimer les moments en fonction des courbures se réduit à [BER 92] :

$$\begin{bmatrix} \Gamma_x \\ \Gamma_y \\ \Gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{21} & D_{31} \\ D_{12} & D_{22} & D_{32} \\ D_{13} & D_{23} & D_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (38)$$

où $[\Gamma]$ est la matrice des moments de flexion (N.m), $[D]$ la matrice des rigidités en flexion (N.m), et $[\kappa]$ la matrice des courbures.

Les termes κ_x , κ_y , κ_{xy} sont donnés par les expressions :

$$\kappa_x = \frac{-\partial^2 \omega_{FN}^*}{\partial x^2} \quad \kappa_y = \frac{-\partial^2 \omega_{FN}^*}{\partial y^2} \quad \kappa_{xy} = \frac{-2 \partial^2 \omega_{FN}^*}{\partial x \partial y} \quad (39)$$

ω_{FN}^* étant le déplacement de la fibre neutre de côte ω_{FN} dans la direction z (ces deux côtes étant exprimées par rapport au dessous de l'éprouvette).

Les termes de la matrice D sont exprimés en fonction de la côte z_i de la couche i , définie par rapport à la côte ω_{FN} , sous la forme :

$$D_{jk} = \frac{10^6}{3} \sum_{i=1}^n (Q'_{jk})_i (z_i^3 - z_{i-1}^3) \quad (40)$$

Les termes $(Q'_{jk})_i$ constituent la matrice réduite des constantes de rigidité (MPa) de la couche i rapportée aux axes principaux. Pour un matériau isotrope, ces constantes sont invariantes :

$$(Q'_{jk})_i = (Q_{jk})_i \quad \text{avec pour une couche } i \text{ donnée, } Q_{jk} = Q_{kj} = C_{jk} - \frac{C_{j3} C_{k3}}{C_{33}} \quad (41)$$

où $[Q]_i$ est la matrice réduite des coefficients de rigidité (MPa) de la couche i hors de ses axes principaux et $[C]_i$ la matrice complète des coefficients de rigidité (MPa) de cette couche i hors de ses axes principaux :

$$[C]_i = \begin{bmatrix} a_i & b_i & b_i & 0 & 0 & 0 \\ b_i & a_i & b_i & 0 & 0 & 0 \\ b_i & b_i & a_i & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_i & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_i & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_i \end{bmatrix} \quad (42)$$

Les termes a_i , b_i et c_i sont définis à partir du module d'Young E_i et du coefficient de Poisson ν_i de la couche i :

$$a_i = \frac{E_i \cdot (1 - \nu_i)}{(1 + \nu_i) \cdot (1 - 2\nu_i)} \quad , \quad b_i = \frac{E_i \cdot \nu_i}{(1 + \nu_i) \cdot (1 - 2\nu_i)} \quad \text{et} \quad c_i = \frac{E_i}{2(1 + \nu_i)} \quad (43)$$

La matrice $[Q]_i$ peut alors s'écrire sous la forme :

$$[Q]_i = \begin{bmatrix} \frac{E_i}{(1 - \nu_i^2)} & \frac{\nu_i \cdot E_i}{(1 - \nu_i^2)} & 0 \\ \frac{\nu_i \cdot E_i}{(1 - \nu_i^2)} & \frac{E_i}{(1 - \nu_i^2)} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{E_i}{(1 + \nu_i)} \end{bmatrix} \quad (44)$$

Pour une couche i considérée isotrope, les éléments Q_{13} , Q_{23} , Q_{31} , Q_{32} sont nuls, ce qui annule les termes D_{11} , D_{22} , D_{16} et D_{26} .

Dans le cas d'une flexion suivant l'axe x , la théorie des poutres fait l'hypothèse que les moments Γ_y et Γ_{xy} sont nuls et l'équation (38) peut être écrite sous la forme inverse :

$$\begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{21} & D_{31} \\ D_{12} & D_{22} & D_{32} \\ D_{13} & D_{23} & D_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \Gamma_x \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (45)$$

où D_{jk} sont les éléments de la matrice inverse de $[D]$:

$$\begin{aligned} D_{11} &= \frac{1}{d} (D_{11} D_{66}) & D_{22} &= D_{11} & D_{66} &= \frac{1}{d} (D_{11}^2 - D_{12}^2) \\ D_{12} &= -\frac{1}{d} (D_{12} D_{66}) & D_{16} &= 0 & D_{26} &= 0 \end{aligned} \quad (46)$$

et d est le déterminant de la matrice $[D]$:

$$d = D_{66} (D_{11}^2 - D_{12}^2) \quad (47)$$

D'après les relations (39) et (45), on a :

$$\kappa_y = \frac{-\partial^2 \omega_{FN}}{\partial y^2} = D_{12} \Gamma_x \quad (48)$$

Cette dernière relation montre que la courbure κ_y est fonction du moment de flexion Γ_x et l'expression (39) que la flèche dans la direction z dépend *a priori* de la variable y . Cependant, la

théorie des poutres fait l'hypothèse que la flèche n'est fonction que de x dans la mesure où le rapport $h/b - b$: largeur de l'éprouvette (m) - est suffisamment élevé. Dans cette hypothèse et dans le cas d'un stratifié composé de différentes couches considérées isotropes en flexion pure, les contraintes dans la couche i au niveau de la côte z ($z_i \leq z \leq z_{i+1}$) définie par rapport à la fibre neutre, s'écrivent :

$$\begin{bmatrix} (\sigma_{xx})_i \\ (\sigma_{yy})_i \\ (\sigma_{xy})_i \end{bmatrix} = z \begin{bmatrix} (Q_{11})_i & (Q_{12})_i & 0 \\ (Q_{12})_i & (Q_{22})_i & 0 \\ 0 & 0 & (Q_{66})_i \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (49)$$

La relation (49) combinée aux relations (45) et (46) permet d'obtenir les différentes contraintes dans la couche i :

$$\begin{aligned} (\sigma_{xx})_i &= z((Q_{11})_i D_{11} + (Q_{12})_i D_{12}) \Gamma_x \\ (\sigma_{yy})_i &= z((Q_{12})_i D_{11} + (Q_{11})_i D_{12}) \Gamma_x \\ (\sigma_{xy})_i &= 0 \end{aligned} \quad (50)$$

Le moment de flexion Γ est défini par :

$$\begin{aligned} \Gamma &= b \Gamma_x \quad \text{soit} \quad \Gamma_x = \frac{\Gamma}{b} \\ \text{or } I &= \frac{b h^3}{12} \quad \text{et} \quad \Gamma_x = \frac{\Gamma h^3}{12 I} \end{aligned} \quad (51)$$

I est le moment quadratique de la section droite de la poutre par rapport au plan (x,y) . Ainsi les expressions des contraintes (40) peuvent être réécrites en introduisant Γ et I :

$$\begin{aligned} (\sigma_{xx})_i &= z (a_{xx})_i \frac{\Gamma}{I} & \text{avec} & \quad (a_{xx})_i = ((Q_{11})_i D_{11} + (Q_{12})_i D_{12}) \frac{h^3}{12} \\ (\sigma_{yy})_i &= z (a_{yy})_i \frac{\Gamma}{I} & \text{avec} & \quad (a_{yy})_i = ((Q_{12})_i D_{11} + (Q_{11})_i D_{12}) \frac{h^3}{12} \\ (\sigma_{xy})_i &= 0 \end{aligned} \quad (52)$$

Ces contraintes seront maximales au milieu de la poutre ($x = L/2$) et peuvent s'exprimer en fonction de la charge F :

$$\Gamma = -\frac{F x}{2} \quad \text{donc} \quad \Gamma_{(x=L/2)} = -\frac{F L}{4} \quad (53)$$

d'où :

$$\boxed{(\sigma_{xx})_i = z (a_{xx})_i \frac{-3 F L}{b h^3} \quad , \quad (\sigma_{yy})_i = z (a_{yy})_i \frac{-3 F L}{b h^3} \quad \text{et} \quad (\sigma_{xy})_i = 0} \quad (54)$$

Pour caractériser l'adhérence, on s'intéresse à la contrainte de compression $(\sigma_{xx})_i$ ou à la contrainte de cisaillement transverse $(\sigma_{zz})_i$, ces deux contraintes étant proportionnelles à la charge appliquée. La contrainte de cisaillement se déduit de l'équation d'équilibre :

$$\frac{\partial (\sigma_{zz})_i}{\partial z} = -\frac{\partial (\sigma_{xx})_i}{\partial x} = z (a_{xx})_i \frac{1}{I} \frac{\partial \Gamma}{\partial x} \quad (55)$$

or $\Gamma = \frac{-F x}{2}$ donc $\frac{\partial \Gamma}{\partial x} = \frac{-F}{2}$ et $\frac{\partial (\sigma_{zz})_i}{\partial z} = z \frac{F}{2 I} (a_{xx})_i$
ce qui permet d'obtenir :

$$\boxed{(\sigma_{zz})_i = \frac{3 F}{b h^3} (a_{xx})_i (z^2 + K_i)}$$

La contrainte σ_{zz} est maximale pour $z = 0$. Les constantes K_i dans chaque couche sont déterminées en annulant $(\sigma_{zz})_i$ sur les faces supérieures et inférieures de l'éprouvette, et en assurant la continuité de (σ_{zz}) entre chaque couche :

$$K_1 = -z_0^2, \quad K_i = \frac{(a_{xx})_{i-1}}{(a_{xx})_i} (z_{i-1}^2 - z_{i-2}^2) - z_{i-1}^2 = \frac{(a_{xx})_{i+1}}{(a_{xx})_i} (z_i^2 - z_{i+1}^2) - z_i^2 \text{ pour } 0 < i < n \text{ et } K_n = -z_n^2 \quad (57)$$

Annexe 2 : fonction ierfc x

La figure 84 illustre la fonction mathématique ierfc x (intégrale de la fonction d'erreur complémentaire).

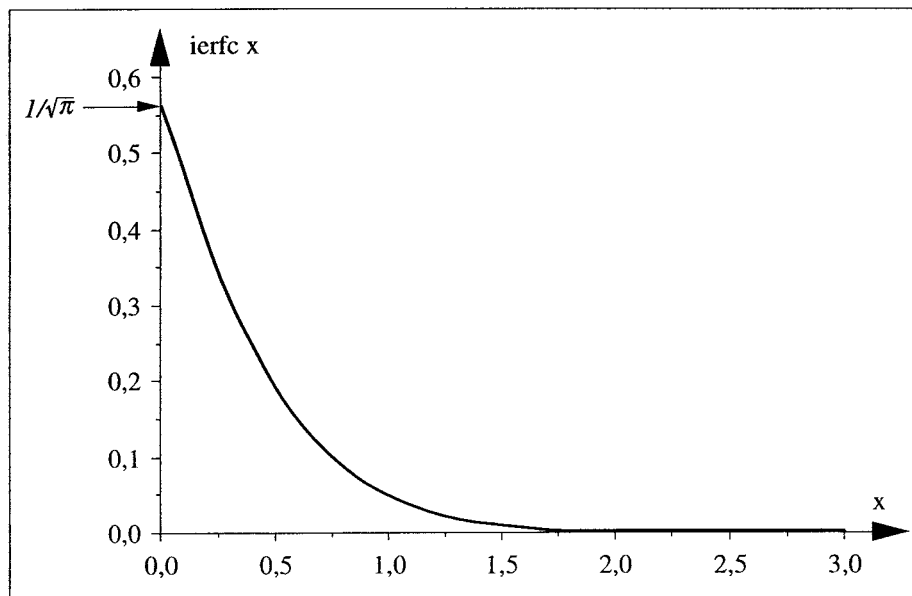


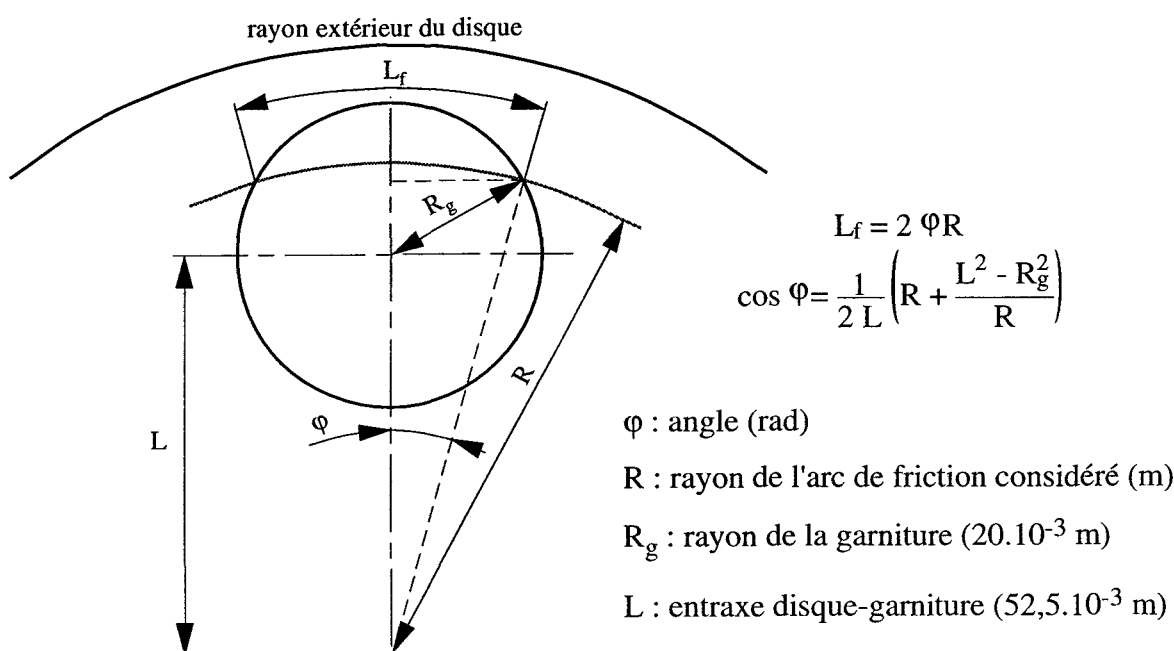
Fig. 84. Représentation de la fonction ierfc x.

Annexe 3 : compléments sur les modèles numériques

Répartition radiale du flux sur la piste de frottement du disque

La puissance dissipée par le disque est répartie sur les noeuds de surface qui représentent la piste de frottement. Le flux appliqué sur un noeud (Φ_i) est proportionnel à la longueur de friction (L_{fi}) de la garniture qui correspond à la position radiale de ce noeud. Comme précédemment, la longueur de friction est déterminée à partir de la relation (13) illustrée ci-dessous pour un disque réduit :

(13)



La piste de frottement est discrétisée en un nombre "n" d'arcs de friction égal au nombre de noeuds qui la représentent. Le pourcentage de flux total à appliquer sur chacun des noeuds correspond à la fraction Φ_i/Φ_t avec :

(58)

$$\Phi_i = K L_{fi} \quad \text{et} \quad \Phi_t = \sum_{i=1}^n \Phi_i$$

K est un facteur de proportionnalité fonction de la pression considérée et du pas de discrétisation.

Les répartitions radiales des flux pour le disque réduit et le disque échelle 1 sont représentées figure 85. Le tableau 18 présente les calculs permettant d'obtenir ces répartitions pour les modèles utilisés (taille de maille du modèle réduit : 2,5 mm, taille de maille du modèle échelle 1: 5 mm).

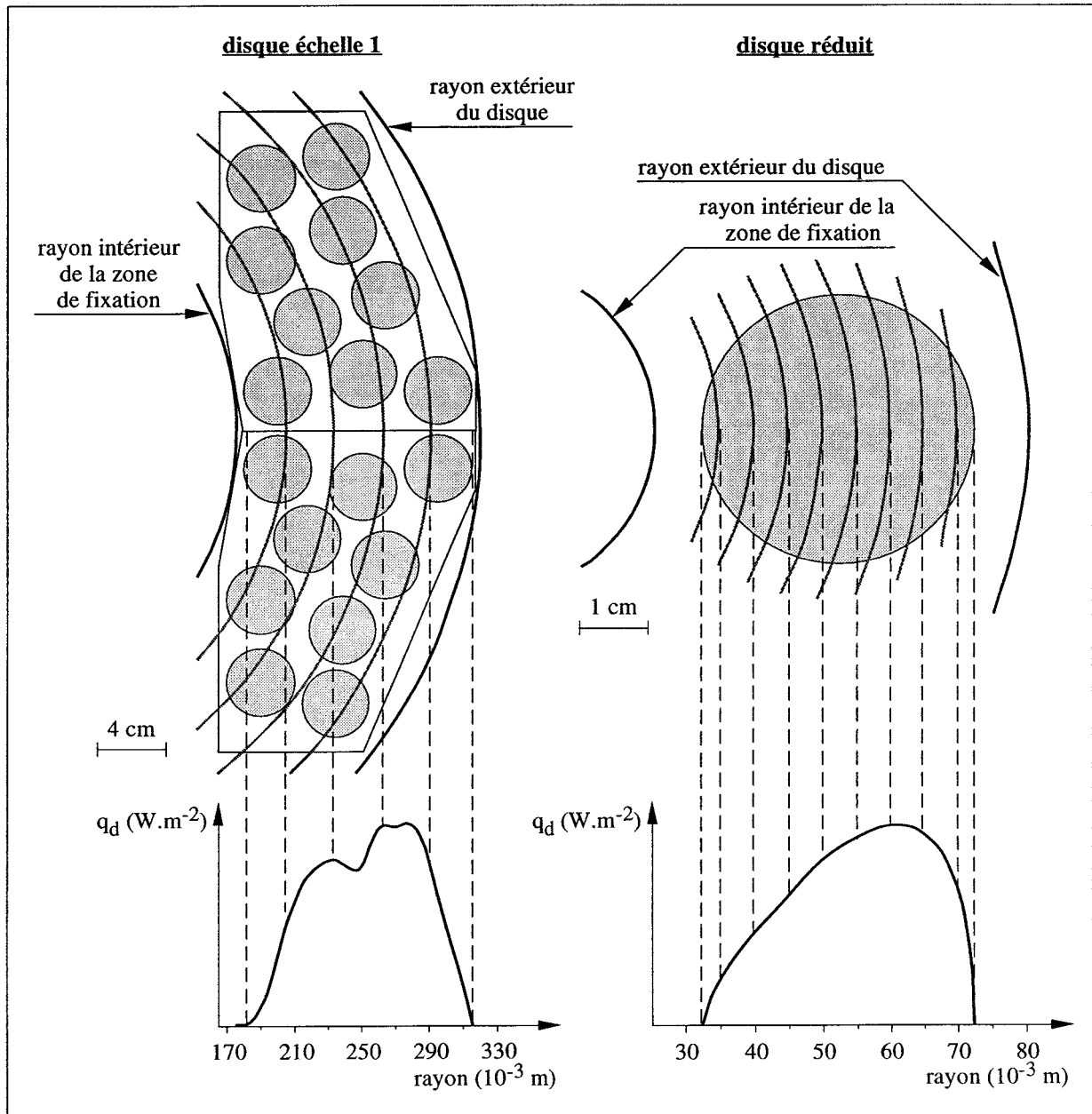


Fig. 85. Répartitions radiales des flux.

Disque réduit			Disque échelle 1		
Rayon R (mm)	Longueur de friction L _f (mm)	Pourcentage (%)	Rayon R (mm)	Longueur de friction L _f (mm)	Pourcentage (%)
32,5	0,00	0,00	175	0	0
35	15,85	3,20	180	1,55	0,13
37,5	22,44	4,54	185	5,97	0,5
40	27,39	5,54	190	11,46	0,96
42,5	31,35	6,34	195	21,02	1,76
45	34,54	6,98	200	31,05	2,6
47,5	37,07	7,50	205	37,97	3,18
50	38,98	7,88	210	44,54	3,73
52,5	40,25	8,14	215	48,01	4,02
55	40,85	8,26	220	50,51	4,23
57,5	40,74	8,24	225	52,06	4,36
60	39,82	8,05	230	53,01	4,44
62,5	37,94	7,67	235	52,54	4,4
65	34,85	7,05	240	50,51	4,23
67,5	30,06	6,08	245	49,55	4,15
70	22,38	4,53	250	50,51	4,23
72,5	0,00	0,00	255	58,03	4,86
Total	494,52	100,00	260	63,04	5,28
			265	64,00	5,36
			270	63,04	5,28
			275	64,36	5,39
			280	64,36	5,39
			285	61,97	5,19
			290	56,00	4,69
			295	45,97	3,85
			300	37,01	3,1
			305	28,06	2,35
			310	18,98	1,59
			315	10,03	0,84
			320	0	0
			Total	1194,02	100

Tabl. 18. Calculs des pourcentages de flux total à appliquer sur les noeuds des pistes de frottement.

Évolution du coefficient de convection

La convection résulte d'un transfert de chaleur d'un solide à un liquide occasionnant un mouvement de ce fluide. Le flux de chaleur engendré par la convection Φ_c (W) est défini par la loi de Newton.

(59)

$$\Phi_c = h_c A_c (T_{\text{paroi}} - T_{\text{ext}})$$

h_c est le coefficient de convection ($\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$), A_c la surface d'échange (m^2), T_{paroi} la température de la paroi ($^{\circ}\text{C}$) et T_{ext} la température du milieu extérieur ($^{\circ}\text{C}$) en l'occurrence de l'air.

Le coefficient de convection a été considéré durant le freinage en fonction de la température et de la vitesse de rotation du disque. Il est défini par la relation :

$$h_c = \frac{7,6 \cdot 10^{-2} \lambda_{\text{air}}}{\pi (R_{\text{ext}} + R_{\text{int}})} \left(\frac{2 \pi w R_{\text{moy}}^2}{\gamma_{\text{air}}} \right)^{0,8} \quad (60)$$

La vitesse de rotation du disque w (rad.s⁻¹) et le rayon moyen du disque R_{moy} (m) s'expriment par :

$$w = \frac{\pi N}{30} \quad \text{et} \quad R_{\text{moy}} = \frac{(R_{\text{ext}} + R_{\text{int}})}{2} \quad (61)$$

R_{ext} correspond au rayon extérieur du disque (m), R_{int} au rayon intérieur (m) et N à la vitesse de rotation du disque (tr.min⁻¹)

La conductibilité thermique de l'air λ_{air} (W.m⁻¹.K⁻¹) et sa viscosité dynamique γ_{air} (kg.m⁻¹.s⁻¹) valent respectivement à température moyenne :

$$\begin{aligned} \lambda_{\text{air}} &= 2,535 \cdot 10^{-2} + 0,57 \cdot 10^{-2} \left(\frac{T_{\text{paroi}} + T_{\text{ext.}}}{200} \right) \\ \gamma_{\text{air}} &= 11,7 \cdot 10^{-6} + 12,1 \cdot 10^{-6} \left(\frac{T_{\text{paroi}} + T_{\text{ext.}}}{200} \right) \end{aligned} \quad (62)$$

Si on considère le disque réduit en configuration de freinage de maintien à la vitesse de rotation N , avec les données $R_{\text{ext}} = 80 \cdot 10^{-3}$ m, $R_{\text{int}} = 0$ m et $T_{\text{ext}} = 20$ °C, la relation (60) devient :

$$h_c = 79,15 N^{0,8} \left[\frac{2,59 \cdot 10^{-2} + 2,85 \cdot 10^{-5} T_{\text{paroi}}}{(12,91 + 6,05 \cdot 10^{-2} T_{\text{paroi}})^{0,8}} \right] \quad (63)$$

soit sous forme polynomiale :

$$h_c = N^{0,8} \left(2,62 \cdot 10^{-1} - 5,47 \cdot 10^{-4} T_{\text{paroi}} + 1,13 \cdot 10^{-6} T_{\text{paroi}}^2 - 1,15 \cdot 10^{-9} T_{\text{paroi}}^3 + 4,36 \cdot 10^{-13} T_{\text{paroi}}^4 \right) \quad (64)$$

Dans le cas du disque échelle 1 en configuration de freinage de maintien ou d'urgence pour une vitesse de la rame V_r (km.h⁻¹) et avec $R_{\text{ext}} = 320 \cdot 10^{-3}$ m, $R_{\text{int}} = 170 \cdot 10^{-3}$ m, $T_{\text{ext}} = 20$ °C et un diamètre moyen de roue de $885 \cdot 10^{-3}$ m, on obtient :

$$h_c = 98,38 \cdot 10^1 V_r^{0,8} \left[\frac{2,59 \cdot 10^{-2} + 2,85 \cdot 10^{-5} T_{\text{paroi}}}{(12,91 + 6,05 \cdot 10^{-2} T_{\text{paroi}})^{0,8}} \right] \quad (65)$$

soit sous forme polynomiale :

$$h_c = V_r^{0,8} \left(3,27 - 6,79 \cdot 10^{-3} T_{\text{paroi}} + 1,41 \cdot 10^{-5} T_{\text{paroi}}^2 - 1,42 \cdot 10^{-8} T_{\text{paroi}}^3 + 5,42 \cdot 10^{-12} T_{\text{paroi}}^4 \right) \quad (66)$$

Évolution du facteur d'émission

Le rayonnement résulte de l'émission d'énergie sous forme électromagnétique à la surface du solide excité thermiquement et le flux de chaleur radiante Φ_r (W) est exprimé par la loi de Stefan-Boltzmann :

$$\Phi_r = \nu A_r \zeta \left(T_{\text{paroi}}^4 - T_{\text{ext}}^4 \right) \quad (67)$$

ν représente la constante de Boltzmann égale à $5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$, A_r la surface de rayonnement (m^2) et ζ le facteur d'émission.

Ce flux est proportionnel à la quatrième puissance de la température et reste donc négligeable aux températures faibles. Le facteur d'émission a été estimé avec la température [DUF 93] :

$$\zeta = 0,25 + 1,33 \cdot 10^{-3} T_{\text{paroi}} \quad (68)$$

RÉSUMÉ

L'augmentation continue des énergies dissipées durant les freinages notamment des Trains à Grande Vitesse est telle qu'une simple extrapolation des systèmes existants sera insuffisante pour les matériels futurs ; les matériaux de friction des freins à disques actuellement utilisés seraient soumis à des conditions de frottement et à des sollicitations thermomécaniques trop sévères. Il s'avère donc nécessaire de reconsidérer fondamentalement l'ensemble disque-garniture.

Les recherches présentées concernent la mise en œuvre de revêtements céramiques et cermets par projection plasma sur des disques afin d'adapter les propriétés de surface aux conditions de frottement tout en limitant la propagation de chaleur vers l'essieu. Différents matériaux de friction ont été testés en configuration de freinage de maintien. Les caractéristiques tribologiques de disques revêtus de cermet NiCr-Cr₃C₂ testés avec des garnitures frittées de titanate d'aluminium se sont avérées particulièrement intéressantes : stabilité du coefficient de frottement, bonne tenue à l'usure et insensibilité à l'humidité. Par contre, l'utilisation de revêtements "barrière thermique" à la surface du disque accroît la température de la garniture et induit une usure plus conséquente. Il a donc été proposé d'éloigner la barrière thermique de la surface de frottement. Cette stratégie a nécessité la conception de disques multimatériaux composés d'un disque support en alliage d'aluminium avec de part et d'autre, une barrière thermique et un flasque d'acier revêtu de cermet NiCr-Cr₃C₂. Cette conception conduit à un allègement notable du disque et permet de limiter efficacement le transfert de chaleur vers l'essieu sans pour autant pénaliser l'usure de la garniture.

Mots-clés

revêtement céramique et cermet, projection plasma, adhérence, barrière thermique, frottement, usure, céramique frittée, freinage ferroviaire.

ABSTRACT

Energy that must be dissipated in braking for especially high-speed TGV trains increases so much that a simple extrapolation of existing systems will be insufficient for materials to come; Friction materials of current brake discs should support too high frictional and thermomechanical stresses. So both disc and pad need to be fundamentally reconsidered.

Present work consists in working out plasma sprayed ceramic or cermet coatings on disc in order to adjust surface characteristics to frictional conditions while limiting heat flow propagation toward the axle. Different friction materials have been tested in holding braking configuration. It is shown that NiCr-Cr₃C₂ cermet coated discs coupled with sintered aluminium titanate pads lead to good frictional characteristics: steady friction coefficient, low wear and insensitivity to humidity. On the contrary, pad temperature and wear increase when "thermal barrier" coatings are used on disc surface. Taking thermal barrier away from frictional surface has been therefore suggested. This strategy has required to design multimaterial discs made of an aluminium alloy disc which support a thermal barrier disc and a NiCr-Cr₃C₂ cermet coated steel disc on both sides. This multimaterial concept leads to a significant disc mass reduction and enables to limit heat flow propagation without increasing pad wear.

Keywords

ceramic and cermet coating, sintered ceramic, railway

wear

Bibliothèque Universitaire de Valenciennes



00904422