

Titre: Caractérisation de la résistance à l'érosion par cavitation d'acières et
Title: de revêtements HVOF pour la protection de turbines hydrauliques

Auteur: Gabriel Taillon
Author:

Date: 2016

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Taillon, G. (2016). Caractérisation de la résistance à l'érosion par cavitation
d'acières et de revêtements HVOF pour la protection de turbines hydrauliques
Citation: [Master's thesis, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie.
<https://publications.polymtl.ca/2121/>

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/2121/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Laurent Tôn-Thât, Ludvik Martinu, Robert Schulz, & Jolanta-Ewa
Sapieha
Advisors:

Programme: Génie physique
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

CARACTÉRISATION DE LA RÉSISTANCE À L'ÉROSION PAR CAVITATION
D'ACIERS ET DE REVÊTEMENTS HVOF POUR LA PROTECTION DE TURBINES
HYDRAULIQUES

GABRIEL TAILLON
DÉPARTEMENT DE GÉNIE PHYSIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE PHYSIQUE)
AVRIL 2016

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

CARACTÉRISATION DE LA RÉSISTANCE À L'ÉROSION PAR CAVITATION
D'ACIERS ET DE REVÊTEMENTS HVOF POUR LA PROTECTION DE TURBINES
HYDRAULIQUES

présenté par : TAILLON Gabriel

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. MARLEAU Guy, Ph. D., président

Mme KLEMBERG-SAPIEHA Jolanta-Ewa, Doctorat, membre et directrice de recherche

M. TÔN-THÂT Laurent, Ph. D., membre et codirecteur de recherche

M. MARTINU Ludvik, Ph. D., membre et codirecteur de recherche

M. SCHULZ Robert, Ph. D., membre et codirecteur de recherche

M. MOUTANABBIR Oussama, Ph. D., membre

REMERCIEMENTS

J'aimerais commencer par remercier les directeurs du Laboratoire des Revêtements Fonctionnels et Ingénierie de Surfaces (LaRFIS) Ludvik Martinu et Jolanta Sapieha. Ils m'ont offert une opportunité unique : faire une maîtrise dans le cadre de la Chaire industrielle de recherche multisectorielle en revêtements et en ingénierie des surfaces, en collaboration avec Hydro-Québec. J'ai profité des ressources de l'Institut de Recherche d'Hydro-Québec (IREQ) pour effectuer la totalité des mesures d'érosion par cavitation, de l'imagerie MEB, de la profilométrie... Je voudrais donc remercier Hydro-Québec et l'IREQ de m'avoir donné accès aux appareils de mesure, mais surtout aux personnes ressources : techniciens et chercheurs. L'expertise présente à l'IREQ est considérable et a été très utile dans ma formation.

Ceci dit, mes co-directeurs de l'IREQ, Robert Schulz, Laurent Tôn-Thât et Robert Lacasse, qui m'ont supervisé, guidé, aidé, et fourni des échantillons revêtus par HVOF se méritent mes plus sincères remerciements. Robert Lacasse m'a supervisé pendant quelques mois lors de l'absence de Laurent. Je profite de cette occasion pour souhaiter un prompt rétablissement au fils de Laurent Tôn-Thât.

Les remerciements ne seraient pas complets sans ma reconnaissance de la contribution d'Étienne Bousser à cette maîtrise et ma formation. L'absence de ses nombreux conseils et commentaires impliquerait un mémoire de qualité bien inférieure à ce qui est présenté. Il m'a poussé à être un scientifique et communicateur toujours plus compétent.

Je voudrais remercier Fabrice Pougoum pour sa contribution à mon article. Les échantillons de $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ ont été recuits par lui, et il a effectué des nanoindentations sur ces mêmes échantillons.

Je tiens aussi à mentionner les membres du LaRFIS. Je peux dire avec certitude que je suis un meilleur scientifique d'avoir effectué ma maîtrise dans ce laboratoire. Vu de l'intérieur, le laboratoire ressemble beaucoup à une grande famille.

Je voudrais aussi remercier le support technique offert à la Polytechnique par Sébastien Chénard et Francis Turcot, et à l'IREQ par Sylvio Savoie sur le HVOF, Marie-Andrée Ayotte sur la métallurgie, le polissage, le MEB et par Alexandre Lapointe sur la cavitation.

RÉSUMÉ

La cavitation est la cause principale d'érosion des turbines hydrauliques. Les revêtements HVOF ont été étudiés comme solution potentielle à ce problème. La méthode de projection thermique HVOF permet la déposition de revêtements protecteurs, tel que le composite WC-CoCr. Un appareil vibratoire décrit dans la norme ASTM G32 a été utilisé pour tester l'érosion par cavitation. L'échantillon a été maintenu à une distance de $500 \mu m$ de la tête de vibration, qui produisait un champ acoustique et provoquait l'apparition de bulles de cavitation. Ces bulles causaient des impacts et de l'érosion lorsqu'elles implosaient près de l'échantillon.

Certains calculs théoriques sur le champ de pression et la dynamique des bulles ont été effectués. Le champ de pression approximatif a été dérivé à l'aide de l'équation de Rayleigh, en considérant que l'onde émise est plane. Entre l'échantillon et la tête de vibration s'établit donc une onde quasi-stationnaire d'une amplitude de 5MPa et d'une fréquence de 20kHz. Dans ce champ de pression, les bulles ayant un rayon plus grand que $5,6 \mu m$ dans des conditions quasi-statiques et plus petit que 2,6 mm dans des conditions dynamiques vont imploser. Par ailleurs, le comportement en érosion par cavitation d'acières ferritiques, martensitiques, de revêtements métalliques broyés ou non (444HVOF, Fe₃Al) ainsi que des cermets (WC-CoCr, Fe₃Al...) a été étudié. L'effet d'un recuit pré-déposition a été déterminé sur un revêtement composite basé sur l'aluminure de fer, soit le (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅. Les mécanismes d'enlèvement de matière des matériaux ont été observés à l'aide de l'imagerie par microscopie électronique à balayage (MEB). Des piqûres et des fissures ont été observées dans le cas des matériaux massifs, alors que des particules du matériau ont été arrachées instantanément dans le cas des revêtements HVOF. La matrice métallique des composites a été arrachée préférentiellement, suivie par des grains de céramiques. Les taux d'érosion des revêtements HVOF étaient un peu plus faibles que ceux des aciers inoxydables martensitiques. D'autres matériaux projetés, comme les plastiques ou des matériaux qui se transforment sous contrainte pourraient être encore plus résistants.

Les revêtements métalliques de Fe₃Al ont été complètement érodés après 100 min. Un recuit pré-déposition de 2 heures à 1000°C du (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ a réduit le taux d'érosion d'un facteur 2, tandis qu'à 1400°C le taux d'érosion a augmenté significativement. Le revêtement possédant le plus faible taux d'érosion est le (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ recuit à 1000°C. La dureté des matériaux a été déterminée à l'aide de la micro- ou nano-indentation. Le taux d'érosion des aciers massifs diminue avec la dureté, mais aucune corrélation entre les propriétés des revêtements et leur résistance à l'érosion par cavitation n'a été observée. Il n'a pas été pos-

sible de prévoir le taux d'érosion des revêtements à l'aide des mesures de leurs propriétés effectuées ici.

L'acier 444 a été étudié sous forme massive ainsi que projeté par HVOF. Le 444 massif possède le plus haut taux d'érosion, tandis que le 444HVOF présente une résistance à l'érosion par cavitation similaire aux autres revêtements. Le procédé de projection thermique semble avoir une grande influence sur la résistance à l'érosion par cavitation.

ABSTRACT

Cavitation is the leading cause of erosion of hydraulic turbines. HVOF protective coatings were investigated as a means of protecting steels from cavitation erosion. HVOF is a thermal spray technology enabling the spray of dense and hard coatings, such as composite WC-CoCr. The indirect vibratory apparatus based on the ASTM G32 standard was used to investigate cavitation erosion: the sample was maintained at $500 \mu\text{m}$ distance from the vibrating horn, which produced acoustic cavitation bubbles that imploded near the specimen causing impacts, pitting and erosion. Wear mechanisms and mechanical properties of coatings were measured to try to predict the cavitation resistance of coatings. To understand cavitation erosion, some theoretical calculations on bubble characteristics in the vibratory apparatus were performed. The pressure field in the vibratory apparatus was approximated using the Rayleigh equation as a plane wave. A quasi-stationary wave was established between the disk and sample with a 5 MPa amplitude and 20 kHz frequency. In this pressure field, bubbles with radius greater than $5.6 \mu\text{m}$ in quasi-static conditions and bubbles having lower radius than 2.6 mm in dynamic conditions implode. The cavitation erosion behavior of martensitic and ferritic stainless steels, milled or unmilled metallic coatings (444HVOF, Fe₃Al) and cermets (WC-CoCr, Fe₃Al...) was investigated. The effect of pre-deposition annealing on the cavitation erosion behavior of a cermet coating, (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅, was also observed. Pitting and cracks were visible on the steel surface using a scanning electron microscope (SEM) whereas, for the coating the ceramic grains were removed almost instantaneously. The composite coating's metal matrix was eroded preferentially followed by ceramic grain removal. The observed maximal erosion rates for composite HVOF coatings are lower than martensitic stainless steels, which demonstrated high cavitation erosion resistance. Fe₃Al metallic coatings were completely eroded after 100 min. A 2 hour long 1000°C pre-deposition annealing of (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ reduced maximal erosion rate by a factor of two whereas a 1400°C annealed sample exhibits higher erosion rate than unannealed. Hardness of the materials was determined using micro or nano-indentation. The cavitation erosion resistance of bulk steels improves with hardness, but not for coatings. Cavitation erosion behavior of coatings could not be predicted in terms of their mechanical properties. The best performing coating (1000°C pre-deposition annealed (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅) has relatively high porosity and low hardness. 444 steel was studied as a bulk material and as a HVOF projected material. Bulk 444 exhibited the highest erosion rate, yet 444HVOF had similar cavitation erosion resistance as composite coatings, suggesting the importance of the thermal spraying process on the cavitation resistance of materials. Studied HVOF coatings show lower erosion rates

than most steels. Spraying plastics or materials that exhibit phase transformation during cavitation erosion could further enhance resistance.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS	iii
RÉSUMÉ	iv
ABSTRACT	vi
TABLE DES MATIÈRES	viii
LISTE DES TABLEAUX	x
LISTE DES FIGURES	xi
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	xii
LISTE DES ANNEXES	xiii
CHAPITRE 1 INTRODUCTION	1
1.1 Objectifs de recherche	3
1.2 Contenu du mémoire	4
CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE	6
2.1 La cavitation	6
2.1.1 Cavitation hydrodynamique	7
2.1.2 Mécanismes d'érosion par cavitation	11
2.2 Appareillage d'érosion par cavitation	14
2.3 Paramètres mesurables pour quantifier l'érosion par cavitation	15
2.4 Résistance à l'érosion par cavitation	18
2.5 Matériaux résistants à l'érosion par cavitation	19
2.5.1 Revêtements HVOF	20
2.5.2 Lien entre les propriétés mécaniques des matériaux massifs et la résistance à l'érosion par cavitation	23
2.5.3 Lien entre les propriétés mécaniques des revêtements HVOF et la résistance à l'érosion par cavitation	25
2.6 Prédiction/Modélisation de l'érosion par cavitation	28
2.7 Mécanismes d'enlèvement de matière	29

CHAPITRE 3 Méthodologie expérimentale	34
3.1 Déposition de revêtements protecteurs par HVOF	34
3.2 Préparation des échantillons	36
3.2.1 Polissage pour érosion par cavitation	36
3.2.2 Polissage du WC-CoCr	37
3.2.3 Polissage pour métallographie	37
3.3 Érosion par cavitation à l'aide d'un appareil vibratoire indirect (ASTM-G32)	38
3.4 Mesure des propriétés mécaniques	39
3.5 Étude des mécanismes d'enlèvement de matière	41
3.5.1 Mesure de tailles des grains des revêtements composites à l'aide d'images MEB	42
CHAPITRE 4 Article 1 : Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal-ceramic HVOF coatings	43
CHAPITRE 5 Résultats complémentaires et Discussion	65
5.1 Métallographie	66
5.2 Images MEB des sections latérales des revêtements	67
5.3 Érosion par cavitation	69
CHAPITRE 6 DISCUSSION GÉNÉRALE	73
6.1 Conclusion et recommandations	75
RÉFÉRENCES	79
ANNEXES	85

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1	Variables dépendantes pour représenter l'érosion par cavitation	16
Tableau 5.1	Propriétés mécaniques et érosion par cavitation du 444 massif et du 444HVOF	72

LISTE DES FIGURES

Figure 2.1	Types de cavitation	9
Figure 2.2	Cavitation dans une turbine Francis	10
Figure 2.3	Effondrement d'une microbulle aux abords d'une paroi solide.	12
Figure 2.4	Intensité de l'onde de pression d'une microbulle	13
Figure 2.5	Schématisation de l'appareil vibratoire pour l'étude de l'érosion par cavitation (ASTM G32)	14
Figure 2.6	Appareils pour étudier l'érosion de cavitation par effondrement de vortex cavitants	15
Figure 2.7	Schématisation de l'érosion par cavitation	17
Figure 3.1	Schématisation d'un canon de projection HVOF	35
Figure 3.2	Schématisation de la tête de vibration de l'appareil de cavitation(ASTM G32)	38
Figure 3.3	Courbes de chargement-déchargement en indentation	40
Figure 5.1	Métallographie des aciers	66
Figure 5.2	Image MEB à 500X d'une section latérale du Fe_3Al broyé avant l'érosion	67
Figure 5.3	Image MEB à 1000X d'une section latérale du WC-CoCr avant l'érosion	67
Figure 5.4	Image MEB à 1000X d'une section latérale du Cr_3C_2-NiCr avant l'érosion	68
Figure 5.5	Images MEB à 1000X de sections latérales de $(Fe_3Al)_{30}Ti_{35}BN_{35}$ en fonction de la température de recuit	69
Figure 5.6	Images MEB à 2500X d'une section latérale de $(Fe_3Al)_{30}Ti_{35}BN_{35}$ recuite à $1400^\circ C$	70
Figure 5.7	Profilométrie optique de 2 revêtements de Cr_3C_2-NiCr en fonction du temps d'érosion	70
Figure 5.8	Perte de masse en fonction du temps du 444 massif et du 444HVOF	71
Figure A.1	Fluide sous tension lors du passage d'une onde acoustique	86
Figure A.2	Pression créée par un piston circulaire qui vibre dans un fluide	87
Figure A.3	Modèle géométrique simple du champ de pression créé par un piston circulaire	89
Figure A.4	Champ de pression dans le montage vibratoire de cavitation	91

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
DGD	<i>Diamond grinding discs</i>
ER	Erosion Rate
EDX	Energy-dispersive X-ray spectroscopy
HVOF	High Velocity Oxy-Fuel
IREQ	Institut de Recherche d'Hydro-Québec
LaRFIS	Laboratoire des Revêtements Fonctionnels et Ingénierie des Surfaces
MaxDE	Maximum Depth of Erosion
MaxDER	Maximum Depth of Erosion Rate
MEB	Microscope Électronique à Balayage
MDE	Mean Depth of Erosion
MDER	Mean Depth of Erosion Rate
SE	Secondary electron
SEM	Scanning Electron Microscope
SMAW	Shielded Metal Arc Welding

LISTE DES ANNEXES

Annexe A	Calculs théoriques sur la population de bulles dans un appareil vibrant (ASTM G32)	85
----------	---	----

CHAPITRE 1 INTRODUCTION

L'exploitation de turbines hydrauliques dans le contexte environnemental et énergétique contemporain implique des problématiques sérieuses. La demande énergétique mondiale grimpe toujours plus rapidement, mais l'inquiétude actuelle sur l'émission des gaz à effet de serre [1] encourage l'exploitation de sources d'énergie qui en émettent le moins possible. Le fait que les centrales hydrauliques produisent de l'énergie en générant peu de gaz à effet de serre pousse d'ailleurs les pays comme le Canada, l'Inde etc. [2] à demander une proportion d'énergie plus grande de ces centrales hydroélectriques. Par exemple, selon Ressources Naturelles Canada, [3] plus de 62% des 620TWh d'électricité produits en 2015 au Canada ont été générés par ces centrales hydroélectriques. Au Québec, l'hydroélectricité représente 99% de l'énergie produite par Hydro-Québec [4].

Une augmentation de production d'énergie de centrales hydrauliques se traduit par l'augmentation de la vitesse d'opération des systèmes hydrauliques, qui encourage l'apparition de la cavitation. Ce phénomène néfaste pour les turbines hydrauliques est défini comme la formation de cavités, contenant un mélange de vapeur et de gaz, dans un fluide sous une basse pression [5, 6]. Différents types de cavitation peuvent être classifiés en fonction de la cause de la dépressurisation : cavitation hydrodynamique dans des fluides en écoulements, cavitation acoustique dans un champ de pression oscillant [7] etc. Dans le cas hydrodynamique, en général, si la pression baisse en dessous de la pression de vapeur du liquide, il y aura apparition de cavitation. Le cas acoustique est différent : si l'amplitude de pression est plus grande que la tension de rupture du fluide, des bulles de cavitation vont germer. Ces bulles vont suivre le flux d'eau, s'effondrer ou augmenter en taille suivant les variations de pressions. Dans des conditions de trop haute pression, la vapeur contenue dans une bulle se condense et celle-ci s'effondre subitement. L'implosion des bulles peut causer une pression locale aussi élevée que 7000 atm [1], la température locale peut augmenter jusqu'à atteindre 25 000 K, tel que mesuré à l'aide de la lumière émise par sonoluminescence [5]. Aux abords d'une surface solide, l'effondrement d'une bulle mène à la formation d'un microjet de liquide dirigé vers la surface solide [8].

Les impacts répétés provoquent des piqûres et l'érosion éventuelle des matériaux. Dans les machines hydrauliques par exemple, cela peut mener à des perturbations de l'écoulement de l'eau et par conséquent une baisse de l'efficacité des systèmes hydrauliques [1, 9]. Les

turbines peuvent aussi perdre jusqu'à 200kg après quelques années [2], ce qui diminue leur performance et augmente fortement les risques de bris. Nous pouvons noter que certaines des turbines du parc d'Hydro-Québec peuvent posséder une masse de 400 tonnes. L'érosion par cavitation augmente les coûts d'exploitation des turbines : les réparations et entretiens sont plus fréquents, il y a pertes de revenus liés aux arrêts prolongés et la vie utile des équipements est réduite [9].

Des solutions sont donc présentement recherchées pour diminuer l'impact de l'érosion par cavitation. Une piste de solution consiste en un choix judicieux des matériaux. Par exemple, les aciers inoxydables martensitiques sont en ce moment couramment utilisés pour fabriquer des turbines hydrauliques, car ils sont plus résistants à l'érosion par cavitation que les aciers austénitiques précédemment utilisés [2]. Toutefois, l'utilisation d'aciers inoxydables martensitiques ne permet pas de régler totalement le problème de l'érosion par cavitation. Des revêtements protecteurs bien choisis pourraient contribuer à allonger significativement la durée de vie des turbines.

La projection par flamme permet de déposer des revêtements épais (quelques centaines de microns) résistants à l'érosion. Parmi les méthodes de projection par flamme, les revêtements *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF) se révèlent comme de bons candidats, car ils peuvent posséder une faible porosité, une haute dureté et une bonne adhésion [10, 11, 12, 13]. La haute vitesse de projection (jusqu'à 2200 m/s) ainsi que la relativement faible température (1900-3000K) réduit l'oxydation des matériaux projetés. Pour cette raison, la projection de particules de WC dures sans qu'elles se transforment en particules de W₂C fragiles [14] est possible par HVOF. Ces particules de céramique sont incluses dans une matrice métallique pour former un cermet (composé métal-céramique), qui possède une haute résistance à l'usure. Les défauts, tels que les joints de grains et porosités servent de point de nucléation de fissures [14, 15, 16], mais la matrice métallique possède en général une haute ténacité et la propagation des fissures est limitée par les durs grains de céramique.

Les revêtements de carbure de tungstène sont souvent étudiés comme solution potentielle à l'érosion par cavitation [12, 14, 17]. Toutefois, certains chercheurs arrivent à la conclusion que ces revêtements HVOF ne sont pas plus performants que les aciers massifs. Dans le cadre de cette maîtrise, différents revêtements HVOF, incluant du carbure de tungstène, seront étudiés dans le but de trouver des revêtements plus performants. Les matériaux projetés comprennent des revêtements composites basés sur le carbure de tungstène et de l'aluminure de fer (Fe₃Al),

ainsi que des revêtements métalliques. Les études sur la résistance à l'érosion par cavitation de revêtements composites basés sur l'aluminure de fer de Fe_3Al sont rares, mais leurs propriétés en usure ont été étudiées dans [18, 19, 20]. L'effet de recuits pré-projection thermique sur la résistance à l'érosion par cavitation de ces revêtements a aussi été étudié, ainsi que l'effet d'un changement des propriétés mécaniques sur leur résistance à l'érosion par cavitation. Nous verrons quelles corrélations peuvent être tirées de tests d'érosion par cavitation et de la caractérisation mécanique par micro et nano-indentation. Un matériau, l'acier 444, a aussi été érodé sous forme massive et projeté par HVOF, pour constater l'effet de la projection sur sa résistance à l'érosion par cavitation.

Des tests d'érosion par cavitation dans des conditions réelles d'exploitation des turbines hydrauliques seraient beaucoup trop longs et coûteux. Les tests d'érosion sont donc effectués dans des appareils dans le but d'accélérer les procédures, malgré les différences d'agressivité qui peuvent exister entre l'érosion par cavitation en laboratoire et dans les conditions réelles. Des appareils d'érosion par cavitation acoustique, hydrodynamique, ou utilisant des vortex cavitants existent, mais l'appareil vibratoire de cavitation indirect, tel que décrit dans la norme ASTM G32, est utilisé ici. Cette norme est suivie dans le but de mieux comparer les résultats d'érosion par cavitation avec la littérature scientifique, sachant qu'une modification des paramètres a une influence sur l'agressivité de l'érosion par cavitation.

1.1 Objectifs de recherche

L'objectif global de ce projet est l'atténuation des dommages causés par l'érosion par cavitation sur les turbines hydrauliques à l'aide des revêtements HVOF. Deux axes de recherche peuvent être alors définis. Pour commencer, le premier aspect de cette recherche est la comparaison de la résistance à l'érosion des revêtements HVOF par rapport à des aciers massifs communément utilisés pour fabriquer des turbines hydrauliques. Des revêtements présentant des taux d'érosion plus faibles que les aciers sont recherchés. Alternativement, l'utilisation de revêtements HVOF comme couche de protection sacrificielle peut aussi être considérée.

L'autre axe de recherche est l'étude des mécanismes d'enlèvement de matière des revêtements et du lien entre les propriétés mécaniques et leur résistance à l'érosion par cavitation. Ces mesures sont effectuées dans le but de prédire le comportement en érosion par cavitation des matériaux à l'aide de leurs propriétés mécaniques. Certains calculs théoriques sur le champ de pression dans l'appareil vibratoire utilisé et certaines caractéristiques des bulles dans ce dernier ont été effectués, dans le but de mieux comprendre la cavitation.

1.2 Contenu du mémoire

La revue de la littérature scientifique sur l'érosion par cavitation est présentée au Chapitre 2. Les premières sections sont dédiées à la cavitation, l'érosion par cavitation et les appareillages. Par la suite, à la section 2.5 sont revus les matériaux résistants à l'érosion par cavitation, incluant les revêtements HVOF étudiés. Différentes propriétés mécaniques des matériaux sont considérées, et leur influence sur l'érosion par cavitation est observée (sections 2.5.2 et 2.5.3). Les mécanismes d'enlèvement de matière en fonction de la microstructure des matériaux sont bien souvent analysés à l'aide d'images MEB de l'érosion en fonction du temps à la section 2.7. Cette dernière section permet de discerner la place qu'occupe la présente maîtrise par rapport à la littérature scientifique.

Ensuite, la méthodologie expérimentale est présentée dans le Chapitre 3. En premier lieu, une brève discussion sur le principe de déposition HVOF est exposée à la section 3.1. Le polissage, une facette importante du travail, est expliqué à la section 3.2. Par la suite, l'appareil vibratoire d'érosion par cavitation décrit dans la norme ASTM G32 [21] est présenté à la section 3.3. Il est nécessaire de détailler les paramètres d'utilisation, car la méthodologie diverge quelque peu de la norme ASTM G32.

Dans le Chapitre 4, une partie des résultats expérimentaux sont présentés dans l'article 1. Les détails spécifiques concernant la déposition des revêtements HVOF y sont aussi listés, ainsi qu'un résumé de la méthodologie de broyage et du recuit des poudres métalliques. Les résultats d'érosion par cavitation comportent différents aciers ferritiques et martensitiques communément utilisés comme matériaux de base des turbines hydrauliques. Ensuite, l'érosion par cavitation de revêtements HVOF composites ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, WC-CoCr...) et des revêtements métallique (Fe_3Al broyé ou non) déposés sur de l'acier 444 a été mesuré.

Comme l'article 1 ne contient pas tous nos résultats expérimentaux : les résultats complémentaires et la discussion finale sont reportés au Chapitre 5. Des images MEB des sections latérales des revêtements HVOF et des métallographies des aciers massifs qui montrent la microstructure sont exposés aux section 5.1 et 5.2. Des mesures profilométriques qui prouvent qu'un revêtement de $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ a été percé durant l'érosion sont détaillés à la section 5.3. Le comportement en érosion par cavitation du 444 projeté par HVOF est aussi comparé au même matériau sous forme massive, démontrant l'effet que la projection thermique a sur la résistance à l'érosion par cavitation. Finalement, la discussion finale est présentée à la section

6, et nous saurons alors si les objectifs définis précédemment ont été satisfait.

L'annexe A se concentre sur la dynamique des bulles et des calculs théorique sur la population des bulles dans un appareil vibratoire. L'influence des germes de cavitation y est détaillée. La taille des bulles dans un champ de pression oscillant est ensuite calculé, et la pression d'impact théorique évaluée.

CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE

La présente section se concentre principalement sur la résistance à l'érosion par cavitation des matériaux, avec un accent plus grand porté sur les revêtements HVOF. Mais avant d'entrer dans le vif du sujet une courte introduction à la cavitation est présentée à la section 2.1.

Du côté méthodologique, il est important de mentionner que les paramètres d'érosion peuvent varier. Il existe différents appareils d'érosion par cavitation : l'appareil vibratoire ASTM G32, le jet cavitant ASTM G134 et d'autres appareils par vortex cavitants [22]. Parfois, les expérimentateurs utilisent des appareils similaires aux normes ASTM, avec quelques paramètres différents. Les valeurs des taux d'érosion ne sont donc pas toujours comparables. La norme ASTM G32 est décrite sommairement à la section 2.2.

Par la suite, les paramètres mesurables lors de l'érosion par cavitation sont définis à la section 2.3, pour illustrer comment les différentes mesures de masse, de volume ou de profondeur d'érosion se comparent. Ensuite le sujet de la résistance à l'érosion par cavitation est abordé à la section 2.4, dans le but d'établir la définition des termes : « résistance à l'érosion par cavitation ».

Avec ces définitions, il sera possible d'explorer la littérature au sujet des matériaux résistants à l'érosion par cavitation à la section 2.5. Par la suite le lien entre les propriétés mécaniques des matériaux et leur comportement en érosion par cavitation sera présenté à la section 2.5.3. Enfin, les modèles de prédiction de l'érosion par cavitation seront présentés à la section 2.6, et les mécanismes d'érosion par cavitation à la section 2.7.

2.1 La cavitation

La cavitation est la formation de cavités constituées d'un mélange de gaz (incondensable) et de vapeur dans un liquide sous une faible pression. Des bulles de cavitation peuvent être créées autant par la germinations de nouvelles cavités que l'augmentation en taille de cavités pré-existantes. Ces cavités pré-existantes sont connues sous le nom de germes de cavitation [7] et leur effet sur la cavitation est présenté dans l'annexe A. La cavitation est catégorisée selon la cause de dépressurisation : une tension, ou un dépôt d'énergie localisé. Il existe quatre manières de créer de la cavitation :

1. **La cavitation hydrodynamique**, provoquée par la baisse de pression dans un liquide en écoulement ;
2. **La cavitation acoustique**, provoquée par la variation de pression d'ondes acoustiques dans un flux au repos ;
3. **La cavitation optique**, provoquée par des photons ;
4. **La cavitation par particules**, provoquée par des particules élémentaires, tel un muon.

Puisque le projet s'inscrit dans l'étude de la résistance à l'érosion par cavitation de revêtements pour la protection de turbines hydrauliques, la cavitation hydrodynamique est d'intérêt : les différents régimes hydrodynamiques de cavitation sont présentés à la section suivante. La cavitation acoustique est aussi d'intérêt : les tests d'érosion présentés dans ce mémoire sont effectués à l'aide d'un appareil vibratoire (ASTM G32) qui applique sur un fluide un champ de pression oscillant. Le champ de pression dans l'appareil acoustique est dérivé et quelques calculs sur la dynamique des bulles dans un tel champ de pression sont aussi effectués dans l'annexe A.

2.1.1 Cavitation hydrodynamique

Dans la présente maîtrise, le terme pression est utilisé pour désigner la « pression statique ». La pression statique est la force par unité de surface exercée par un fluide à un point donné. Ce terme est utilisé pour différencier cette pression de la « pression totale » (parfois appelée « pression de stagnation ») et de la « pression dynamique ». La pression dynamique est la force par unité de surface exercée par un fluide en mouvement. La relation entre ces trois pressions, dérivée à l'aide de l'équation de Bernoulli pour des écoulements incompressibles et irrotationnels, est définie comme suit [23] :

$$p_0 = p + \frac{\rho v^2}{2} \quad (2.1)$$

Avec : p_0 la pression totale ou pression de stagnation en $[N/m^2]$, p la pression statique en $[N/m^2]$, $\frac{\rho v^2}{2}$ la pression dynamique en $[N/m^2]$, pour ρ la densité du fluide en $[kg/m^3]$ et v la vitesse du fluide en $[m/s]$.

Pour un flux guidé dans un tube, la pression de stagnation est constante, et la pression statique diminue lorsque la pression dynamique augmente : plus un fluide dans une tube s'écoule rapidement, plus sa pression statique baisse. Dans ces conditions, le paramètre qui indique la susceptibilité d'un liquide à donner lieu à de la cavitation est le nombre de cavitation (ou

nombre de Thoma) noté σ_v , qui est défini à l'équation 2.3. Si le nombre de cavitation σ_v est plus petit que le nombre de cavitation à création σ_{vi} , il y aura cavitation, tel que définit à l'équation 2.2 :

$$\sigma_v < \sigma_{vi} \quad (2.2)$$

Le nombre de cavitation à création σ_{vi} , est considéré comme un seuil entre le régime cavitant et non-cavitant, et il dépend de la viscosité du fluide, de la tension de surface, de la turbulence etc. En général, plus la valeur de σ_{vi} d'un système est faible, moins il y aura de cavitation pour une même baisse de pression. Le nombre de cavitation pour un flux dans un tube guidant est défini comme suit [6, 21] :

$$\sigma_v = \frac{p_r - p_v(T)}{\frac{1}{2}\rho v^2} \quad (2.3)$$

Où : $\frac{1}{2}\rho v^2$ est la pression dynamique en $[N/m^2]$,

p_r est la pression mesurée en $[N/m^2]$ à un point r près de la création de la cavitation (p_r s'approche donc de la pression minimale dans le système),

$p_v(T)$ est la pression de vapeur du liquide en $[N/m^2]$ à la température T en $[K]$.

Dans le cas d'une baisse de pression hydrodynamique, comme pour un flux dans un tube, le dénominateur représente le terme dynamique, qui est associé à la baisse de pression et donc encourage la cavitation. Le numérateur représente quant à lui la pression statique, qui s'oppose à la cavitation. Le nombre de cavitation peut donc être envisagé comme le rapport des termes qui encouragent et inhibent la cavitation : plus ce nombre est faible, plus la cavitation est encouragée [24], tel que définit avec le critère présenté à l'équation 2.2. Le nombre de cavitation à création σ_{vi} est très difficilement calculable avec précision et est bien souvent approximé. En général, l'approximation du nombre de cavitation à création σ_{vi} utilisée est la suivante :

$$\sigma_{vi} = -Cp_{min} \quad (2.4)$$

Où : Cp_{min} est le coefficient de pression minimal, qui est en général négatif. Le coefficient de pression Cp à un point M pour un flux dans un tube guidant est défini comme suit :

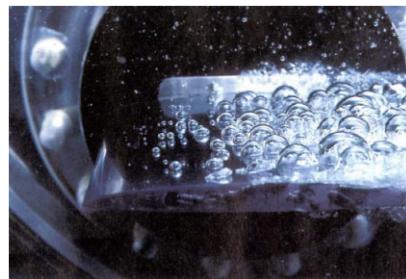
$$Cp = \frac{p_M - p_r}{\frac{1}{2}\rho v^2} \quad (2.5)$$

Où : p_M est la pression au point M où la mesure du coefficient de pression minimal est effectuée, tel qu'un point d'entrée de l'eau, p_r la pression à un point r près de la création de la cavitation, tel que le point de constriction dans une buse Venturi, ρ la densité du fluide en

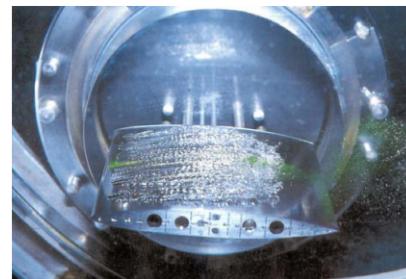
$[\text{kg}/\text{m}^3]$ et v la vitesse du fluide en $[\text{m}/\text{s}]$.

Pour retrouver $C_{p_{\min}}$, il faut supposer que la cavitation se produit à l'endroit de pression minimale et que le seuil de pression avant cavitation est la pression de vapeur. Si ces conditions ne sont pas respectées, cette approximation va se révéler fausse. Il peut parfois exister une différence entre la pression de vapeur et la pression à laquelle il y a création de cavitation, nommée le délai statique.

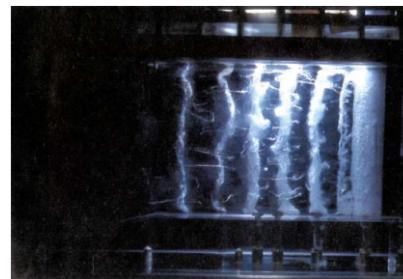
Pour des flux dans des conduits, des changements dans la géométrie (diamètre, courbure) du tube guidant (buse) ou des courbures imposées sur des lignes de flux (turbines, hélices) peuvent donner lieu à des augmentations locales de la vitesse du fluide et incidemment une baisse de la pression statique. De la même manière, la rugosité locale peut aussi donner lieu à une vitesse d'écoulement plus grande, et donc à une cavité attachée (telle que représentée à la figure 2.1 (b)), par exemple sur un mur de béton d'un barrage. Le fait que la rugosité encourage la cavitation, plus particulièrement les aspérités, s'explique par la compression et accélération locale du flux.



(a) Bulles sur un profil d'aile



(b) Cavité en feuillet sur un profil d'aile



(c) Vortex cavitants dans un sillage

Figure 2.1 Types de cavitation hydrodynamique [25]

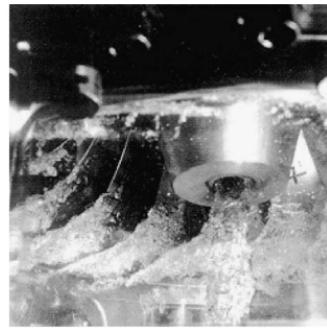
De plus, il est possible de différencier trois régimes de cavitation hydrodynamique, soit [6] : les bulles transitoires isolées, les cavités attachées dans une zone de basse pression et les vortex cavitants. Ces trois types de cavitation hydrodynamique sont représentés à la figure 2.1.

Les bulles transitoires isolées sont créées dans une zone de basse pression à partir des germes sphériques de gaz contenus dans le liquide. Ces bulles suivent le flux et s'effondrent lorsqu'elles rencontrent une zone de plus haute pression.

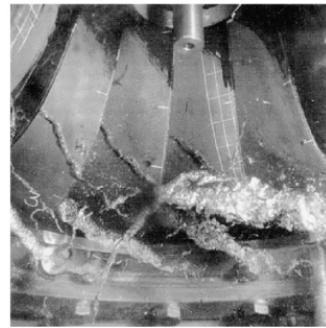
Il existe plusieurs régimes de cavités attachées : cavité en feuillet (mince cavité stable), cavité en nuage (instabilité, comportement oscillatoire, effondrements collectifs). Dans le cas des turbines, les cavités attachées peuvent être créées sur le bord d'attaque des pales.



(a) Cavitation sur la pointe des pales



(b) Bulles transitoires isolées



(c) Vortex cavitant inter-pales



(d) Vortex cavitant en tube

Figure 2.2 Cavitation dans une turbine Francis [1] ©Elsevier Inc. 2010, reproduction avec autorisation.

Les vortex cavitants sont le résultat de basses pressions dans des zones de forte vorticité. Par exemple, dans une zone de cisaillement entre deux écoulements ayant des vitesses différentes, dans des tourbillons aux extrémités de pales de turbines, sur l'axe de rotation des turbines, etc. Des exemples de ces trois types de cavitation sont présentés à la figure 2.1.

Certains régimes de cavitation observés lors de l'opération d'une turbine Francis sont présentés à la figure 2.2 [26]. Tel qu'illustré, différentes régions d'une turbine seront affectées par différents types de cavitation : cavité en feuillet sur la pointe des pales, tourbillons interpales et tourbillon en tube sur l'axe de rotation. Les bulles transitoires isolées quant à elles suivent le flux et peuvent endommager la turbine si elles s'effondrent près de la surface.

Il faut mentionner que le critère présenté à l'équation 2.2 n'est pas applicable dans le cas de baisses de pression acoustiques. Dans le but de comprendre la cavitation acoustique, certains calculs théoriques ont été effectués sur une « population » théorique de bulles qui s'effondrent ainsi que leur pression d'impact dans l'Annexe A. La théorie sur la cavitation acoustique est aussi présentée en annexe. Il est mentionné dans la présente section que les bulles de cavitation peuvent s'effondrer dans une zone de plus forte pression : c'est-à-dire retourner à une taille d'équilibre (ou un rayon plus faible) dans le nouveau champ de pression. En fait, l'effondrement des bulles est si rapide et violent que la température des bulles peut augmenter jusqu'à 20000 K et qu'une onde de choc ayant une amplitude jusqu'à 1 GPa peut être créée. Ce dernier phénomène est un des mécanismes d'érosion par cavitation, détaillés à la section suivante.

2.1.2 Mécanismes d'érosion par cavitation

L'apparition de cavitation sous certains régimes d'exploitation des turbines est problématique parce que les bulles peuvent causer des dommages importants aux pales : les pertes de masse peuvent atteindre jusqu'à 200 kg pour quelques années d'opération [2]. En fait, l'effondrement des microbulles aux abords d'une surface solide crée un microjet dirigé vers la surface, qui peut venir l'endommager. Une onde de très forte pression (de 100 MPa à quelques GPa) résulte aussi de l'implosion des microbulles. Ce sont les deux mécanismes principaux d'érosion par cavitation.

Dans des champ de pression oscillants, les bulles peuvent aussi suivre un cycle d'implosion et rebond (c'est-à-dire une augmentation subite du rayon), ou présenter un comportement d'effondrements collectifs. Ceux-ci consistent essentiellement en un grand nombre d'effondre-

ments de bulles dans une région définie. Autrement, les vortex cavitants peuvent être source d'érosion, dans le cas d'un vortex en contact avec une surface solide [26], et des vortex ont été observés dans certains régimes de cavitation acoustique dans un appareil vibratoire [27].

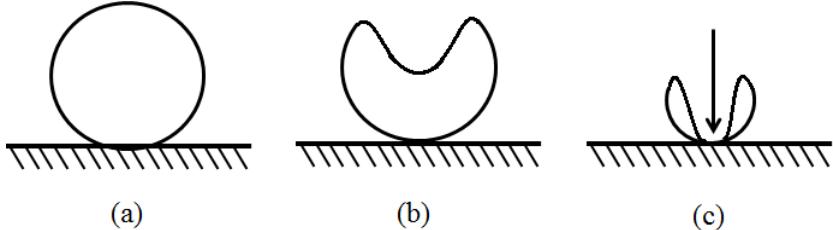


Figure 2.3 Schématisation des étapes dans l'effondrement d'une microbulle aux abords d'une paroi solide.

Les étapes de l'effondrement d'une bulle aux abords d'une surface solide sont schématisées à la figure 2.3. Contrairement au cas d'une bulle complètement entourée d'un liquide, l'effondrement n'implique pas simplement une diminution subite du rayon de la bulle : il y a une perte de symétrie, tel qu'illustré à la figure 2.3 [9], et un effondrement en une bulle de forme toroïdale. Le microjet cause un impact et possiblement des indentations ou piqûres (*pits*) sur la paroi. Ce microjet peut atteindre une vitesse de plus de 100 m/s, en direction de la surface, soit l'équivalent d'une surpression de 150 MPa appliquée à la surface.

Le deuxième type d'impact est l'onde de choc créée lors de l'implosion d'une bulle suite à une augmentation de la pression, ou une onde qui perturbe la bulle. Une bulle d'une taille donnée en début d'implosion verra sa taille se réduire considérablement et très rapidement. La pression et la température dans la bulle atteignent des valeurs très élevées à cause de la compression de la vapeur d'eau. En fait, la vitesse d'effondrement de la bulle (c'est-à-dire la vitesse de l'interface vapeur-eau) est si grande qu'une partie de la vapeur n'a pas le temps de se condenser. Cette fraction de vapeur est dite incondensable (ou incompressible) et s'oppose à l'effondrement de la bulle [6].

En fin d'implosion, la pression au voisinage de la bulle est très grande et diminue avec la distance pour se raccorder à la valeur de pression de l'eau, formant un front d'onde de compression [9]. Ce front d'onde se propage au sein du liquide en voyant son amplitude diminuer selon l'inverse de la distance. La pression dans la bulle diminue alors jusqu'à retrouver sa valeur de départ près de la pression de vapeur, après l'implosion. Le rapport entre l'intensité de l'onde de pression en fonction de la taille de la bulle avant et après implosion est illustrée

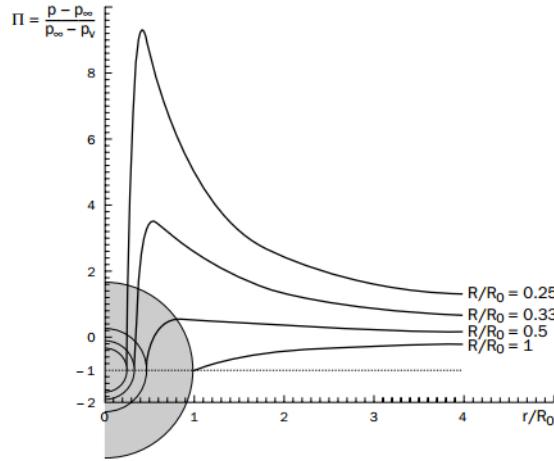


Figure 2.4 Intensité de l'onde de pression d'une microbulle qui s'effondre aux abords d'une surface solide [6] ©Springer 1997, reproduction avec autorisation. Tous droits réservés

à la Figure 2.4. Sur cette figure l'abscisse représente la distance du centre de la bulle, normalisée par rapport au rayon de la bulle avant implosion, noté R_0 . L'ordonnée représente la pression normalisée, avec p la pression mesurée, p_∞ la pression du fluide et p_v la pression de vapeur du fluide. Les différentes courbes représentent le champ de pression, l'instant suivant l'implosion de la bulle, en fonction du rapport entre le rayon initial R_0 et final R de la bulle. Il est possible de constater qu'en fonction du rapport R_0/R , l'amplitude de l'onde de choc peut atteindre des valeurs très élevées.

Les deux mécanismes d'érosion, le microjet et l'onde de choc sont caractérisés par la haute valeur de charge (plus de 100 MPa) qu'ils produisent ainsi que de la faible surface (quelques microns à quelques centaines de microns) et la faible durée d'impact (quelques microsecondes) [6, 8]. Il faut noter que ces impacts peuvent excéder les limites de résistance du matériau, soit la limite d'élasticité, la limite de fatigue ou la force de traction ultime. Des mesures expérimentales et des modélisations plus rigoureuses de pression dans le fluide indiquent que l'amplitude de pression maximale peut aller jusqu'à quelques GPa ce qui se traduit théoriquement par des contraintes de quelques centaines de MPa dans le solide selon [21].

Maintenant que les mécanismes d'érosion par cavitation ont été présentés, nous présentons une courte note sur les différents appareillages utilisés pour faire des tests d'érosion par cavitation. Un accent particulier est porté sur l'appareil vibratoire ASTM G32 utilisé dans cette maîtrise.

2.2 Appareillage d'érosion par cavitation

L'appareil utilisé pour faire les tests d'érosion est la version indirecte de l'appareil vibratoire tel que décrit dans la norme ASTM G32. Cette norme prévoit la plupart des conditions de tests ainsi que la préparation des échantillons. L'appareil vibratoire indirect peut être schématisé tel que présenté à la Figure 2.5.

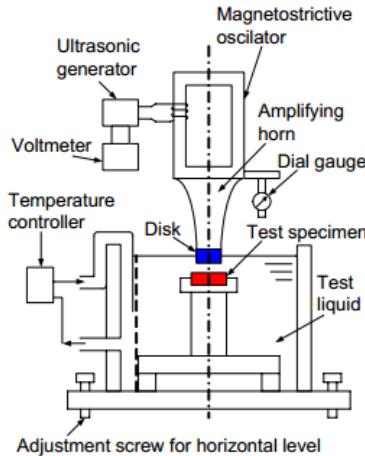


Figure 2.5 Schématisation de l'appareil vibratoire pour l'étude de l'érosion par cavitation (ASTM G32)[28] ©IOP Publishing, reproduction avec autorisation. Tous droits réservés.

Le montage complet est constitué d'un transducteur, d'une tête de vibration en titane, de l'échantillon et du bain thermostat qui contient le liquide et le maintient à une température constante. Les paramètres importants sont les suivants :

- La tête de vibration doit tremper à une profondeur située entre 8 et 16 mm.
- La température de l'eau : $25 \pm 2^\circ\text{C}$.
- La fréquence de vibration de la tête : $20,0 \pm 0,5 \text{ kHz}$.
- L'amplitude de vibration de la tête : $50 \mu\text{m} \pm 0,5 \%$.
- La distance entre la tête de vibration et l'échantillon pour l'appareil indirect : $500 \mu\text{m}$.

Il est mentionné de remplacer l'eau du thermostat à chaque nouvel échantillon. Le liquide utilisé est généralement de l'eau distillée, mais certaines études sur l'effet combiné de l'érosion par cavitation et de la corrosion dans l'eau de mer peuvent aussi être effectuées. Dans le cas de l'appareil direct, la tête de vibration en tant que tel est l'échantillon. La norme recommande que la rugosité maximale en surface des échantillons soit de $R_a = 0,8 \mu\text{m}$, et qu'aucune égratignure ne soit visible. Tel qu'il sera discuté dans la section 3.3, la méthodologie utilisée à l'IREQ est légèrement différente de la norme ASTM G32.

Autrement, la norme ASTM G134 décrit un appareillage d'érosion par cavitation mettant à profit un jet cavitant produit par une buse. Il existe aussi différents appareillages permettant d'étudier l'effondrement de vortex cavitants. Ces deux méthodes sont présentées dans une revue de littérature de l'érosion de cavitation [22]. Il existe deux méthodes pour créer des vortex cavitants : à l'aide d'une chambre de test rotative (CAVERMOD), et à l'aide d'un flux d'eau et d'une valve rotative (CAVERSIM). Ces deux appareils sont illustrés à la figure 2.6. Ils ne sont pas encore normés par ASTM : les paramètres d'utilisation des appareils ainsi que les résultats peuvent donc varier considérablement d'une expérience à l'autre.

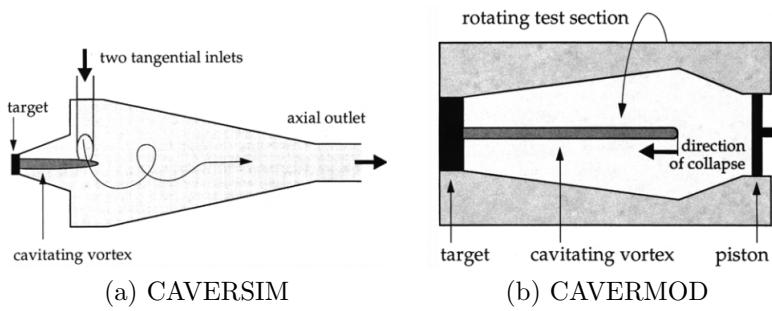


Figure 2.6 Appareils pour étudier l'érosion de cavitation par effondrement de vortex cavitants [22], ©Springer 1997, reproduction avec autorisation. Tous droits réservés.

Les échantillons sont érodés pour des périodes de temps prédéterminées. Après chaque étape d'érosion, l'échantillon doit être minutieusement nettoyé à l'aide d'un bain à ultrason et les mesures effectuées. La section suivante détaille les paramètres mesurés.

2.3 Paramètres mesurables pour quantifier l'érosion par cavitation

Pour caractériser l'érosion par cavitation en fonction du temps d'érosion, trois mesures différentes peuvent être effectuées : des mesures de masse érodée, des mesures de profondeur, ou des mesures de volume érodé. Ces trois types de mesures peuvent être représentés soit sous la forme d'érosion totale en fonction du temps ou taux d'érosion en fonction du temps, où le taux d'érosion est la dérivée instantanée de l'érosion en fonction du temps. Les différentes variables dépendantes pouvant être utilisées et leur notation sont listées dans le Tableau 2.1. La notation varie légèrement dans la littérature [2, 6, 21, 29].

Dans le cas de pesées, il est alors possible de représenter l'érosion par cavitation par un graphique de la masse totale érodée en fonction du temps, ou du taux d'érosion instantané

Tableau 2.1 Variables dépendantes pour représenter l'érosion par cavitation

Symbol	Unités	Définition
-	[mg] ou [mm ³]	Perte de masse totale ou perte de matière totale.
ER	[mg/min] ou [mm ³ /min]	<i>Erosion rate.</i> Taux de perte de masse totale ou taux de perte de matière total, parfois nommé taux d'érosion instantané.
MDE	[μm]	<i>Mean Depth of Erosion.</i> Profondeur d'érosion moyenne. Différence de hauteur entre les moyennes des surfaces non érodée et érodée.
MDER	[μm/min]	<i>Mean Depth of Erosion Rate.</i> Taux de pénétration moyen.
MaxDE	[μm]	<i>Maximum Depth of Erosion.</i> Profondeur d'érosion maximale. Différence de hauteur entre la plus profonde crevasse et la surface non-érodée.
MaxDER	[μm/min]	<i>Maximum Depth of Erosion Rate.</i> Taux de pénétration maximal.

ER en fonction du temps. Ces graphiques présentent les mêmes informations : le graphique du ER en fonction du temps est la dérivée instantanée de la masse totale perdue en fonction du temps. La même logique s'applique dans le cas des MDE/MDER et MaxDE/MaxDER, le MDER en fonction du temps représente la dérivée instantanée du MDE en fonction du temps.

Autrement, il est possible de faire une estimation du MDE/MDER à l'aide du taux d'érosion ER/de la masse totale érodée si la densité du matériau érodé est connue (ce qui exclut en général les revêtements HVOF). En effet, des mesures profilométriques permettent de trouver la profondeur de pénétration moyenne, et donc permettent de calculer le volume total érodé ainsi que la surface érodée, et finalement la masse totale perdue. De la même manière, il est possible d'estimer la profondeur de pénétration moyenne à l'aide du volume total érodé calculé à partir de la masse totale érodée, ou mesuré directement par exemple à l'aide de la profilométrie. Dans le cas des revêtements HVOF, il est moins aisés de faire une telle conversion du fait que la porosité varie en fonction des conditions de dépôt. Aussi, il n'est pas simple de déterminer la profondeur maximale de pénétration MaxDE avec des mesures de masse, ni d'estimer le taux MaxDER.

L'évolution de la masse totale perdue en fonction du temps est similaire à l'évolution du MDE et du MaxDE, et est représentée à la figure 2.7 (a). Les représentations complémentaires, soient le ER, MDER, et MaxDER, peuvent toutes être schématisées par la figure 2.7

(b).

L'érosion par cavitation évolue en fonction du temps. Au départ, une période d'incubation, où l'érosion est nulle ou quasi-nulle, est observée. Puis, une période d'accélération de l'érosion suit. Le taux d'érosion maximal est ensuite atteint, noté ER_{max} , $MDER_{max}$ ou $MaxDER_{max}$. Par la suite peuvent suivre une étape de décélération, et finalement l'atteinte d'un taux d'érosion final, noté ER_{fin} , $MDER_{fin}$ ou $MaxDER_{fin}$. Ces deux dernières étapes dans l'érosion par cavitation d'un matériau ne sont pas représentées à la figure 2.7. Le taux d'érosion final n'a pas été observé pour les matériaux étudiés dans le cadre de cette étude, qui ont été érodés durant 500 minutes (8h20m) au maximum.

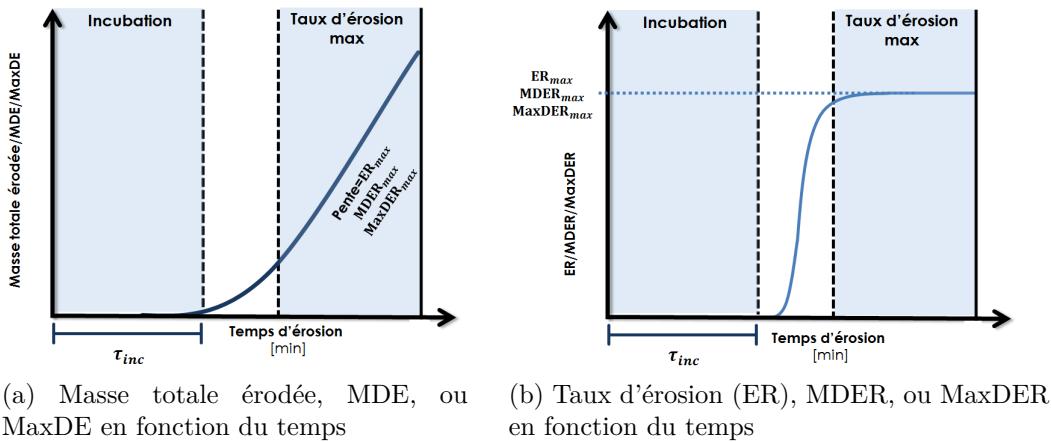


Figure 2.7 Schématisation de l'érosion par cavitation en fonction du temps d'érosion

Les paramètres qu'il est possible d'extraire de ces données sont : la période d'incubation (τ_{inc}), le taux d'érosion maximal ($ER_{max}/MDER_{max}/MaxDER_{max}$) et, si observé, le taux d'érosion final ($ER_{fin}/MDER_{fin}/MaxDER_{fin}$). Ces trois paramètres permettent de caractériser le comportement en érosion par cavitation des matériaux. Dans le cas de la masse totale perdue en fonction du temps, ER_{max} est la pente de la courbe suivant la période d'incubation, tandis que pour l'ER en fonction du temps, ER_{max} est l'ordonnée à l'origine du plateau qui suit la période d'incubation.

Maintenant que ces paramètres sont définis, il est nécessaire de discuter de leur signification, mais surtout, comment la résistance à l'érosion par cavitation peut être définie par rapport aux mesures d'érosion par cavitation en fonction du temps.

2.4 Résistance à l'érosion par cavitation

Il existe différentes manières de quantifier l'érosion par cavitation. Idéalement, il serait possible de représenter la résistance à l'érosion par cavitation par une seule quantité, mesurable facilement. Toutefois, une telle définition n'est pas utilisée sans équivoque dans la littérature scientifique. Certains chercheurs définissent en fait la résistance à l'érosion par cavitation comme l'inverse du taux d'érosion maximal [30, 31], cependant la période d'incubation n'entre pas dans cette définition.

En fait, la plupart des articles cités ici mentionnent qu'un matériau présentant une plus longue période d'incubation ou un plus faible taux de perte de masse maximal, $MDER_{max}$ ou $MaxDER_{max}$ est plus résistant à l'érosion par cavitation. Certains modèles d'érosion par cavitation existent, comme par exemple dans le livre *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction* [21] ou dans le livre *Fundamentals of Cavitation Erosion* [6]. Mais ces modèles, détaillés à la section 2.6, donnent seulement une idée limitée du phénomène d'érosion par cavitation. Dans la plupart des modèles, il est supposé que le matériau est endommagé seulement lorsqu'un seuil de contrainte appliquée par impact, tel que la limite d'élasticité, est franchi. De cette manière, les effets de fatigue sont ignorés.

Dans le contexte de ce mémoire, un matériau sera considéré plus résistant à l'érosion par cavitation si son taux de perte de masse maximal est plus faible et/ou son temps d'incubation plus élevé, qu'un autre matériau. Toutefois, l'importance relative de ces deux paramètres n'est pas claire. Dans certains cas, la période d'incubation allonge alors que le taux d'érosion diminue selon une relation dérivée dans [21]. Toutefois, puisque certains groupes de recherche ne mesurent que le taux d'érosion ou la période d'incubation, il est difficile de commenter sur la validité de la relation entre ces paramètres vis-à-vis du reste de la littérature. D'autres groupes se concentrent, par exemple, sur la prédiction de la période d'incubation ou du $MDER_{max}$ en fonction de l'énergie accumulée par les impacts répétés [28].

Avec ces définitions, il est possible de mieux approcher la littérature scientifique, et comprendre les résultats et les conclusions qu'il est possible d'en tirer. La littérature sur la résistance à l'érosion par cavitation des matériaux est présentée à la section suivante.

2.5 Matériaux résistants à l'érosion par cavitation

Dans la littérature, il est présenté deux approches différentes pour contrer l'érosion de cavitation : la prévention de l'effondrement des bulles [32, 33, 34] et l'utilisation de matériaux résistants à l'érosion par cavitation [2, 21].

Dans la première approche, il est possible de prévenir l'érosion par cavitation en injectant une certaine fraction volumique de bulles de gaz possédant un rayon à l'équilibre plus grand que les bulles de cavitation. Cette injection prévient l'effondrement et le rebond des bulles, et élimine l'érosion par cavitation, tel que prouvé par Ida et al. [32]. Dans leur étude, ils ont injecté des bulles d'hélium dans du mercure et ont ainsi réduit l'ampleur des ondes de pression négative que subissent les plus petites bulles de cavitation. La prévention de l'érosion de cavitation est en théorie possible quelle que soit la nature du fluide, avec l'optimisation de la taille des bulles et de la fraction volumique à injecter. Sachant la nature du fluide, des mesures sur les bulles de cavitation sont nécessaires pour évaluer la taille des bulles à injecter dans le flux de liquide. Toutefois, cette méthode de prévention de l'érosion par cavitation est très complexe à implémenter dans une infrasctructure pré-existante tel que le parc hydraulique d'Hydro-Québec. La solution envisagée à l'érosion par cavitation est donc l'utilisation de matériaux pour protéger les turbines, plutôt que l'injection de bulles pour prévenir l'érosion.

Un choix judicieux des matériaux permet de réduire le taux d'érosion des turbines hydrauliques. Par exemple, les aciers inoxydables martensitiques sont les aciers les plus populaires pour fabriquer des turbines d'après Singh et al. [2]. La résistance à l'érosion de cavitation des aciers martensitiques (par exemple des acier chrome-nickel tel que 13Cr-1Ni, 13Cr-4Ni, 16Cr-5Ni...) est plus élevée que celle de la plupart des aciers austénitiques. Les aciers ferritiques sont, en général, moins résistants à ce type d'érosion [35]. Hydro-Québec utilise présentement des turbines de deux aciers différents : l'A27, connu comme un acier doux et un acier martensitique, le 13Cr-4Ni.

Par contre, certains alliages démontrent des propriétés particulières très intéressantes pour résister à l'érosion par cavitation : une transformation de phase pendant l'érosion par cavitation [2]. L'alliage NiTiNOL (55Ni-45Ti), les stellites, ainsi que l'acier austénitique CaviTec se transforment tous sous contraintes. Pour cette raison, leurs résistances à l'érosion par cavitation sont définitivement supérieures aux aciers conventionnels. Toutefois, puisque ces

matériaux sont plus coûteux que les aciers classiques, ils sont généralement utilisés comme revêtements protecteurs pour réduire les coûts [36]. Les méthodologies de déposition sont généralement choisies pour déposer des revêtements relativement épais, expliquant en partie l'attrait des revêtements HVOF.

Certains matériaux qui peuvent être projetés par HVOF et leur résistance à la cavitation sous forme de revêtements sont résumés à la section 2.5.1. Par la suite, lien entre les propriétés mécaniques des matériaux et l'érosion par cavitation est exploré à la section 2.5.2 et à la section 2.5.3 .

2.5.1 Revêtements HVOF

Les revêtements composites basés sur le carbure de tungstène sont largement étudiés, par exemple dans [2, 10, 12, 14, 37]. D'autres types de revêtements HVOF étudiés comprennent des cermets basés sur des céramiques de CrC et WC et les métaux Ni, Co, Cr, Fe et NiCr, des alliages tel le FeCrSiBMn, etc. Un des matériaux étudié dans le présent travail mais absent de la littérature sur l'érosion par cavitation est le Fe₃Al. Le comportement en usure de ce matériau a toutefois été étudié, par exemple dans [18, 19, 20]. Voici un résumé des résultats d'une portion de la littérature.

Pour commencer, Thakur et al. [17] ont étudié l'érosion de revêtements composites de WC-CoCr. Ils ont utilisé différentes tailles de grains de céramiques : *near nano* (200 à 500 nm) et conventionnel (2 à 4 μm). Les auteurs ont trouvé un taux de perte de masse maximal plus faible pour le *near nano* que pour la poudre conventionnelle. Selon les chercheurs, une plus haute dureté et résistance à la fatigue expliquent cette meilleure performance. Thakur et al. ont utilisé le système ASTM G32 direct décrit dans la section 2.2, mais légèrement différent de l'appareil utilisé dans ce travail.

L'étude de Ding et al. [12] vient appuyer les conclusions de Thakur et al. Ils. ont étudié différentes types de revêtements WC-12Co déposés par HVOF :

- conventionnel (particules de céramique de 10 à 45 μm),
- sous-micron (200 nm),
- multi-mode, une agglomération de 50% sous-micron (200 nm ou moins) et 50% nano (50-90 nm).

Le revêtement le plus résistant est le multi-mode, le moins résistant est le conventionnel.

Selon Ding et al., une nanostructure plus dense, une plus grande dureté et une plus grande force de cohésion impliquent une meilleure résistance à l'érosion par cavitation.

Il est important de noter que les deux derniers groupes ont seulement étudiés des revêtements HVOF. L'utilisation d'acières massifs comme étalon permet de comparer les performances des revêtements érodés à l'aide de méthodologies différentes. Pour cette raison, les résultats des articles suivant comprennent aussi des aciers.

Par exemple, Mann et al. [11] ont déterminé que le WC-CoCr déposé par HVOF n'est pas plus résistant que l'acier martensitique 13-4 seul. Mann et al. ont par contre utilisé un montage d'érosion par impact de gouttes d'eau suivant la norme ASTM G73 [38]. Selon ce standard, l'érosion par cavitation et l'érosion par impacts de liquide sont des processus similaires. Selon Mann et al. les matériaux démontrent des résistances similaires aux deux types d'érosion. Parmi tous les aciers étudiés, le 13-4 semblait offrir les meilleures performances pour l'érosion par impact de gouttelettes.

Lima et al. [39] ont suivi la norme ASTM G32 et ont étudié différents revêtements HVOF basés sur du WC-Co et du NiCr, utilisant de l'acier AISI 1020 comme échelon de comparaison massif. Les temps d'érosion mesurés sont relativement courts : 120 minutes au maximum, et aucune période d'incubation n'a été observée. Ils ont trouvé que l'acier AISI 1020 s'érode beaucoup moins rapidement qu'un revêtement de WC-Co. Lima et al. ont aussi étudié des revêtements composites : du WC-Co-NiCr, du WC-Co-NiCr traité avec un post-recuit nommé le *post-melt* après déposition et un revêtement de WC-Co déposé sur une couche de liaison de NiCrAl. Selon les auteurs, le revêtement le plus performant était le WC-Co-NiCr traité avec un *post-melt*. Au final, aucun des revêtements étudiés n'est plus performant que l'acier massif AISI 1020 en érosion par cavitation.

Wu et al. [14] ont déterminé que des revêtements de WC-CoCr sont plus résistants qu'un acier inoxydable martensitique, le 1Cr-18Ni-9Ti. Ils ont utilisé des dépôts de HVOF dont la taille des grains variait de 20 à 50 μm . Les revêtements ont été déposés sur des substrats d'acier inoxydable martensitique 1Cr-18Ni-9Ti et les tests d'érosion ont été effectués à l'aide d'un appareil vibratoire qui ne suit pas la norme ASTM G32 : la fréquence d'oscillation de l'appareil était de 19kHz et l'amplitude de 60 μm avec l'eau maintenue entre 25 et 30°C. Ils ont trouvé que le revêtement présentait un plus faible taux de perte de masse maximal que l'acier, mais une période d'incubation similaire. Selon Wu et al. cette plus grande résistance

à l'érosion par cavitation peut être expliquée par la plus haute dureté du revêtement par rapport à l'acier et sa plus fine microstructure.

Dans une autre étude, Wu et al. [10] ont étudié un revêtement de FeCrSiBMn déposé par HVOF et ont trouvé que ce dernier était plus résistant qu'un acier inoxydable martensitique (ZG06Cr13Ni5Mo). Le montage vibratoire utilisé est le même que pour l'article précédent et ne suit pas la norme ASTM G32. Pour 27 heures d'érosion, aucune période d'incubation n'a été observée. Ils ont toutefois démontré que le revêtement s'est érodé plus lentement que l'acier inoxydable massif 1Cr18Ni9Ti. Aussi, aucune période d'incubation n'a été constatée pour les matériaux étudiés. Selon Wu et al. la masse perdue a été arrachée à l'interface de la matrice et des particules de céramiques, ainsi qu'aux pores.

Sugiyama et al. [37] ont étudié une dizaine de revêtements HVOF en suivant la norme ASTM G32. Les matériaux étudiés sont des cermets basés sur des céramiques de CrC et WC et les métaux Ni, Co, Cr, Fe et NiCr. Sugiyama et al. ont trouvé que le taux d'érosion maximal de la plupart des revêtements étudiés est supérieur au matériau massif étudié, l'acier SCS6 (contenant 4% de Ni et 13% de Cr). Seul un revêtement, le 41WC/NiCrCo, possède un taux d'érosion plus faible que cet acier. La dureté ne semble pas influencer l'érosion par cavitation des revêtements, selon Sugiyama et al.

En dernier lieu, voici un résumé d'une revue de littérature sur l'érosion par cavitation des turbines hydrauliques par Singh et al. [2]. Les méthodes utilisées pour combattre l'érosion par cavitation comportent souvent des revêtements déposés par une variété de méthodes (dépôt chimique en phase vapeur ou CVD, dépôt physique en phase vapeur ou PVD, HVOF, plaquage laser...). Les matériaux déposés comprennent des cermets, basés sur le W, le Ni, le Cr, le Co, et d'autres matériaux comme le Fe, le Si, et des nitrures (TiN, CrN), entre autres. Selon Singh et al., les revêtements HVOF présentent un comportement de micro-fissuration, d'arrachement de matière et d'enlèvement de particules de céramique qui rendent cette méthodologie moins désirable que des revêtements liés métallurgiquement. En effet, Singh et al. mentionnent que des revêtements denses possédant des couches à gradient (traduction libre de *graded interphase*) peuvent mieux résister à l'érosion par cavitation. Singh et al. présentent le plaquage laser comme exemple d'alternative qu'il serait intéressant d'étudier plus en détail. Ces revêtements seraient plus résistants parce qu'ils possèdent moins de points de germination pour des fissures, tel que les interfaces métal-céramiques dans des revêtements composites. L'influence des propriétés mécaniques (dureté, ténacité...) doit aussi être étudié

plus en détail, selon Singh et al.

Les résultats trouvés dans la littérature scientifique sur « la résistance à l'érosion par cavitation » et son lien avec les propriétés mécaniques est présenté à la section suivante.

2.5.2 Lien entre les propriétés mécaniques des matériaux massifs et la résistance à l'érosion par cavitation

Les chercheurs qui étudient l'érosion par cavitation cherchent souvent à vérifier la corrélation qui existe entre la valeur de la « résistance à l'érosion par cavitation » (en général, soit la période d'incubation ou le taux d'érosion maximal MER_{max}) avec une ou plusieurs propriétés mécaniques des matériaux étudiés :

- la dureté (Hattori et al. [29], Oka et al. [40], Bregliazz et al. [41]),
- la résistance à la fatigue (Richman et al. [42]),
- la ténacité (Fang et al. [43], Lima et al. [39]),
- la taille des grains (Bregliazz et al. [41]), etc.

La tendance générale observée en littérature est que la résistance à l'érosion par cavitation est plus grande pour des matériaux possédant des valeurs de dureté plus élevées. Certains matériaux semblent toutefois tomber en dehors de cette corrélation. Les articles de Hattori et al. (ASTM G134) [29], Duraiselvam et al. [44] (acier inoxydable martensitique), Cui et al. [45] (NiTiNOL), Bregliazz et al. [41] (acier austénitique), Kwok et al. [46] (acières, cuivre, bronze etc.) présentent des résultats sur l'inverse de la profondeur moyenne de pénétration maximale $MDER_{max}$ ou le taux de perte de masse total MER_{max} et leur corrélation avec la dureté.

Hattori et al. ont trouvé que la dureté Vickers et l'inverse du $MDER_{max}$ suivent une relation exponentielle pour une dureté variant entre 150 Hv et 900 Hv. Hattori et al. [29] ont établis une base de données sur des tests d'érosion par cavitation suivant la norme ASTM G32 d'un grand nombre d'acières. C'est à l'aide de ces données qu'ils ont modélisé l'inverse du taux d'érosion comme exponentielle à la dureté multipliée par un facteur matériau. Cui et al. [45] ont trouvé que la dureté (pour trois échantillons possédant 289, 348 et 788 Hv) augmente avec la résistance à l'érosion de cavitation. Par contre, ceux-ci ont étudié seulement 3 échantillons différents, contrairement à la base de données de Hattori et al. [29] qui comporte plus de 900 tests d'érosion par cavitation effectués depuis 1970 (l'article de Hattori et al. [29] datant de 2010), ce qui suggère que la plupart des matériaux démontrent cette tendance. Duraiselvam et al. [44] n'ont pas pu établir une corrélation entre la dureté et l'inverse de la profondeur de

pénétration moyenne, et ont étudiés 5 échantillons différents possédant des duretés allant de 400 Hv à 800 Hv environ.

D'autres groupes de chercheurs tentent de trouver une corrélation entre la résistance à la fatigue et la résistance à la cavitation. Richman et al. [42], par exemple, ont observé qu'une bonne résistance à la fatigue implique un plus faible MER_{max}. Selon eux la fatigue est le principal mécanisme d'enlèvement de matière en érosion par cavitation. Utilisant une modélisation par éléments finis et des tests d'érosion de NiTi (ou NiTiNOL) et d'acières inoxydables, ils ont déterminés qu'une bonne résistance à la fatigue permet d'augmenter la résistance à l'érosion par cavitation, citant le NiTiNOL comme exemple.

Une phase du NiTiNOL se transforme sous les impacts répétés, absorbant une partie de l'énergie d'impact [2]. Le Cavitec est un autre exemple de matériaux qui démontre ce comportement [1, 47]. Dans la littérature, les matériaux qui présentent ce genre de transformation de phase ont généralement une bonne résistance à l'érosion par cavitation. Par exemple, Park et al. [48] ont étudié l'érosion par cavitation d'alliages de Fe-Cr-Ni-C massifs à l'aide d'un montage ASTM G32 indirect. Les auteurs ont étudiés 4 échantillons différents : seul le rapport Fe-C a été modifié alors que les quantités de Cr et de Ni ont été fixées à 10%. Un changement de phase de l'austénite à la martensite a été observé pour tous les alliages. Park et al. mentionnent que ce changement de phase peut contribuer à l'absorption d'énergie d'impact et donc à une bonne résistance à l'érosion par cavitation. Toutefois, Park et al. n'ont pas comparé la résistance à l'érosion par cavitation des alliages de Fe-Cr-Ni-C avec un alliage ne présentant pas de transformation de phase.

Kwok et al. [46] et Bregliozi et al. [41] (ASTM G32 modifié : amplitude de 30 μm et température de 23°C) ont défini la résistance à l'érosion de cavitation comme l'inverse du taux de pénétration moyen MDER après un temps fixe d'érosion, soit 15h pour Bregliozi et al. et 4h pour Kwok et al. Ces deux groupes ne mentionnent pas dans quel régime de cavitation se situent leurs échantillons après les temps d'érosion respectifs, ni pourquoi ces temps d'érosion ont été choisis. Bregliozi et al. [41] (ASTM G32) ont remarqué que la dureté (de 160 Hv à 240 Hv) corrélait avec leur définition de la résistance à l'érosion par cavitation. Toutefois, Kwok et al. [46] ont observé que la résistance à l'érosion de cavitation augmente avec la dureté (de 220 Hv à 600 Hv), jusqu'à atteindre un maximum puis diminuer pour des duretés de plus de 450 Hv environ. Bregliozi et al. n'ont pas étudié la résistance à l'érosion par cavitation sur une gamme de dureté aussi étendue que Kwok et al.. Autrement, tel que

mentionné, ils ne mesurent pas le MDER après un même temps d'érosion, et n'utilisent pas des méthodologies identiques, ce qui rend les comparaisons directes difficiles. Kwok et al. ont aussi noté que la capacité d'un matériau à absorber et dissiper de l'énergie durant la cavitation, par transformation de phase par exemple, serait plus importante que la dureté pour résister à l'érosion de cavitation.

Certains chercheurs obtiennent des résultats qui indiquent une relation entre la période d'incubation et le taux d'érosion, similaire à ce qui est dérivé dans *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction* [21]. Dans ce livre, un modèle analytique simple est dérivé, indiquant que le taux de volume perdu est proportionnel à la période d'incubation. Certains chercheurs tel que Park et al. [48] observent que le taux de perte de masse maximal ($MDER_{max}$) des matériaux étudiés augmente alors que la période d'incubation devient plus longue. Il semble que les résultats expérimentaux de Park et al. viennent appuyer les conclusions mentionnées dans [21].

En bref, le lien entre les propriétés mécaniques et la « résistance à l'érosion par cavitation » des matériaux massifs n'est pas complètement établis. Les groupes de recherche abordent généralement le sujet en corrélant une propriété mécanique avec un facteur qui donne un aperçu de la résistance à l'érosion de cavitation ($MDER_{max}$, MDE_{max} , ER_{max} ...). Dans la plupart des articles, le taux d'érosion des matériaux est proportionnel à la dureté, mais il semble que quelques matériaux font exception à cette tendance. Certains matériaux, comme le NiTiNOL, semblent absorber une partie de l'énergie d'impact lors d'une transformation de phase.

2.5.3 Lien entre les propriétés mécaniques des revêtements HVOF et la résistance à l'érosion par cavitation

De nombreux matériaux sont projetés par HVOF dans le but d'accroître la résistance à l'érosion par cavitation : TiN, CrN [49], TiAlN [50], DLC [42] TiCN, CrB₂, Cr₂O₃ [51], SiC, Fe₃Al multicouches TiN/TiAlN, WC, particules de WC comprises dans une matrice métallique [14], Cr₂C₃, Cr₃C₂ dans un alliage Ni, Cr et Co [37], composé inter métallique de NiAl-Ni₃Al [2] etc.

En plus des propriétés mécaniques des matériaux en soi, l'adhésion des revêtements au substrat peut aussi influencer l'érosion par cavitation. Il semble aussi que leur porosité soit très importante pour déterminer leur comportement en érosion par cavitation, tel que sera établi à l'aide des articles suivant.

La résistance à l'érosion par cavitation du carbure de tungstène est étudiée par nombreux autres chercheurs étudient aussi ce matériau. Ainsi, Wu et al. [14] ont mesuré la perte de masse totale en fonction du temps d'érosion de dépôts de WC-CoCr HVOF sur des substrats d'acier inoxydable 1Cr-18Ni-9Ti à l'aide d'un appareil vibratoire ne suivant pas la norme ASTM G32. Ils ont trouvé que le revêtement a un taux de perte de masse plus faible que le substrat d'acier. Selon Wu et al. cette plus grande résistance peut être expliquée par la plus grande dureté du revêtement par rapport à l'acier, ainsi que ses grains plus fins que l'acier.

Cette dernière conclusion n'est pas supportée par Sugiyama et al. [37], mais les deux groupes ont utilisé deux méthodologie d'érosion différentes. Une variété de cermets déposés par HVOF basés sur des céramique de CrC et WC et les métaux Ni, Co, Cr, Fe et NiCr ont été étudiés en érosion par cavitation et en érosion par suspension épaisse (traduction libre de *slurry wear*). La masse perdue a été mesurée, puis le volume perdu a été calculé à partir de la densité de la poudre projetée. Les échantillons ont été érodés utilisant un appareil vibratoire ASTM G32 alternatif avec une distance tête-échantillon de 1 mm. Le taux d'érosion maximal de la plupart des revêtements étudiés est supérieur au matériau massif étudié, l'acier SCS6 (contenant 4% de Ni et 13% de Cr). Seul un revêtement, le 41WC/NiCrCo, possède un taux d'érosion plus faible que cet acier. Selon Sugiyama et al., la dureté n'a pas de lien avec la résistance à l'érosion par cavitation. En fait, une diminution de la porosité expliquerait la meilleure résistance à l'érosion par cavitation : la porosité peut encourager la cavitation en servant de point de nucléation de fissures. La littérature sur les revêtements HVOF vient appuyer l'idée que la dureté seule ne permet pas de prédire l'érosion par cavitation des revêtements.

D'autres groupes, tel que Wang et al. [13], mentionnent justement que la dureté peut seulement expliquer en partie le comportement en érosion par cavitation des matériaux. Par exemple, Richman et al. [42] ont étudié l'effet de la résistance à la fatigue sur l'érosion par cavitation, Lima et al. [39] la ténacité, etc. Les conclusions auxquelles ces diverses recherches aboutissent sont souvent complémentaires.

En fait, plusieurs groupes ont constaté qu'une augmentation de la ténacité implique une meilleure résistance à l'érosion par cavitation. Par exemple, selon Lima et al. le ratio H/E n'est pas un bon indicateur de la résistance à l'érosion par cavitation, mais la ténacité l'est. Lima et al. [39] ont mesuré la perte de masse totale suivant la norme ASTM G32 de différents revêtements HVOF basés sur du WC-Co et du NiCr, ainsi que de l'acier AISI 1020.

Ils ont déterminé le volume total perdu en fonction du temps d'érosion. Le revêtement le plus performant a été recuit, relaxant la tension : après le recuit, les contraintes résiduelles étaient en compression. Lima et al. ont aussi effectué des mesures de ténacité à l'aide de l'étude des fissures provoquée par de l'indentation Vickers sur la section latérale polie des revêtements. Ils mentionnent que la propriété mécanique qui corrèle le mieux avec l'inverse du taux maximal de volume perdu est la ténacité. Toutefois, l'explication de la plus grande performance de l'acier massif est manquante, car la ténacité de ce dernier n'a pas été mesurée.

Fang et al. [43] ont eux aussi mesuré la résistance à l'érosion par cavitation en fonction de la ténacité. Ils ont utilisé un appareil d'impact de gouttelettes (ASTM G73). Ils définissent la résistance à l'érosion de cavitation comme le taux de pénétration moyen MDER et ont observé sa corrélation avec la ténacité. Ils mentionnent aussi que pour des échantillons dont la résistance à l'érosion par cavitation augmente, la ténacité augmente (10 Jcm^2 à $14,4 \text{ Jcm}^2$) alors que la dureté diminue (540 Hv à 430 Hv environ). Thakur et al. [17], qui ont étudié des revêtements de WC-CoCr (conventionnel et nanostructuré) déposés par HVOF sur de l'acier AISI 304, mentionnent que la résistance à l'érosion de cavitation est liée à une meilleure ténacité, mais aussi une meilleure dureté.

À l'aide d'un appareil indirect inspiré de la norme ASTM G32, pour une température d'eau de 22°C , Santa et al. ont observé que la dureté ne corrèle pas avec la période d'incubation ou le taux d'érosion maximal. En fait, le revêtement le plus performant possédait à la fois le plus faible taux d'érosion maximal et la plus longue période d'incubation. Ce revêtement, un alliage HCo, avait une dureté initiale comparable aux acier 13Cr-1Ni et 13Cr-4Ni qu'ils ont étudiés. Santa et al. ont aussi observé que ce revêtement offre les meilleures performances et présente une transformation de phase austénite à martensite, qui concorde avec une augmentation de la dureté de ces revêtements post-érosion.

Tel qu'il est possible de constater, les conclusions de ces divers articles ne permettent pas d'aboutir à un clair lien entre le taux d'érosion maximal et les propriétés mécaniques des revêtements HVOF. En général, les propriétés des revêtements, soient la porosité, les contraintes résiduelles ou l'adhésion au substrat sont importantes pour réduire l'érosion par cavitation des revêtements. Des modèles prédictifs existent, mais sont encore incomplets et limités. Certains de ces modèles et de leurs limitations sont présentés à la section suivante.

2.6 Prédiction/Modélisation de l'érosion par cavitation

Il existe quelques modèles de prédiction de l'érosion par cavitation, qui tentent de prédire le taux d'érosion ou la période d'incubation en fonction des propriétés mécaniques des matériaux ou de l'agressivité de l'érosion par cavitation. Les modèles relativement simples développés jusqu'à maintenant ne peuvent pas généralement modéliser toute la courbe d'érosion [6, 21].

Pour commencer, Berchiche et al. ont utilisé une approche qui considère l'accumulation de la déformation dans un matériau en fonction de ses paramètres métallurgiques pour tenter de prédire la masse perdue pendant l'érosion. Ce modèle prend en compte le fait que les impacts répétés à la surface augmentent la contrainte interne (en compression) des matériaux. La déformation du matériau dépend en fait de l'énergie d'impact et de l'historique du point érodé. Quand la contrainte est supérieure à la contrainte de rupture du matériau, celui-ci se rompt. Dans le modèle, la profondeur érodée est calculée en fonction de la profondeur à laquelle la contrainte virtuelle dans le matériau est supérieure ou égale à la contrainte de rupture. Ce modèle ignore l'effet d'impacts dont la pression/force d'impact est plus faible que la limite élastique du matériau (et ignore donc la fatigue), néglige le recouvrement élastique et est uni-dimensionnel. Berchiche et al. ont utilisé de tests de piqûres sur un matériau sacrificiel pour caractériser la force d'impact en cavitation. Pour les besoins du modèle, ils ont effectué des mesures de courbes contrainte-déformation et des mesures de la profondeur des piqûres. Ce modèle semble bien prévoir le taux d'érosion final, mais sur-estime significativement la période d'incubation. Connaissant la force/pression des impacts ainsi que certains paramètres métallurgiques des matériaux, ce modèle peut être utilisé pour prédire la perte de masse en fonction du temps, jusqu'à une certaine mesure. Ce dernier modèle est aussi présenté dans le livre *Fundamentals of Cavitation* [6].

Le modèle présenté dans *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction* [21] s'apparente au dernier modèle prédictif, mais est dérivé à partir d'un modèle du taux de volume perdu comme une distribution de Weibull. Les auteurs mentionnent aussi que la relation entre le taux de perte de volume et la période d'incubation est à toute fin pratique inversement proportionnelle. De cette manière, les auteurs proposent non seulement de modéliser le taux d'érosion final avec des paramètres métallurgiques et hydrodynamiques préalablement mesurés, mais aussi avec la réponse du matériau au test d'érosion. Cette dernière affirmation semble logique considérant le fait qu'ils mentionnent que la réponse d'un matériau à l'érosion par cavitation semble varier en fonction de la méthodologie de cavitation et de son aggressivité. Selon les auteurs, la mesure de la période d'incubation

pourrait permettre de prévoir le taux d'érosion des matériaux, connaissant quelques paramètres métallurgiques. Toutefois les limitations de ce modèle sont claires : un test d'érosion doit être effectué pour trouver la période d'incubation avant de prévoir le taux d'érosion final. Ceci implique que la période d'incubation et le taux d'érosion ne peuvent pas être prédit à l'aide des propriétés mécaniques ou métallurgiques des matériaux.

Au final, ce phénomène doit être étudié plus en détail. Dans cette optique, certains groupes de recherche ont des résultats intéressants sur les mécanismes d'enlèvement de matière. Ils sont présentés à la section suivante.

2.7 Mécanismes d'enlèvement de matière

Les articles qui présentent le comportement en érosion par cavitation des matériaux font parfois mention des mécanismes d'enlèvement de matière des matériaux étudiés, la plupart du temps avec des images MEB à l'appui. Certains articles présentent des revêtements HVOF qui sont étudiés ici, et leurs conclusions seront comparées avec les résultats dans la section 5. Cette section ne se limite pas à la présentation de revêtements HVOF : l'étude des mécanismes d'enlèvement de matière d'une variété de matériaux, déposés ou massifs, permet de comprendre l'effet des propriétés mécaniques, de la microstructure, de la porosité et des défauts sur l'érosion par cavitation.

Par exemple, le phénomène de la transformation de phase sous contrainte semble être liée à une meilleure résistance à l'érosion par cavitation. Park et al. [48] ont étudié l'effet de la transformation martensitique induite par contrainte sur des alliages de Fe-Cr-Ni, et mentionnent qu'une transformation martensitique de l'alliage augmente les performances en érosion par cavitation. Park et al. ont utilisé une version indirecte du standard ASTM G32, avec une amplitude crête à crête de $15 \mu\text{m}$ et une distance échantillon-disque de 5 mm. Ils présentent des images MEB après deux temps d'érosion fixes : 2h et 6h. En fait, ils ont constaté que la perte de masse ne débute pas avant que toute la surface précédemment austénitique se soit transformée en martensite.

Dans le cas des matériaux composites, il semble qu'il y ait un effet d'échelle dans le cas de carbures durs inclus dans une matrice métallique. Cuppari et al. [52] ont étudié des alliages austénitiques de Fe-Cr-Ni-C dans lesquels sont compris des grains de carbures de tailles différentes. L'appareil utilisé était une version indirecte de l'appareil vibratoire ASTM G32. Les

auteurs ont constaté que pour des carbures possédant une morphologie grossière (grains), l'érosion débute dans le carbure, tandis que les fissures sont initiées aux interfaces dans le cas de carbures plus fin (dendritique). Les conclusions de Cuppari et al. sont appuyées par de nombreuses images MEB.

De la même manière, une note technique de Chen et al. datant de 2008 [15] présente une étude très détaillée des mécanismes d'enlèvement de matière de matériaux composites soumis à l'érosion de cavitation. Chen et al. ont étudié l'Inconel 690, un alliage basé sur le Nickel. Les auteurs mentionnent que l'Inconel 690 doit remplacer le Inconel 600 utilisé à haute température dans des applications corrosives. Ce qui distingue cette note technique par Chen et al. d'autres articles présentés précédemment sont les nombreuses images MEB des joints de grains, des macles ainsi que de piqûres et l'évolution de ces structures en fonction du temps. À l'aide de ces images, Chen et al. ont déterminé que les dommages de cavitation débutent non seulement aux macles, mais aux interfaces TiN-matrice d'Inconel 690 à cause de la différence d'élasticité entre ces matériaux. Chen et al. ont aussi observé la coalescence de plusieurs cratères qui se joignent pour n'en former qu'un, résultant en l'arrachement d'une grande quantité de matière.

Certains chercheurs vérifient l'effet d'une modification en surface sur l'érosion par cavitation, en utilisant par exemple la refonte au laser. Dans le cas du NiTi [45], le plaquage laser améliore sa résistance à l'érosion par cavitation, en réduisant la taille des grains et prévenant la formation de fissures aux interfaces. Cui et al. [45] ont étudié l'érosion par cavitation et la corrosion (eau 3,5%NaCl) du NiTiNOL modifié en surface par laser (fonte en surface ou nitruration laser en surface) suivant la norme ASTM G32. Ils présentent quelques images MEB de la surface érodée après un temps fixe d'érosion par cavitation (48h), qui permet d'observer la germination de fissures aux interfaces des particules de NiTi_2 comprises dans le NiTi. Ils mentionnent que la présence de phases secondaires et d'inclusions est néfaste pour l'érosion par cavitation en solution saline (3,5% NaCl) de ce matériau. Le milieu induit de la corrosion galvanique entre les phases et encourage la formation et la propagation des fissures. Au final, Cui et al. mentionnent que la capacité de l'alliage de NiTi à durcir sous contrainte (traduction libre de *work hardening ability*) et une bonne résistance à la fatigue permettent à ce matériau de mieux résister à l'érosion par cavitation.

Voyons maintenant les mécanismes d'enlèvement de matière de divers revêtements. Le matériau HVOF le plus étudié est sans contredit le carbure de tungstène (WC), ce qui est reflété

ici. Commençons par une étude sur l'effet du plaquage laser : Duraiselvam et al. [44] ont étudié l'acier martensitique AISI 420 revêtu par plaquage laser de composés intermétalliques ou de matrices renforcées avec du TiC, selon la méthode indirecte mentionnée dans le standard ASTM G32. De nombreuses images MEB de coupes transversales de piqûres et fissures sont présentées. Ils mentionnent que le mécanisme d'enlèvement de matière dans le cas de particules de TiC inclus dans une matrice de Ni-Al est la propagation de fissures dans les interfaces liant-particules à cause de la faible force de liaison. Ils mentionnent aussi que des recuits pré et post-déposition ont aidé à éliminer les fissures et porosités des revêtements : les premières piqûres sont observées autour de ces défauts.

Il semble que l'interface, autant de la cas des revêtements composites que des joints de grains de matériaux massifs, soit toujours le lieu de germination de fissures. Thakur et al. [17] ont étudié des revêtements de WC-CoCr (conventionnel et nanostructuré) déposé par HVOF sur de l'acier AISI 304 selon le standard ASTM G32. Ils ont constaté que le matériau liant s'érode en premier et libère les grains plus durs. Des images MEB de la surface érodée après 18 heures d'érosion sont présentées. Ils en concluent que les mécanismes d'enlèvement de matière sont d'abord la séquence : naissance de fissures qui prennent leur origine dans des défauts dans la couche mince, propagation des fissures dans les frontières interlamellaires, arrachement du matériau liant, puis l'arrachement des grains de WC. Thakur et al. mentionnent aussi la fracture fragile des grains de WC qui induit des fractures dans le matériau liant.

Pour remédier à cette problématique, certains groupes réduisent la tailles des grains jusqu'à obtenir un matériau qui réponde de manière uniforme aux impacts. La taille de grains de revêtement de WC-Co fritté a été variée entre 0,5 et 3 μm par Pugsley et al. [53]. La méthodologie indirecte telle que mentionné dans le standard ASTM G32 a été utilisé, avec une amplitude de vibration de 100 μm , une distance échantillon-disque de 0,35 mm, et de l'eau distillée maintenue à 31 à 34°C. Pugsley et al. mentionnent que deux mécanismes d'enlèvement de matière différents sont observés, en fonction de la taille des grains. Pour des grains plus petits que 1 μm , le revêtement est érodé uniformément, des cratères étant formés. Pour des particules plus volumineuses, la matrice métallique a tendance à être érodée préférentiellement, libérant des grains de WC. Les auteurs mentionnent que ce fait peut être expliqué à l'aide d'un mécanisme d'échelle : lorsque la surface d'impact est considérablement plus grand que la microstructure, la réponse du matériau est uniforme et liée aux propriétés moyennes du revêtements. Sinon, les phases sont soumises séparément aux impacts et répondent en fonction de leur propriétés mécaniques. Une aire d'impact possédant un rayon maximal d'environ 140 μm a été calculé à la section A, mais c'est l'aire d'impact maximale, associée à

une force d'impact 20 N et une pression d'impact de 100 MPa. Si la force d'impact est plus petite, cet aire d'impact diminue. Les résultats de Pugsley et al. indiquent donc qu'il y aurait un nombre significatif d'impacts dont la taille est de l'ordre du micron, ou quelque peu supérieure au micron.

Certain groupes, tel que Mann et al., ont observé la rupture fragile des revêtements HVOF [11]. À l'aide d'un appareil d'érosion par impact de gouttes d'eau suivant la norme ASTM G73 [38], ils ont étudié le comportement du WC-CoCr commercial (Praxair WC 636) déposé par HVOF. Ils ont comparé le volume total perdu en fonction du temps de ce revêtement avec divers aciers (contenant chrome, nickel, recuits ou non). Ils ont observé la brisure fragile en laminés à cause du mode de dépôt couche par couche. Pour cette raison, en érosion par impact de gouttes d'eau, le WC-CoCr déposé par HVOF n'est pas plus résistant que l'acier martensitique 13-4 seul. Parmi tous les aciers étudiés, le 13-4 semble être plus performant pour des impacts plus énergétiques.

Les mécanismes d'érosion par cavitation d'autres revêtements basés sur le Fe, Cr, et le Ni entre autres, déposés par métallisation à l'arc haute vitesse, ont été étudié par Wang et al. [13]. L'appareil vibratoire utilisé est inspiré du standard ASTM G32, avec la fréquence de vibration à 19kHz. Le comportement en érosion par cavitation des revêtements FeCrNiB-SiNb amorphe/nanocrystallin a été comparé à un revêtement dit conventionnel de 0Cr18Ni9. Le détachement des couches déposées a été observé. Les autres revêtements conventionnels présentent des dommages aux joints de grains et sur les grains. De l'arrachement des grains a aussi été observé. Quelques coupes transversales des revêtements pré-érosion sont aussi présentées.

De toute évidence, la matière est arrachée différemment en fonction de la microstructure. Dans le cas de revêtements composites, certains articles indiquent que les fissures se propagent dans la matrice métallique ce qui provoque la libération des particules de céramiques. D'autres indiquent que ces mécanismes varient en fonction du rapport entre la taille des impacts et la taille des particules incluses. Aussi, la taille des impacts et leur nombre varient en fonction de la méthodologie d'érosion. L'article par Mann et al., dans lequel un mécanisme d'érosion couche par couche est observé, démontre que la déposition HVOF influe grandement sur le comportement en érosion par cavitation des matériaux.

En bref, certains modèles prédictifs de l'érosion par cavitation existent, mais ceux-ci sont

généralement limités. Les propriétés métallurgiques des matériaux massifs influencent le comportement en érosion par cavitation. Dans le cas des revêtements HVOF, les conclusions sont moins claires : il est difficile d'établir un lien entre les propriétés métallurgiques des matériaux projetés et leur érosion par cavitation. Toutefois, l'effet de la porosité, les contraintes résiduelles ou l'adhésion au substrat semblent importantes pour déterminer leur comportement en érosion par cavitation. Au final, l'influence des propriétés mécaniques (dureté, ténacité...) doit aussi être étudiée plus en détail, et des modèles prédictifs plus robustes doivent être développés. L'étude des mécanismes d'érosion par cavitation des revêtements HVOF effectuée ici pourrait contribuer à l'avancement des connaissances dans ce domaine.

CHAPITRE 3 Méthodologie expérimentale

Dans ce chapitre, la méthode de projection thermique *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF) est présentée, dans le but d'offrir une compréhension générale de cette méthode de dépôt. Ensuite, l'accent est porté à la section 3.2 sur la préparation des échantillons. Par la suite, l'appareil vibratoire est présentée à la section 3.3. S'en suivent la méthodologie sur la mesure des propriétés mécaniques à la section 3.4 puis l'imagerie MEB des mécanismes d'enlèvement de matière à la section 3.5.

3.1 Déposition de revêtements protecteurs par HVOF

La projection HVOF est un des 3 types de déposition de couches minces par combustion d'un carburant (*combustion spray*) : la projection à la flamme (*flame spraying*), la projection à haute vitesse (HVOF pour *High Velocity Oxy-Fuel*) et le canon à détonation [54].

En termes généraux, les techniques de projection par combustion accélèrent, chauffent et dirigent un flux de matière, qui vient en général sous forme de poudre ou tige avant la projection. Le HVOF se distingue des deux autres méthodes par la vitesse élevée de projection (soit jusqu'à 2200 m/s) et la relativement faible température pour une alimentation continue en matériaux (environ 2000 K). Des vitesses de projections élevées peuvent aussi être atteintes par un canon à détonation (plus de 2000 m/s), mais son alimentation est cyclique : la chambre à détonation doit être remplie après chaque détonation.

La méthode de déposition HVOF permet la déposition de revêtements protecteurs d'une épaisseur variant de quelques dizaines de microns à quelques centaines de microns. Les revêtements produits sont généralement utilisés dans des applications de résistance à la corrosion, oxydation, érosion etc. par les industries automobiles, aéronautique, marine, automobile, entre autres [19, 55]. Ici les revêtements HVOF sont étudiés comme solution potentielle de protection contre l'érosion par cavitation pour les turbines hydrauliques.

Les matériaux projetés sont principalement des métaux et des composites métal-céramique (cermet) mais quelques céramiques et polymères peuvent être déposés. La température de déposition de la méthode HVOF n'est parfois pas assez approchée de la température de fusion de certaines céramiques pour promouvoir une bonne adhésion. Dans le cas des polymères,

le temps de résidence des particules dans un canon HVOF est assez court pour ne pas trop encourager leur dégradation.

La méthodologie HVOF permet de déposer des revêtements assez compact (moins de 3% de porosité) en projetant des particules à haute vitesse pour une température généralement sous le point de fusion des matériaux, réduisant l'oxydation et la dégradation de matériaux. Les revêtements HVOF offrent aussi des meilleures résistances à l'érosion et de plus hautes valeurs de dureté et d'adhésion que d'autres processus de déposition par flamme. Ces revêtements ont généralement des contraintes résiduelles en compression.

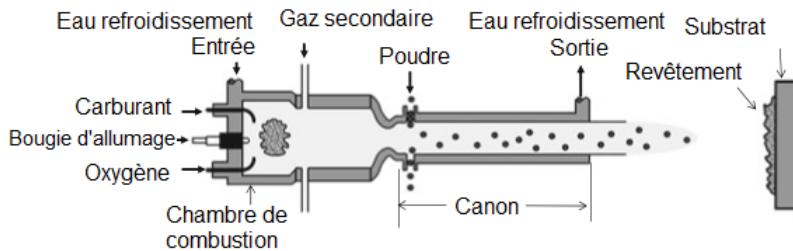


Figure 3.1 Schématisation d'un canon de projection HVOF[54] ©Springer, reproduction avec autorisation. Tous droits réservés.

Le carburant utilisé est généralement le kérosène liquide, mais des gaz tel l'hydrogène, le propylène, le propane, le méthane ou l'acétylène sont aussi utilisés tandis que le comburant est généralement de l'oxygène gazeux. Le mélange oxygène-carburant est injecté dans une chambre de combustion pressurisée, selon un ratio spécifique pour contrôler la température du gaz et le niveau d'oxydation des particules projetées. Les particules sont quant à elles injectées de manière radiale après le col, au début du canon. Les particules sont injectées avec un gaz porteur très stable chimiquement comme de l'azote ou de l'argon. L'entièreté du canon est refroidi à l'eau pour prévenir sa fonte. Le schéma d'un tel système de projection HVOF est présenté à la figure 3.1. Dans les premiers modèles de HVOF développés, la poudre était injectée dans l'axe de la chambre de combustion et du canon, ce qui limitait le nombre de poudre injectable à une seule et réduisait l'efficacité de projection. Pour plus de détails sur la déposition des revêtements HVOF étudiés dans cette maîtrise, se référer à l'artice 1 au Chapitre 4.

La formation des *splats* (particules partiellement fondues déformées par l'impact puis solidifiées, formant le revêtement HVOF), la croissance des revêtements ainsi que leur adhésion

dépendent des conditions de dépôts et de la préparation du substrat. Cependant, l'étude des conditions de dépôt et l'effet sur les propriétés des revêtements est hors du cadre de cette maîtrise. Les conditions de dépôt ont été préalablement optimisées à Hydro-Québec pour fournir des revêtements épais offrant une bonne adhérence. Par la suite les rondelles découpées par jet d'eau ont été fournies dans le but d'étudier leur résistance à l'érosion par cavitation.

3.2 Préparation des échantillons

La surface des échantillons doit être préparée avec soin lorsque des mesures ou des tests en surface doivent être effectuées. En particulier, la rugosité de surface, soient les vallées, monticules locaux et les égratignures, peuvent encourager l'érosion par cavitation. Les échantillons sont donc tous polis pour satisfaire la norme ASTM G32 : $R_a < 0,8 \mu m$. De cette manière, les altérations en surface sont minimisées et aucun endroit ne favorise une érosion accélérée.

3.2.1 Polissage pour érosion par cavitation

Suivant les normes ASTM G32 [56] (érosion par cavitation : appareil vibratoire) et ASTM G134 [57] (érosion par cavitation : jet cavitant), une étape de polissage est effectuée avant chaque test d'érosion. En utilisant la méthodologie suivante, un échantillon sans égratignures visibles et ayant une rugosité d'environ 200 nm est obtenu, tel que mesuré par profilométrie optique confocale.

Le polissage débute toujours par l'enrobage des échantillons dans de la bakélite, pour les manipuler plus aisément. Des tapis de SiC ayant des particules d'une taille allant jusqu'à $5,5 \mu m$ (*grit* de 1200 selon ANSI), au minimum, ont été utilisés. Par la suite, des particules d'alumine en suspension dans l'eau de $1 \mu m$ puis $0,05 \mu m$ sont utilisées. Une étape de nettoyage s'ensuit : les échantillons sont immersés 5 min dans de l'acétone, 5 min dans de l'isopropanol et enfin, un nettoyage à l'aide d'acétone et d'un bain à ultrasons est effectué. La méthodologie est identique dans le cas des coupes transversales.

Cette méthodologie n'est pas adaptée pour le revêtement WC-CoCr : la matrice métallique est érodée (ou polie) beaucoup plus rapidement que les particules dures. La méthodologie utilisant des tapis de diamant est présentée à la section suivante.

3.2.2 Polissage du WC-CoCr

Le polissage de matériaux très durs nécessite l'utilisation de diamant comme principal abrasif. La procédure présentée ici est tirée d'une méthodologie proposée par George F. Vander Voort [58], pour la préparation et l'étude de matériaux durs : oxydes, nitrures, borures, carbures etc.

Dans le cas présent, des disques rotatifs auxquels sont fixés des diamants par de la résine, nommés *diamond grinding discs* (DGD), sont utilisés. Des particules de diamant en suspension ayant des tailles de $9 \mu\text{m}$ ou moins sont aussi utilisées. La procédure débute par le polissage avec des DGD à haute charge (36 N) pour des tailles de diamant de $70 \mu\text{m}$, puis $40 \mu\text{m}$, puis polissage avec du diamant en suspension de $9 \mu\text{m}$, $3 \mu\text{m}$, $1 \mu\text{m}$ et finalement de l'alumine en suspension d'une taille de $0,05 \mu\text{m}$. En dernier lieu, l'étape de nettoyage des échantillons : ils sont immergés 5 min dans de l'acétone, 5 min dans de l'isopropanol et enfin, un nettoyage à l'aide d'acétone dans un bain à ultrasons est effectué.

3.2.3 Polissage pour métallographie

L'étape de polissage pour métallographie est similaire au polissage en vue des tests d'érosion par cavitation : les mêmes étapes d'érosion sont effectuées avec les tapis de SiC et les particules d'alumine en suspensions. En métallographie, une attention particulière est portée au nettoyage : après chaque étape de polissage, les échantillons sont nettoyés à l'aide d'eau savonneuse puis de l'eau déminéralisée. Le dernier nettoyage est effectué à l'aide d'un bain à ultrasons pour les échantillons trempant dans de l'acétone.

Puis, en vue d'exposer la microstructure des échantillons, une attaque à l'acide est effectuée. Dans notre cas, un mélange d'acide communément utilisé en métallographie nommé Vilella est utilisé. Cet acide consiste en un mélange d'acide picrique, d'acide hydrochlorique et d'éthanol. Cet acide est généralement utilisé pour attaquer des aciers martensitiques mais peut aussi être utilisé pour les aciers doux sans problème. Après cette étape, un microscope optique est utilisé pour observer la microstructure, la taille des grains, etc. et tirer des informations pertinentes sur les échantillons. Par la suite, après le polissage, les tests d'érosion par cavitation sont effectués suivant la méthodologie décrite dans la prochaine section.

3.3 Érosion par cavitation à l'aide d'un appareil vibratoire indirect (ASTM-G32)

Il existe plusieurs méthodes pour étudier l'érosion de cavitation. À l'IREQ, la cavitation peut être étudiée soit à l'aide d'un jet cavitant (ASTM G134) ou d'un appareil vibratoire selon la méthode indirecte (ASTM G32). Dans le cas du jet cavitant, le fait que la pression statique diminue lorsque la vitesse d'un fluide dans une buse augmente est mise à profit. La faible pression statique causée par le passage du flux d'eau dans un buse encourage l'apparition de cavitation hydrodynamique. Pour l'appareil vibratoire, les vibrations d'un solide dans un fluide causent des ondes de pressions dans le fluide. L'amplitude de pression est assez élevée pour causer l'apparition de cavitation acoustique. La cavitation dans l'eau suivant une version indirecte de l'appareil présenté dans le standard ASTM G32 [56] a été utilisée ici. Une schématisation de l'appareil vibratoire est présentée à la figure 2.5 à la section 2.2.

La norme G32 indique que le transducteur doit vibrer à une fréquence de $20 \pm 0,5$ kHz avec une amplitude de $50\mu\text{m} \pm 5\%$ pour un échantillon ayant un diamètre identique à la pointe du transducteur. L'eau doit aussi être maintenue à $25 \pm 2^\circ\text{C}$. À l'IREQ la température du liquide est stabilisée à $20 \pm 2^\circ\text{C}$ avec un bain thermostat. Les autres paramètres du test et autres dimensions de l'échantillon sont détaillés dans la norme G32. Le montage expérimental utilisé à l'IREQ est dit indirect : la tête de vibration n'est pas l'échantillon à éroder, celui-ci est placé à $500 \mu\text{m}$ de la tête de vibration. Une schématisation de la tête de vibration est présentée à la figure 3.2.

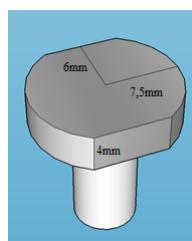


Figure 3.2 Schématisation de la tête de vibration de l'appareil de cavitation (ASTM G32)

Les échantillons soumis aux tests d'érosion de cavitation sont préalablement polis. Après chaque étape d'érosion, l'échantillon est nettoyé environ 30 secondes dans un bain à ultrasons, immergé dans de l'éthanol, puis il est séché et pesé avec une précision de 0,1 mg. Pour mesurer le MDE, MDER, MaxDE, et le MaxDER, des mesures de profilométrie sur la surface doivent être effectuées. L'échantillon est érodé pour des périodes de temps prédéterminées,

qui dépendent du taux d'érosion ainsi que de la période d'incubation du matériau. Dans la présente étude, la densité de points de mesure avant que le taux d'érosion maximal soit atteint est plus grande pour mieux caractériser la période d'incubation. En principe, le temps d'incubation d'un nouvel échantillon est inconnu : un temps d'érosion court (10 min ou moins) est donc choisi pour un nouvel échantillon. Par la suite, un taux d'érosion constant est atteint, ce qui implique que moins de points sont nécessaires pour caractériser l'érosion par cavitation.

Après chaque étape d'un test d'érosion, plusieurs caractérisations peuvent être effectuées. Il est absolument essentiel de faire une pesée après chaque étape d'érosion pour obtenir la perte de masse ou une mesure profilométrique pour obtenir le volume perdu, ou la profondeur d'érosion. Ici, des mesures profilométriques ont été effectuées pour le revêtement $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$: un des revêtements qui a été percé au cours de l'érosion, démontrant l'utilité de la mesure du MaxDE pour les revêtements. Sinon, les tests de caractérisation à effectuer dépendent des propriétés à mesurer. En outre, de nombreuses images MEB pendant la période d'incubation des matériaux ont été prises dans le but de visualiser l'apparition de fissures et d'ainsi comprendre les mécanismes d'enlèvement de matière.

3.4 Mesure des propriétés mécaniques

Certaines propriétés mécaniques, soient la dureté et le module de Young des matériaux, ont été mesurées par microindentation (par CSM Micro-Hardness Tester) ou nanoindentation (par Hysitron TriboIndenter), suivant la méthodologie de Oliver & Pharr [59]. Des courbes de chargement-déchargement, tel que représenté à la figure 3.3, sont alors mesurées.

La mesure de la courbe de chargement-déchargement permet d'obtenir la profondeur de contact h_c et la rigidité S qui est la pente de cette courbe évaluée à la charge P_{max} . La courbe de déchargement peut être modélisée ainsi :

$$P = D(h - h_k)^m \quad (3.1)$$

La dérivée de la courbe de déchargement évaluée à la profondeur maximale h_{max} devient :

$$\frac{dP_z}{dh}_{hmax} = S \quad (3.2)$$

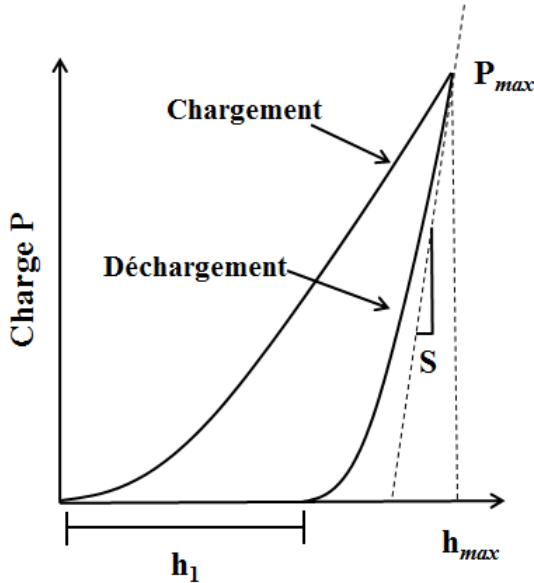


Figure 3.3 Courbes de chargement-déchargement en indentation [59]

À l'aide de la rigidité S , la profondeur de contact h_c peut être calculée :

$$h_c = h_{max} - \epsilon \frac{P_{zmax}}{S} \quad (3.3)$$

Dans les équations 3.1 à 3.3 : P en [N] est la charge appliquée en indentation, S en [N/m] est la rigidité, D et m sont des paramètres d'ajustement de la courbe de charge-décharge mesurée. Par la suite, et connaissant la fonction d'aire A_c de la pointe d'indentation, il est possible d'extraire la dureté H et le module de Young réduit E^* de telles courbes :

$$H = P_{zmax} A_c \quad (3.4)$$

$$E^* = \frac{dP_z}{dh} \frac{\sqrt{\pi}}{2\sqrt{A_c}} \quad (3.5)$$

Avec : A_c en $[m^2]$ l'aire de contact de la pointe en fonction de sa hauteur, H en [MPa] la dureté, E^* en [MPa] le module de Young réduit.

Pour la mesures de matériaux massifs et la surface des revêtements HVOF, un CSM Micro-Hardness Tester a été utilisé. La pointe utilisée ici était de type Vickers, et les autres paramètres utilisés sont détaillés dans l'article 1. En microindentation la mesure permet d'obtenir les propriétés mécaniques des matériaux telles la dureté et le module d'élasticité. Pour les revêtements composites, la taille du microindenteur ne permet pas d'indenter séparément les

grains de la matrice métallique.

Pour mesurer séparément les propriétés mécaniques des phases, la nanoindentation d'une section latérale à l'aide d'un TriboIndenter de Hysitron est utilisée, et un histogramme des valeurs trouvées permet de différencier les indentation sur les phases plus ou moins dures. Il faut noter qu'une force d'indentation de 3N sera utilisée ici, pour avoir une méthodologie comparable à d'autres travaux sur des revêtements HVOF effectués à l'IREQ et au LaRFIS.

3.5 Étude des mécanismes d'enlèvement de matière

Les mécanismes d'enlèvement de matières seront sondés par microscope électronique à balayage (MEB). Le MEB permet de visualiser l'apparition de piqûres et leur évolution. Dans le cadre du présent travail, les dommages à la surface des aciers durant leur période d'incubation ont été observés, ainsi que les piqûres. En mode SE (pour *secondary electron*) le MEB permet de visualiser la topographie de la surface tandis que le mode BS-SE (pour *backscattered electron*) offre un contraste de phase, très utile dans le cas des aciers et autres alliages étudiés ici.

Pour visualiser l'évolution des piqûres, un échantillon sera balayé au MEB après un certain nombre d'étapes d'érosion par cavitation, qui dépend du matériau. Après chaque étape d'érosion, l'échantillon sera toujours nettoyé, séché et pesé. Le balayage MEB peut être effectué à chaque 2 ou 3 étapes d'érosion.

Pour tenter de suivre l'évolution des piqûres ou autres structures d'intérêt des revêtements, les échantillons étaient toujours alignés identiquement. Contrairement de ce qui a été fait dans la littérature scientifique sur des aciers massifs par Chen et al. [15] (voir la section 2.7 pour plus de détails), il n'a pas été possible de constater l'apparition de fissures ou autres dommages sur la surface des revêtements, ni de suivre leur évolution dans le temps. Le temps d'érosion a été réduit jusqu'à 1 min dans le cas du WC-CoCr, mais seules des piqûres indiquant de la perte de masse ont été observées. Par contre, il a été possible de constater l'apparition de dommages sur les aciers lors de leur période d'incubation.

Des images de coupes latérales des revêtements ont aussi été prises à l'aide du MEB. Les coupes latérales étaient polies avant l'imagerie MEB utilisant la même méthodologie que les surfaces avant l'érosion par cavitation. Ces images servent à calculer la porosité, la fraction

de matrice ainsi que la taille des grains des revêtements composites.

3.5.1 Mesure de tailles des grains des revêtements composites à l'aide d'images MEB

Les images MEB mesurées permettent de trouver, à l'aide d'un script MATLAB, la taille des grains des revêtements HVOF. En fait, ce script a été adapté pour mesurer la taille des grains des divers revêtements HVOF et aciers étudiés ici.

Le script permet d'isoler les pixels d'une image MEB considérés comme les pixels de contour des grains. La valeur de tous les autres pixels est ramenée à 0. Par la suite, la distance verticale ou horizontale entre ces pixels de contour est mesurée pour plusieurs courbes, et les résultats sont rassemblés dans des histogrammes. De ces mesures est extraite la taille moyenne des grains. Autrement, pour estimer la fraction de composition matrice-grains des revêtements HVOF composites, le logiciel ImageJ a été utilisé.

Toutefois, il faut mentionner que ces mesures sont effectuées sur ce que sont essentiellement des plans bidimensionnels (des sections latérales ou des surfaces) de structures tridimensionnelles, tel que présenté à la section 5.2. Ces mesures peuvent être entachées par des erreurs du fait que l'échantillonnage, par la nature de cette mesure, est limité.

La totalité des résultats en indentation, la plupart des courbes de masse perdue en fonction du temps, et les images MEB des surfaces érodées en fonction du temps sont présentées dans l'article 1, au chapitre 4.

**CHAPITRE 4 Article 1 : Cavitation erosion mechanisms in stainless steels
and in composite metal-ceramic HVOF coatings**

Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal-ceramic HVOF coatings

Gabriel Taillon^a, Fabrice Pougoum^a, Laurent Ton-That^{b,*}, Robert Schulz^b,
 Etienne Bousser^a, Sylvio Savoie^b, Ludvik Martinu^a, Jolanta-Ewa
 Klemberg-Sapieha^{a, **}

^a*Functional Coating and Surface Engineering Laboratory (FCSEL), Ecole Polytechnique de Montreal, 2900 boul. Edouard-Montpetit, Montreal, QC, Canada, H3C 3A7.*

^b*Hydro-Quebec's Research Institute (IREQ), 1800 Boulevard Lionel-Boulet, Varennes, QC, Canada, J3X 1S1.*

Abstract

The cavitation erosion behavior of martensitic and ferritic stainless steels, cermet and metallic HVOF coatings was investigated using ASTM G32 vibratory setup. Coatings include metallic Fe₃Al, WC-CoCr, Cr₃C₂-NiCr and (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ deposited from milled powders. Maximal erosion rates for composite HVOF coatings are lower than most bulk steels. Coatings exhibited close to no incubation period. Plastic deformation, cracks initiation as well as particle removal have been characterized using SEM imaging. The composite coatings' wear mechanisms followed a metal matrix erosion pattern accompanied by ceramic grain removal. The best performing coating's powders, (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅, were annealed at 1000°C before HVOF spraying. Annealing reduced these coatings' maximal erosion rate by half, making them more resistant than the best performing bulk steel, 13Cr-8Ni (S13800). Hardness of the materials was determined using micro or nano-indentation. The bulk steels' erosion rates decreased with higher hardness. (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ coatings obtained from powders annealed at 1000°C possessed the lowest erosion rate, for slightly lower hardness.

*Corresponding author: jolanta-ewa.sapieha@polymtl.ca.

**Corresponding author: ton-that.laurent@ireq.ca.

Email addresses: ga.taillon@gmail.com (Gabriel Taillon), fabric.pougoum@polymtl.ca (Fabrice Pougoum), schulz.robert@ireq.ca (Robert Schulz), etienne.bousser@polymtl.ca (Etienne Bousser), savoie.sylvio@ireq.ca (Sylvio Savoie), ludvik.martinu@polymtl.ca (Ludvik Martinu)

Keywords:

Cavitation erosion, HVOF, protective coatings, cermet, SEM, composite, wear mechanisms

1. Introduction

The world's energy demand continues to rise today, and electricity generation tends to increase to follow this demand [1]. As international treaties such as the Kyoto Protocol are pushing for the use of renewable sources of energy, hydropower is currently moving to be the top energy production solution [2]. According to Natural Resources Canada's 2015-2016 Energy report [1], in 2013 more than 62% of Canada's 620TWh electricity energy produced was generated by hydropower plants.

Hydraulic turbines can be operated in regimes where the undesirable phenomenon of cavitation can appear. According to the ASTM G32 standard, cavitation can be defined as the formation of cavities, containing a mixture of vapor and gas, in a fluid under a low pressure. These cavitation bubbles can collapse near solid walls, imploding violently, producing shockwaves and re-entrant micro-jets. These phenomena can cause pitting, and eventually erosion, leading to a drastic decrease of turbine efficiency [2]. Today, cavitation is a major cause of hydraulic turbine erosion [3]. The cavitation erosion problem is compounded by the fact that turbines are also operated in ways to maximize the energy production. In turn this may lead to an increase in the cavitation erosion aggressiveness [4]. Typical mass loss can amount to 200 kg after a few years of operation, the equivalent of 40 mm or deeper pits in the runner blades, after which the turbines are generally repaired [5].

To increase the cavitation erosion resistance of turbines, martensitic stainless steels are currently the most popular building materials in use. Martensitic stainless steels possess higher cavitation erosion resistance than austenitic and ferritic steels [5, 6]. However, cavitation erosion remains an aggressive phenomenon: impacts caused by bubbles often exceed conventional yield stress of usual materials [7–9]. Moreover, this phenomenon also tends to exhibit synergetic effects with solid particle erosion and/or corrosion [5, 10].

To further lengthen the hydraulic turbines' lifetime, different materials can be used, in plate or welded on the surface of turbines forming a protective coating. Among them we can cite high strength steels, stellites alloys [11], Cavitec (steel containing cobalt) [12], etc. Having the common merits of wide selection of suitable materials, and ease of operation, thermal spray processes are used in several industrial sectors [13]. Among thermal spray methods, High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) coatings exhibit low porosity, high hardness and high adhesion properties [14–17].

The high velocity and relatively low temperature (1900–3000K) spraying in HVOF reduce the phase transformation and oxidation of the sprayed particles. For example, HVOF enables the spraying of hard WC particles without transforming them into W₂C particles with low hardness and brittleness [18]. Such ceramic particles are often included in a metal matrix to form cermet (ceramic-metallic) coatings, which exhibit high wear resistance properties. The metal binder possesses a high toughness and the crack propagation is limited by the grain hardness and numerous grain-metal interfaces. In the present study, sprayed coatings using the HVOF method were chosen as potential protective coatings for hydraulic turbines.

A variety of different HVOF coatings, cermet or metallic, including tungsten carbide and iron aluminide (Fe₃Al) based composite coatings are studied, and their cavitation erosion resistance is compared to bulk steels. The wear resistance of HVOF sprayed iron aluminide coatings has initially been studied in [19–21], but its cavitation behavior has been observed here. A significant effect of the pre-spraying annealing of powders on the cavitation erosion properties of (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅NB₃₅ coatings was also observed.

2. Experimental Methodology

2.1. HVOF deposition and sample preparation

Considered steels are martensitic stainless steels (13Cr-8Ni, 13Cr-4Ni, 15Cr-5Ni), ferritic stainless steel AISI 444, as well as a carbon steel (AISI 1018). AISI 444 was used as a substrate for HVOF coatings. All samples were cut to be cylindrical in shape with a 24.5 mm (1") diameter.

Before spraying, the substrates were sandblasted with alumina particles (grit 60) and cleaned with methanol. A Praxair J-P 8500 HVOF gun mounted on an ABB robot arm and controlled by a computer was used for deposition. Kerosene fuel and oxygen gas were used for combustion. The powder carrier gas was argon. Uniform coverage was achieved by scanning the surface at speeds listed in the Table 1. For all coatings, a total of ten passes were used and the gun was displaced by 10 mm between the linear scans.

Table 1: HVOF deposition parameters for the coatings

Coating	Fe ₃ Al	(Fe ₃ Al) ₃₀ Ti ₃₅ BN ₃₅		WC-CoCr	Cr ₃ C ₂ -NiCr
		Unannealed	Annealed		
Oxygen/kerosene ratio	1.0	1.2	1.2	1.2	1.2
Combustion pressure [kPa]	590	700	710	677	683
Standoff distance [cm]	38	38	38	38	35.5
Nozzle length [cm]	6.35	15	15	15	15
Scanning speed [cm/s]	37.5	50	10	50	50

Note: WC-CoCr and Cr₃C₂-NiCr are commercial powders and correspond, respectively, to Praxair 1350VM and 1375VM.

HVOF coating samples were sprayed layer by layer using powder mixtures, then 24.5 mm diameter pucks were cut out with a water jet. Sprayed coatings include metallic coatings, milled and unmilled Fe₃Al; and cermets, WC-CoCr, Cr₃C₂-NiCr and (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ sprayed from annealed or unannealed powders.

Specifically, Fe₃Al and (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ powders were milled before HVOF deposition by high energy milling (1000 RPM) under an argon atmosphere using a Zoz GmbH Simoloyer CM01 2 liter high-energy mill. A stainless steel jar and milling balls were used, and the ball-to-powder weight ratio was 10:1. The (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ coating was milled using a mixture of 97.5% pure Fe₃Al (FAS 100 with approximately 2% of chromium) from Ametek, 98% pure boron nitride (h-BN) from Lower Friction and 99.4% pure titanium from Alfa Aesar. The initial average particle sizes of the mixed powders were 50 μ m for the pure Fe₃Al, 5 μ m for the h-BN and 150 μ m for the pure Ti. The composition of the milled powder was 30 at.% of Fe₃Al, 35 at.% of BN and 35 at.% of Ti, labeled (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅. After the initial ball milling and before HVOF spray, the (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ powders were heat-treated at 1000°C and 1400°C for 2 hours under vacuum. The heating rate

was $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$, and a cooling rate of $7^{\circ}\text{C}/\text{min}$ was used down to 500°C . Prior to deposition, powders were sieved. The effect of milling of Fe_3Al based coatings containing boride and nitride phases is part of yet unpublished works by some of this paper's co-authors including Pougoum and Schulz.

Before any erosion test or characterization, all samples were polished to fit the ASTM G32 standard : maximum surface roughness of $0.8 \mu\text{m}$ with no visible pits or scratches. Hard WC-CoCr composite coatings were polished with diamond grinding disks and diamond particles in suspension. Other coatings were polished using SiC mats and alumina particles in suspension, down to $0.05 \mu\text{m}$ sized particles. Roughness was measured to be $0.2 \mu\text{m}$ by optical profilometry after polishing.

2.2. Cavitation erosion testing using a vibratory apparatus

The indirect method using a vibratory apparatus according to the ASTM G32 standard was used to perform cavitation erosion tests, as shown in Figure 1. In this setup, the vibrating horn oscillates at a frequency of 20kHz for a $50 \mu\text{m}$ peak to peak amplitude. The horn and specimen are immersed in distilled water maintained at $20 \pm 2^{\circ}\text{C}$ by a closed loop temperature controller. The vibrating horns are made of a titanium alloy, for higher cavitation erosion resistance [7], and were replaced regularly. The sample-disk distance chosen here is $500 \mu\text{m}$, consistent with most studies using the indirect setup [5–7].

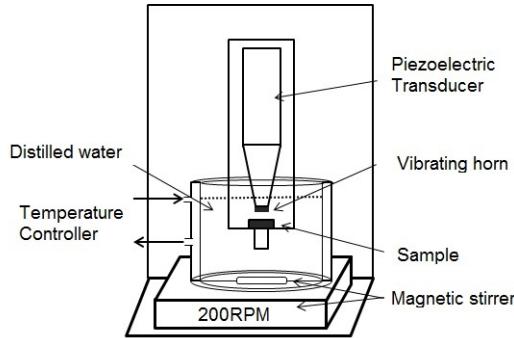


Figure 1: Vibratory apparatus for cavitation erosion, according to ASTM G32 [22].

All samples were eroded for a total time of 500 min, with each cavitation

erosion step varying between 10 min and 60 min. After each erosion step, the sample was removed, cleaned in acetone using an ultrasonic bath, dried, and weighed with a precision of 0.1 mg [17].

2.3. Microstructure and chemical composition

Scanning electron microscopy (SEM, Hitachi S-3700) was used to obtain the morphology of the samples as a function of erosion time. The grain size of the ferritic steels was measured using optical microscopy of chemically etched steels samples using Vilella, a mix of picric acid, hydrochloric acid and ethanol. Using the SEM images of polished coatings and the software ImageJ, the matrix fraction and porosity were determined by comparing the area ratio occupied by the matrix or pores over the total area measured. The image of the composite coatings (WC-CoCr, Cr₃C₂-NiCr, (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅) and metallic Fe₃Al, were also processed to obtain the ceramic grain size or splat size. The thickness of the HVOF coatings was measured by SEM imaging of polished cross-sections.

Composition of steels was measured by Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy EDX (Oxford X-Max^N detector mounted on a SEM). The AZTEC software was used to fit spectrum taken at different points of interest: the phases of the composite coatings, or the splats for the metallic coatings.

2.4. Mechanical properties

Young modulus (E) and hardness (H) values of stainless steels and most of the coatings were measured using a CSM micro-combi tester equipped with the microindentation accessory. The loading-unloading curves were recorded and the H and E values were extracted using the Oliver and Pharr methodology [23].

The indentations for bulk steels were performed for maximal indentation forces from 0.1 N up to 2 N with a Vickers tip, and the H and E values were averaged for data where indentation size effect was least affecting the measurements: the H and E values plateau as a function of applied force.

In the case of the coatings, a large number (30 or 50) of microindentations at 3 N were performed with a Vickers tip and the measured H and E were averaged. Coating thickness varied between 30 μm and 100 μm , while the penetration depth was between 1 μm and 7 μm . Only in the case of the

$\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ did the penetration depth exceed 10% of the coatings thickness: 4 μm for the 30-40 μm thick coating.

Some nanoindentations were performed on the $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ coatings using a Berkovich tip on a Hysitron Triboindenter. In nanoindentation, the tip can either indent on the hard ceramic grain or in the softer metallic matrix, since the indentations are performed in a grid pattern on the surface. A constant force of 2 mN was chosen, and 50 indentations were performed. The results are plotted using a histogram, assuming that the number of peaks is the number of different phases measured, and the average H and E values of those peaks are reported. Different phases were observed only in the case of the $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ coating annealed at 1400°C before spraying.

3. Results and Discussion

3.1. Chemical composition

The chemical composition of the steels and of the coatings measured by EDX are presented in Table 2 and in Table 3, respectively.

Table 2: Chemical composition of bulk steels [at%]

Bulk Steel	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
13Cr-8Ni (S13800)	0.05	neg.	neg.	12.7	8.2	2.1	neg.	Bal.
13Cr-4Ni (S41500)	0.01	0.8	0.5	12.6	4.6	0.6	neg.	Bal.
15Cr-5Ni (S15500)	0.07	1.0	1.0	14.7	4.7	0.3	3.3	Bal.
1018	0.2	0.9	neg.	0.2	0.2	neg.	neg.	Bal.

Because of the small size of the ceramic grains of the as deposited and annealed $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$, EDX measurements present the average composition.

Table 3: Chemical composition of HVOF coatings [at%]

HVOF coatings	W	Cr	Co	Al	Cu	Ni	Ti	B	Fe
WC-CoCr	Grain	92.7	-	7.3	-	-	-	-	-
	Matrix	63.0	6.2	26.5	-	4.3	-	-	-
$\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$	Grain	-	100	-	-	-	-	-	-
	Matrix	-	35.8	-	-	-	64.2	-	-
Fe3Al	-	1.9	-	8.6	-	-	-	-	Bal.
$(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$	-	1-2	-	3-5	-	-	10-30	5-10	Bal.

Using EDX measurements, we have attempted to assess the composition of the individual grains and of the matrix by focusing the electron beam on the specific regions. We detected the presence of Co in the WC-CoCr ceramic grains, and we found high amounts of tungsten in the metal matrix. It is clear that the EDX signal is affected by the size of the region from which the x-rays originate (about 1 micrometer in diameter) thus limiting the lateral resolution. In addition, tungsten being relatively heavy compared to other measured elements, its concentration indicated in Table 3 is to some extent overestimated.

3.2. Microstructure and mechanical properties

The microstructural and mechanical properties of bulk steels are listed in Table 4.

Table 4: Bulk steels properties

Bulk Steel	Microstructure	Grain size	H	E
	qualitative	[μm]	[GPa]	[GPa]
13Cr-8Ni (S13800)	Martensitic	n/a	5.5	248
13Cr-4Ni (SS415)	Martensitic	n/a	4.1	235
15Cr-5Ni (S15500)	Martensitic	n/a	5.0	246
AISI 444	Ferritic	82.8	2.5	248
1018	Ferritic	16.2	2.9	245

Table 5 presents the properties of the HVOF coatings. This includes the thickness, matrix fraction (SEM images surface ratio of matrix and grains for composite coatings), porosity (SEM images surface ratio), grain size (or splat size in the case of metallic HVOF coatings), and the mechanical properties measured using microindentation.

Table 5: HVOF coatings properties

Coating	Thickness	Matrix fraction	Porosity	Grain/splat size	H	E
	[μm]	[Area%]	[Area%]	[μm]	[GPa]	[GPa]
WC-CoCr	50	42.0	1.3	15.6	14.5	281
Cr ₃ C ₂ -NiCr	30-40	34,0	1.9	25.9	11.4	214
Fe ₃ Al (milled)	70-100	Metallic	4.5	11.1	4.6	130
Fe ₃ Al (unmilled)	80-100	Metallic	3.5	35	4.6	133
(Fe ₃ Al) ₃₀ Ti ₃₅ BN ₃₅	100	Not visible	3.9	Not visible	12.5	222
(Fe ₃ Al) ₃₀ Ti ₃₅ BN ₃₅ 1000°	50-60	Not visible	4.0	Not visible	10.6	202
(Fe ₃ Al) ₃₀ Ti ₃₅ BN ₃₅ 1400°	80-100	≈70	6.5	1.5	9.0	196

Splats were not resolved when using microindentation on the composite coatings. The presented values indicate the composite coating's overall mechanical properties. In the case of the (Fe₃Al)₃₀Ti₃₅BN₃₅ coatings' ceramic constituent was only observable after the pre-spraying annealing at 1400°C. In general, the coatings exhibit a higher hardness than the stainless steels, with their hardness varying between 4.6 and 14.5 GPa.

The measured nanoindentation H and E values for the $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ coatings are presented in Table 6. As observed, the Fe_3Al -based composite coatings exhibit higher hardness than the Fe_3Al metallic coatings, with their hardness not lower than 13 GPa.

Table 6: Nanoindentation results for $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ coating

$(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$	H	E
	[GPa]	[GPa]
Unannealed	18.3	233
1000°C	13	201
1400°C	Grain	39.5
	Matrix	15.8
		328
		222

3.3. Cavitation erosion results

The results presented here include the total mass loss for the ferritic and martensitic stainless steels and for the HVOF coatings. Total mass loss as a function of erosion time is presented in Figure 2. The erosion rate (ER) is measured by plotting a linear regression in the steady-state period. The x-intercept of this linear regression is the incubation period.

Figure 3 shows the ERs and incubation periods of all studied materials. The ER of Fe_3Al is 1.2 mg/min and it is not shown in Figure 3 (a) because it is significantly higher than all other materials. As seen in Figure 3, the cavitation ER of steels decreases as the incubation period increases, suggesting a correlation between the ER in the steady state and the inverse of their incubation period [7, 24, 25]. In the case of the coatings, such a correlation is not observed.

In Figure 4, the ER and incubation period are plotted as a function of the H/E ratio. Since the measured E values for the steels are all similar, it indicates that higher H values are associated with longer incubation periods and lower ERs. For the steels, ER decreases with H/E with a high linearity ($R^2 = 0.89$), while the incubation increases with H for $R^2 = 0.98$. However, for the coatings a linear correlation cannot be established: linearity for the coatings (excluding Fe_3Al) is 0.39 for ER and 0.03 for the incubation period as a function of H/E. For example, the metallic Fe_3Al coatings possess

a relatively high hardness compared to the bulk steels, yet their ERs are significantly higher than for all other materials. It is to be noted that the incubation period and ER as a function of H or H/E show similar correlation. Therefore only the H/E graphs are shown here.

3.3.1. Cavitation erosion resistance of materials

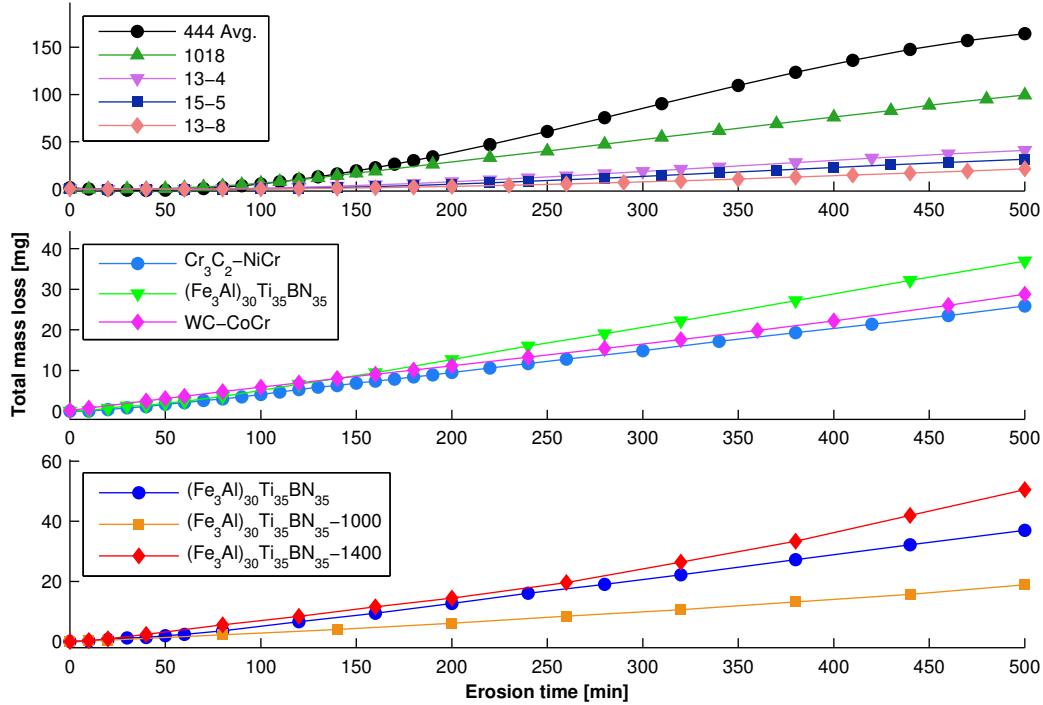


Figure 2: Mass loss as a function of erosion time for bulk steels, composite coatings and $(Fe_3Al)_{30}Ti_{35}NB_{35}$.

The total mass loss curves of steels in Figure 2 represent averages of 2-3 erosion tests. Incubation periods for the bulk steels are in the 100-130 min range. Maximal ERs vary between 0.06 mg/min and 0.36 mg/min. The bulk steels cavitation erosion resistance is directly correlated with indentation hardness (see Table 4 and Figure 4 (a)). In the case of martensitic stainless steels, a higher Ni content correlates with lower ERs and longer incubation periods. Ni, as an additive in steel, promotes high toughness, a key mechanical property to resist cavitation erosion [5].

Mass loss curves for HVOF coatings shown in Figure 2 are averages of 2 erosion tests, or a single erosion test for all $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{Nb}_{35}$ coatings. The incubation period is always lower than 10 min, being null in some cases (see Figure 3 (b)). The ERs of composite coatings are significantly lower than those of most steels, being comparable to the best performing steel, 13Cr-8Ni. Maximal ERs of composite coatings vary between 0.04 mg/min and 0.10 mg/min. The erosion curves of milled and unmilled Fe_3Al are not shown: these metallic coatings were completely removed after 100 min or less. One observes that the annealed samples do not present a significantly longer incubation period compared to the coating sprayed using un-annealed powders. The ER diminishes for the 1000°C annealed sample, but is greater for the 1400°C annealed one. All of the $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{Nb}_{35}$ coatings are composite but only the 1400°C samples' ceramic grains were large enough to be observed by SEM.

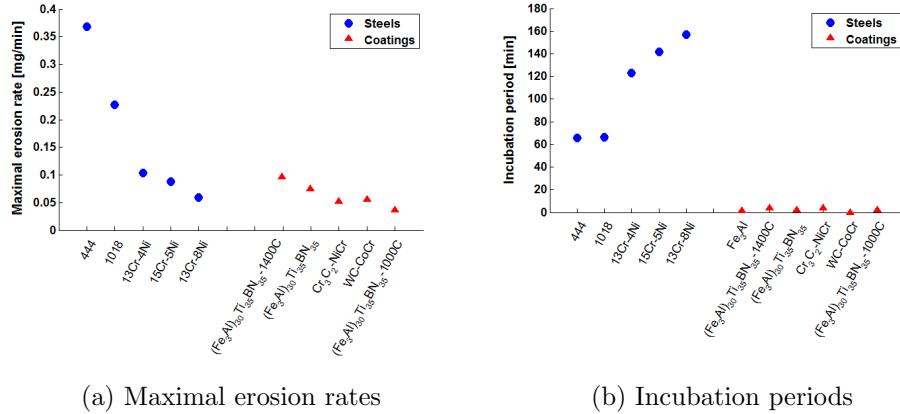


Figure 3: Maximal erosion rates and incubation periods of all studied materials.

WC-based coatings applied on steels did not exhibit better cavitation erosion resistance than the martensitic stainless steels, in agreement with Singh and al. [5]. The previously shown results on the cavitation erosion of HVOF coatings tend to be in agreement with the literature, as the incubation period is null while their ER values are not lower than for the martensitic stainless steels. However it is important to notice that the 1000°C annealed $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{Nb}_{35}$ coating possesses the lowest ER, 0.037 mg/min, about half the ER of the best performing martensitic steel, 13Cr-8Ni with 0.059

mg/min.

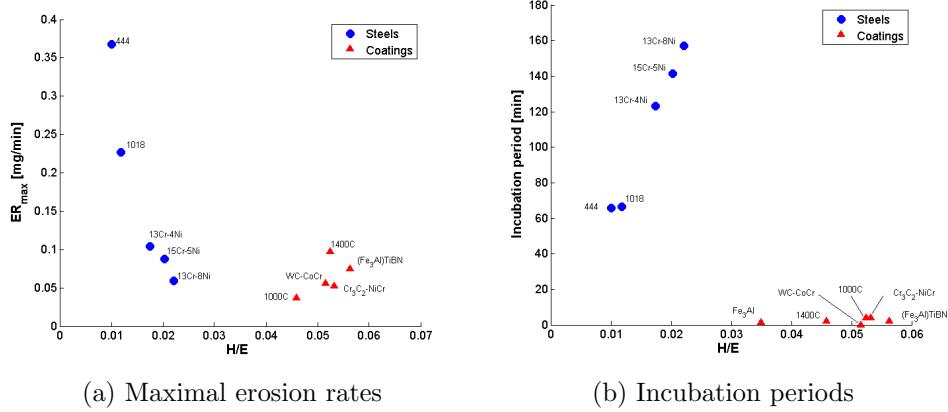


Figure 4: Maximal erosion rates and incubation periods as a function of H/E for all studied materials.

We evaluated the effect of pre-deposition annealing for other powders on the ER. In the case of $(Fe_3Al)_{30}Ti_{35}Nb_{35}$, annealing favors precipitation of the ceramic grains and helps to reduce the density of defects. Moreover, changing the Fe_3Al , Ti and B and N contents to determine an optimal coating composition also seems relevant.

It has been generally observed that lowering the porosity lowers the ER [26]. In the present case, the best performing coating, 1000°C annealed $(Fe_3Al)_{30}Ti_{35}Nb_{35}$, possesses a relatively high porosity (4%), compared to other coatings, including the 1400°C annealed sample. The corresponding H and E values of the best performing coating are comparable to those of the other composite coatings. No correlation was found between the coating's ER or incubation period with H , E , matrix fraction, or porosity. H and E values seem insufficient to predict the cavitation erosion behavior of the HVOF coatings.

Following the cavitation erosion results, SEM imaging of the surface morphology was conducted to illustrate the cavitation erosion mechanisms.

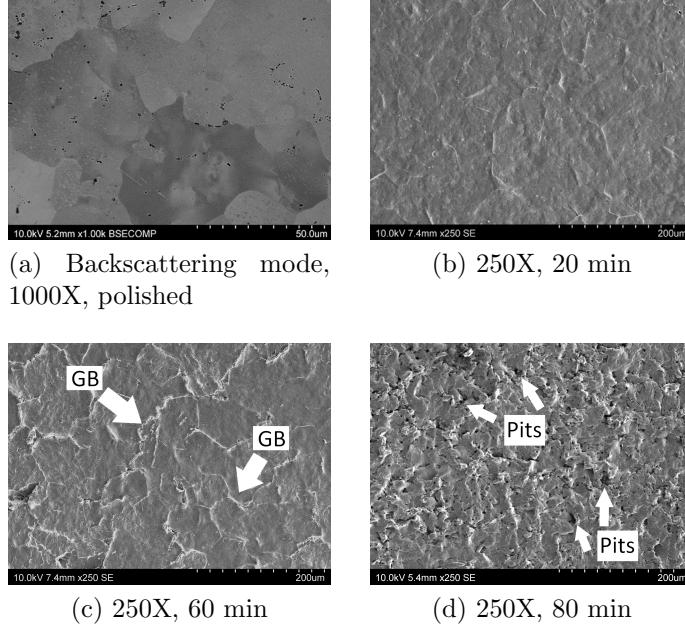


Figure 5: SEM images of AISI 444 steel as a function of erosion time.

3.3.2. Cavitation erosion mechanisms

SEM images of eroded surfaces as a function of time are presented to enlighten the wear mechanisms. When imaging the cavitation erosion of the AISI 444 steel, damage accumulation on the grain boundaries (GB) and the grains themselves can be observed as the erosion progresses. Figure 5 (a) was taken for a polished surface. Figure 5 (b) and (c) show cracks appearing on GBs, and Figure 5 (d) shows material being removed after 80 min of erosion, in agreement with the measured incubation period of 444 AISI steel being 66 min.

SEM images of the milled Fe_3Al are presented in Figure 6. Material is eroded already after the first 10 min erosion period. We can easily see that some parts remain undamaged which indicates an heterogeneity in the surface properties. We can also notice that the degradation reveals deeper pits in the surface (i.e., porosity in the material).

For the composite coatings, no evidence of ceramic grain damage was observed, as shown for WC-CoCr in Figure 7, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ in Figure 8 and 9

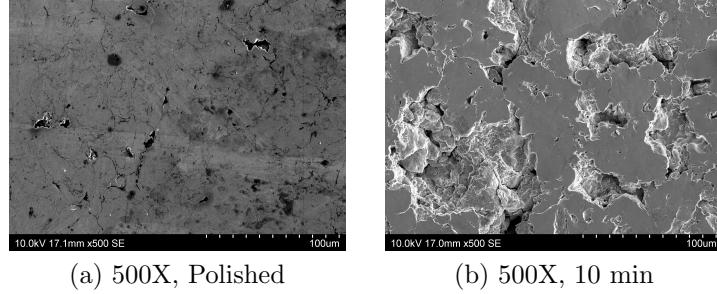


Figure 6: SEM images of Fe_3Al coating as a function of erosion time.

and $\text{Fe}_3\text{Al}_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ in Figure 10. Cavitation erosion as a function of exposure time for HVOF coatings in general appears as shown in Figure 7: mass loss as soon as exposed to cavitation, with pits growing larger and deeper. To better show the cavitation erosion mechanisms, Figure 8 is zoomed in on a grain around which the metal matrix is being removed. No damage accumulation period was observed for any HVOF coating. Instead, the material loss can be observed after the first 10 min erosion step. In the case of WC-CoCr, mass loss was observed even when the erosion step was reduced to 1 min.

As seen in Figure 4 (b), the incubation periods of the HVOF coatings are lower than bulk steels. The influence of porosity in the coatings on the wear mechanisms was difficult to observe, as large pits tend to appear already after short erosion periods (10 min). The metal matrix was eroded first, followed by loose ceramic grain removal, as can be observed in Figure 8. These observations are in line with the literature on cavitation erosion of WC-Co [27, 28]. However, crack nucleation was not observed in the case of coatings using SEM, only large pits indicating mass loss.

The wear behavior of HVOF coatings compared to the bulk steels can be explained by the following phenomenological model. First, the coatings have porosity, internal stress and defects that can serve as nucleation sites for fractures. These defects can be observed in the SEM images of polished coatings (Figure 6 (a), 7 (a), 9 (a) and 10 (a)). It seems reasonable to assume that the porosity has an effect on cavitation erosion, probably insofar as to eliminate the incubation period. This would be in accordance with the previous study of Sugiyama et al. who demonstrated that coatings with lower pore density had better cavitation erosion resistance [26].

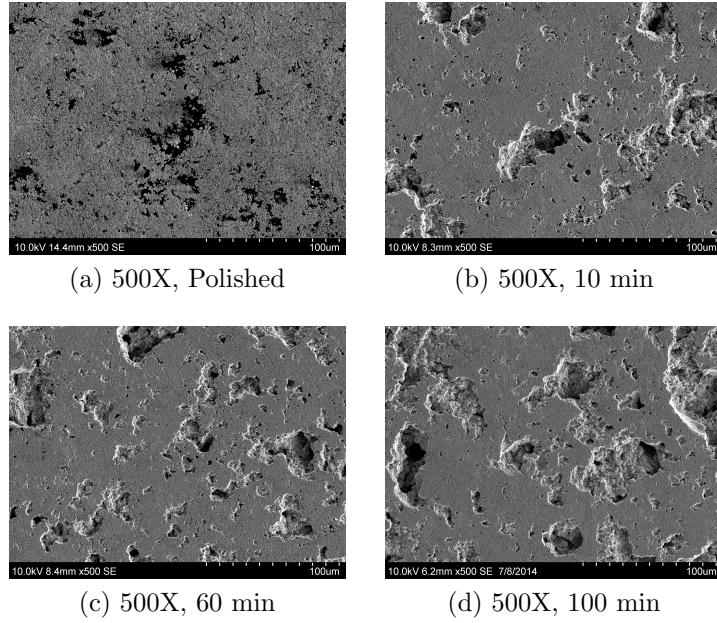


Figure 7: SEM images of WC-CoCr coating as a function of erosion time.

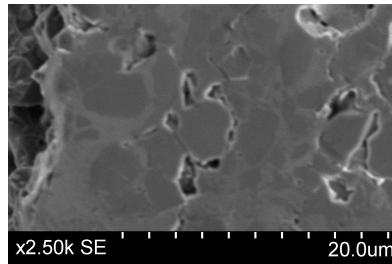


Figure 8: SEM image of Cr_3C_2 -NiCr at 2500X

Since HVOF coatings are porous, they probably have a disadvantage over denser materials with a similar chemical composition and microstructure. The porosity of HVOF coatings encourages crack nucleation, a probable explanation for the short or absent incubation periods of all eroded coatings. Moreover HVOF coatings also have internal stresses. The incubation period is known to be related to surface hardening [7]. Stressed materials are not able to deform under cavitation impacts and mass loss can occur instantly. Post-deposition annealing could alleviate stress present in the HVOF coat-

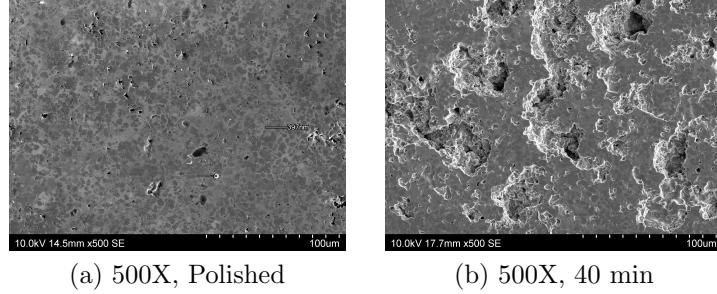


Figure 9: SEM images of $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ coating as a function of erosion time.

ings. As investigated by Lima et al. [29], coatings which exhibited tensile stress exhibited better cavitation erosion resistance.

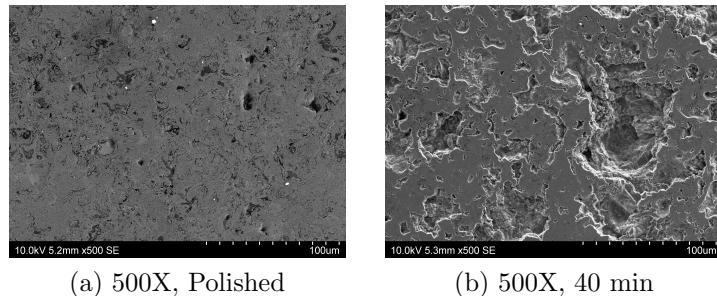


Figure 10: SEM images of $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ coating as a function of erosion time.

The erosion rates of bulk steels generally increase with the hardness. In the case of coatings, a higher hardness does not correlate with lower erosion rate. As a matter of fact, the best performing coating studied here has relatively low hardness and relatively high porosity. According to Lima et al. fracture toughness is a more important property for the selection of thermally sprayed coatings, and they suggest that the microstructure and morphology play a defining role in the cavitation erosion of materials [29].

4. Conclusion:

1. Martensitic stainless steels present lower erosion rates and longer incubation periods than ferritic steels. These results correlate with the micro-hardness measurements.

2. Cavitation erosion mechanisms of steels are damage accumulation followed by material removal. Ferritic steels presented cracks at grain boundaries and on the grains themselves.
3. Composite coatings ($(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$, WC-CoCr, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$) present similar but generally lower erosion rates than most bulk steels. All coatings have close to null incubation periods. These coatings have comparable E, and significantly higher H values, than bulk steels. Cavitation erosion resistance of coatings does not correlate with H, E, porosity or matrix fraction.
4. Metal matrix of composite coatings was observed to be removed preferentially. No damage on ceramic grains was observed in the SEM images of eroded samples. The ceramic grains seem to be removed once the metal matrix surrounding it is eroded. Defects, porosity or grain boundaries could act as crack nucleation sites.
5. Pre-deposition annealing of $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ at 1000°C lowered the erosion rate twofold. Annealing at 1400 °C significantly increased erosion. All $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ coatings have higher porosity than other composite coatings, yet similar or lower maximal erosion rates.

Acknowledgements

The authors wish to acknowledge financial support from NSERC and from Hydro-Quebec through the Multisectorial Industrial Research Chair in Coatings and Surface Engineering. They also wish to thank Yves Drolet for HVOF coating deposition and bulk samples cutting, as well as Alexandre Lapointe, Marie-Andree Ayotte and Robert Lacasse for fruitful discussions.

- [1] Energy Fact Book 2015-2016, Tech. Rep., Natural Resources Canada, available at <http://www.nrcan.gc.ca/energy/>, accessed January 14th 2016, 2016.
- [2] P. Kumar, R. Saini, Study of cavitation in hydro turbines-A review, *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 14 (1) (2010) 374–383, ISSN 13640321, doi:10.1016/j.rser.2009.07.024.
- [3] D. Hart, D. Whale, A review of cavitation-erosion resistant weld surfacing for hydroturbines, *Eutectic Australia Pty. Ltd.*, Sydney (2007).

- [4] M. Duraiselvam, R. Galun, V. Wesling, B. L. Mordike, R. Reiter, J. Oligmüller, Cavitation erosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel laser-clad with nickel aluminide intermetallic composites and matrix composites with TiC reinforcement, *Surface and Coatings Technology* 201 (3-4) (2006) 1289–1295, ISSN 02578972, doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.01.054.
- [5] R. Singh, S. K. Tiwari, S. K. Mishra, Cavitation erosion in hydraulic turbine components and mitigation by coatings: current status and future needs, *Journal of Materials Engineering and Performance* 21 (7) (2011) 1539–1551, ISSN 1059-9495, doi:10.1007/s11665-011-0051-9.
- [6] M. K. Padhy, R. Saini, A review on silt erosion in hydro turbines, *Renewable and Sustainable Energy Reviews* 12 (7) (2008) 1974–1987, ISSN 13640321, doi:10.1016/j.rser.2007.01.025.
- [7] K.-H. Kim, G. Chahine, J.-P. Franc, A. Karimi, Advanced experimental and numerical techniques for cavitation erosion prediction, vol. 106, Springer Netherlands, Dordrecht, ISBN 9789401785389, 2014.
- [8] C.-T. Hsiao, A. Jayaprakash, A. Kapahi, J.-K. Choi, G. L. Chahine, Modelling of material pitting from cavitation bubble collapse, *Journal of Fluid Mechanics* 755 (2014) 142–175, ISSN 0022-1120, doi: 10.1017/jfm.2014.394.
- [9] J.-K. Choi, A. Jayaprakash, A. Kapahi, C.-T. Hsiao, G. L. Chahine, Relationship between space and time characteristics of cavitation impact pressures and resulting pits in materials, *Journal of Materials Science* 49 (8) (2014) 3034–3051, ISSN 0022-2461, doi:10.1007/s10853-013-8002-5.
- [10] V. Souza, A. Neville, Aspects of microstructure on the synergy and overall material loss of thermal spray coatings in erosioncorrosion environments, *Wear* 263 (1-6) (2007) 339–346, ISSN 00431648, doi: 10.1016/j.wear.2007.01.071.
- [11] L. Tôn-Thât, Experimental comparison of cavitation erosion rates of different steels used in hydraulic turbines, *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science* 12 (2010) 012052, ISSN 1755-1315, doi: 10.1088/1755-1315/12/1/012052.

- [12] R. Simoneau, Austenitic stainless steel with high cavitation erosion resistance, 1988.
- [13] W. Guo and Y. Wu, Fabrication and characterization of thermal-sprayed Fe-based amorphous/nanocrystalline composite coatings: an overview, *Journal of Thermal Spray Technology* 23 (7) (2014) 1157–1180, ISSN 1059-9630, doi:10.1007/s11666-014-0096-z.
- [14] Y. Wu, L. Pinghua, C. Chu, W. Zehua, C. Ming, H. Junhua, Cavitation erosion characteristics of a Fe-Cr-Si-B-Mn coating fabricated by high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal spray, *Materials Letters* 61 (2007) 1867–1872, ISSN 0167577X, doi:10.1016/j.matlet.2006.07.147.
- [15] B. Mann, V. Arya, HVOF coating and surface treatment for enhancing droplet erosion resistance of steam turbine blades, *Wear* 254 (7-8) (2003) 652–667, ISSN 00431648, doi:10.1016/S0043-1648(03)00253-9.
- [16] Z.-X. Ding, W. Chen, Q. Wang, Resistance of cavitation erosion of multimodal WC-12Co coatings sprayed by HVOF, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 21 (10) (2011) 2231–2236, ISSN 10036326, doi:10.1016/S1003-6326(11)61000-5.
- [17] Z. Wang, X. Zhang, J. Cheng, J. Lin, Z. Zhou, Cavitation erosion resistance of Fe-Based amorphous/nanocrystal coatings prepared by High-Velocity Arc Spraying, *Journal of Thermal Spray Technology* 23 (April) (2014) 742–749, doi:10.1007/s11666-014-0074-5.
- [18] Y. Wu, S. Hong, J. Zhang, Z. He, W. Guo, Q. Wang, G. Li, Microstructure and cavitation erosion behavior of WCCoCr coating on 1Cr18Ni9Ti stainless steel by HVOF thermal spraying, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 32 (2012) 21–26, ISSN 02634368, doi:10.1016/j.ijrmhm.2012.01.002.
- [19] Y.-S. Kim, Y.-H. Kim, Sliding wear behavior of Fe3Al-based alloys, *Materials Science and Engineering: A* 258 (1-2) (1998) 319–324, ISSN 09215093, doi:10.1016/S0921-5093(98)00951-4.
- [20] M. Li, P. D. Christofides, Modeling and control of high-velocity oxygen-fuel (HVOF) thermal spray: a tutorial review, *Journal of Thermal Spray Technology* 18 (5-6) (2009) 753–768, ISSN 1059-9630, doi:10.1007/s11666-009-9309-2.

- [21] M. Amiriyan, H. D. Alamdari, C. Blais, S. Savoie, R. Schulz, M. Gariépy, Dry sliding wear behavior of Fe₃Al and Fe₃Al/TiC coatings prepared by HVOF, *Wear* 342-343 (2015) 154–162.
- [22] S. Hattori, T. Hirose, K. Sugiyama, Prediction method for cavitation erosion based on measurement of bubble collapse impact loads, *Journal of Physics: Conference Series* 147 (2009) 012011, ISSN 1742-6596, doi: 10.1088/1742-6596/147/1/012011.
- [23] W. Oliver, G. Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic using load displacement sensing indentation experiments, *J. Mater. Res.* 7 (6), (1991).
- [24] Z. Yu-Kang, F. G. Hammitt, Cavitation erosion incubation period, *Wear* 86 (2) (1983) 299–313, ISSN 0043-1648, doi:10.1016/0043-1648(83)90168-0.
- [25] M. C. Park, K. N. Kim, G. S. Shin, S. J. Kim, Effects of strain induced martensitic transformation on the cavitation erosion resistance and incubation time of FeCrNiC alloys, *Wear* 274-275 (2012) 28–33, ISSN 00431648, doi:10.1016/j.wear.2011.08.011.
- [26] K. Sugiyama, S. Nakahama, S. Hattori, K. Nakano, Slurry wear and cavitation erosion of thermal-sprayed cermets, *Wear* 258 (5-6) (2005) 768–775, ISSN 00431648, doi:10.1016/j.wear.2004.09.006.
- [27] L. Thakur, N. Arora, A study on erosive wear behavior of HVOF sprayed nanostructured WC-CoCr coatings, *Journal of Mechanical Science and Technology* 27 (5) (2013) 1461–1467, ISSN 1738-494X, doi: 10.1007/s12206-013-0326-1.
- [28] V. A. Pugsley, C. Allen, Microstructure/property relationships in the cavitation erosion of tungsten carbide cobalt, *Wear* 233-235 (1999) 93–103.
- [29] M.M. Lima, C. Godoy, P.J. Modenesi, J.C. Avelar-Batistat, A. Davidson, A. Matthews, Mechanical properties of TiNyTiB₂ multilayers deposited by plasma enhanced chemical vapor deposition, *Surface and Coatings Technology* 174 -175 (2003) 720–724, doi:10.1016/S0257-8972.

CHAPITRE 5 Résultats complémentaires et Discussion

La présente section s'attarde à la présentation de résultats qui viennent poursuivre les études entamées dans l'article. Avant tout, des métallographies et images MEB utilisées pour calculer la taille des grains sont présentées. Ces images n'ont pas été présentées dans l'article 1 pour éviter de le surcharger. Aussi, des mesures de profilométrie optique confocale en fonction du temps d'érosion ont été exécutées. Dans le cas des revêtements HVOF, la mesure de la profondeur d'érosion maximale semble particulièrement importante : il a été possible de déterminer le moment précis où un revêtement HVOF a été percé.

Les résultats de l'article 1 indiquent que les revêtements projetés ont des taux d'érosion similaires. Pour cette raison, l'acier 444 a été projeté par HVOF et sa résistance à l'érosion par cavitation a été caractéristiquée. De cette manière, il a été possible d'observer l'effet de la projection thermique par HVOF sur la résistance à l'érosion par cavitation des matériaux. Ces tests d'érosion ont été poursuivis avec la même méthodologie que l'article 1 et ouvrent la voie aux futures études d'érosion par cavitation des revêtements HVOF.

5.1 Métallographie

À l'aide de la méthodologie décrite à la section 3.2.3, les métallographies à la figure 5.1 ont été prises. Ces matériaux n'ont pas été imaginés par MEB avant l'érosion, mais les métallographies permettent de visualiser leur microstructure et de calculer la taille des grains des aciers ferritiques AISI 1018 et 444. Aucuns grains ne sont visibles sur les images des aciers martensitiques, mais les plaques de martensite sont apparentes à la figure 5.1 (b). La structure ferritique de l'acier 1018 comporte quant à elle des grains clairement définis de ferrite et de perlite.

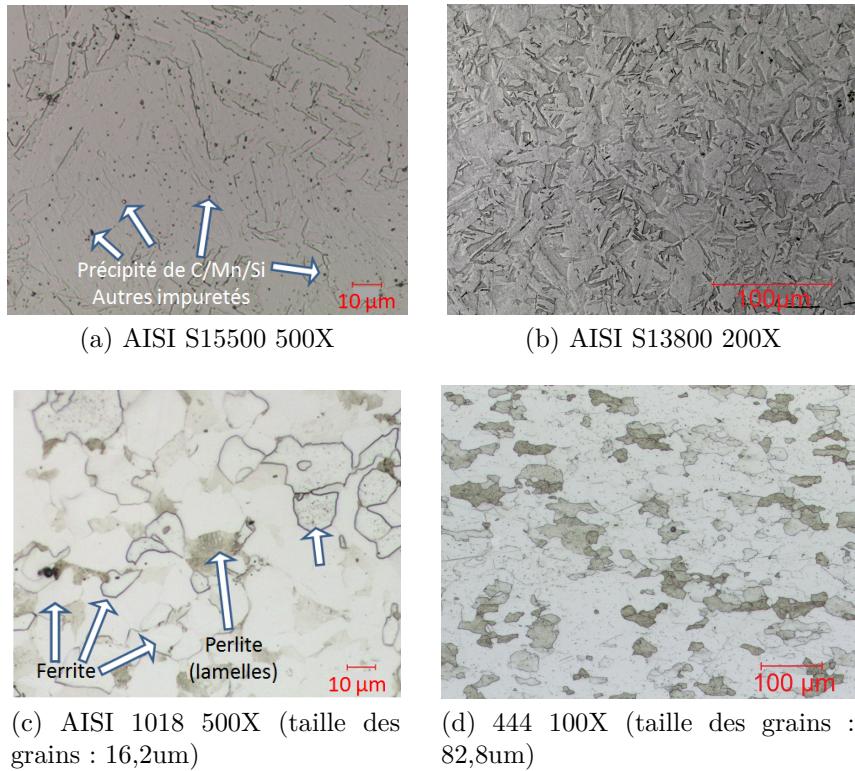


Figure 5.1 Métallographie des aciers

À l'aide des images de l'alliage 1018, il a été possible de mesurer la taille des grains de cet échantillon, soit $16,2 \mu\text{m}$ de diamètre avec la méthode évoquée à la section 3.5.1. Les échantillons de 1018 provenant tous du même lot, il est assumé que cette taille de grains est applicable pour tous les échantillons d'acier doux étudiés. La taille des grains (ou *splats*, les particules partiellement fondues déformées après l'impact) des autres matériaux, soit l'acier 444 et les revêtements HVOF a été déterminée à l'aide des images MEB des sections latérales dans la section suivante.

5.2 Images MEB des sections latérales des revêtements

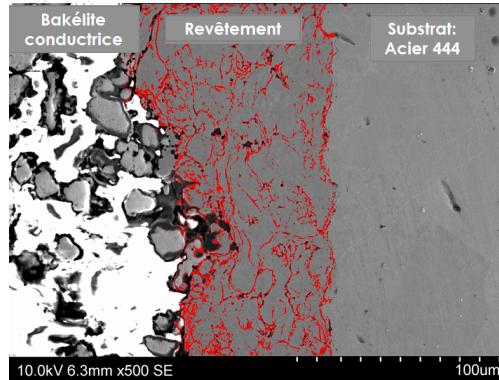


Figure 5.2 Image MEB à 500X d'une section latérale du Fe_3Al broyé avant l'érosion

Ici, les images MEB des sections latérales des revêtements, pré ou post-érosion sont présentées. Ces images ont permis de calculer la porosité et la taille des grains de céramiques ou des *splats*, des résultats qui sont listés dans l'article 1. Toutes les images des sections latérales sont orientées de la même manière : la bakélite conductrice du côté gauche, le revêtement au centre et substrat du côté droit.

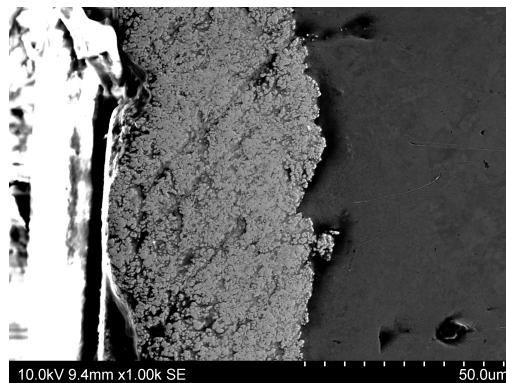


Figure 5.3 Image MEB à 1000X d'une section latérale du WC-CoCr avant l'érosion

Il est possible d'observer les *splats* sur la section latérale du revêtement métallique Fe_3Al broyé à la figure 5.2. Les parties surlignées en rouge de l'image sont en fait les différents joints entre les *splats*. Une région du revêtement semble beaucoup plus mince. Durant le processus de polissage de la section latérale, certaines portions du revêtement peuvent être arrachées, ce qui peut expliquer la présence d'une telle crevace.

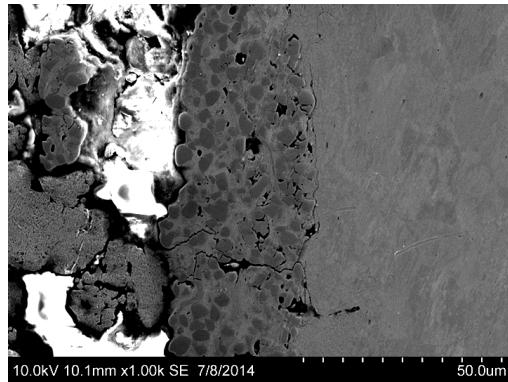


Figure 5.4 Image MEB à 1000X d'une section latérale du Cr_3C_2 -NiCr avant l'érosion

La section latérale du WC-CoCr est présentée à la figure 5.3 et la section latérale du Cr_3C_2 -NiCr à la figure 5.4. À 1000X, il est possible de voir les grains de Cr_3C_2 (taille moyenne : $3,8 \mu\text{m}$), mais les grains de WC (taille moyenne : $1,4 \mu\text{m}$) sont plus petits et il est plus difficile de les différencier de la matrice métallique. Il est aussi possible d'observer des rayures sur la section latérale du WC-CoCr, qui ont probablement été causées par le polissage.

Il est possible d'observer que les revêtements de $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ recuits ou non à la figure 5.5 possèdent en général une porosité supérieure aux autres revêtements HVOF. Il y a de nombreuses fissures et porosités sur la section latérale, particulièrement dans le cas du recuit à 1000°C . Les joints entre les *splats* semblent des endroits particulièrement favorables à l'apparition de fissures et de pores. Certaines fissures et porosités peuvent être causées par le polissage. Puisque la méthodologie de polissage est la même, les fissures plus nombreuses du 1000°C pourraient être une indication d'une plus faible adhésion des splats par rapport aux autres revêtements de $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$.

Le revêtement le moins performant, le $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ recuit à 1400°C , a définitivement la porosité la plus élevée : 6,5%. Toutefois, le revêtement le plus performant possède quant à lui une porosité relativement élevée, soit 4%. Selon la littérature scientifique, la porosité encourage l'érosion par cavitation des matériaux [21, 37], mais nos résultats semblent indiquer que la porosité est seulement un facteur parmi d'autres paramètres qui influencent l'érosion par cavitation.

Les revêtements $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ sont tous composites, mais les grains de céramiques (de BN, TiN, ou autres) sont de taille nanométriques, sauf pour certaines températures de recuits.

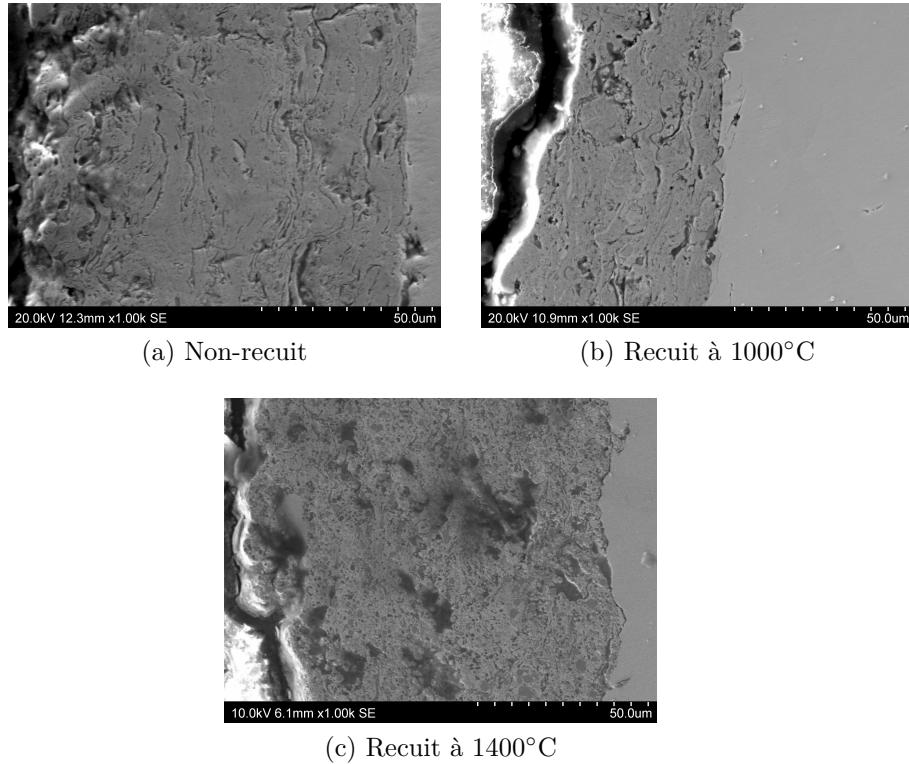


Figure 5.5 Images MEB à 1000X de sections latérales de $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ en fonction de la température de recuit

Ces particules de céramique peuvent alors précipiter et former des grains micrométriques, tel que pour le $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ recuit à 1400°C. Il est possible d'observer ces grains pour un plus grand grossissement à la figure 5.6 : ils ont une taille moyenne de $1,5 \mu\text{m}$. En plus de ces images MEB, les résultats d'érosion par cavitation du 444HVOF, ainsi que certaines courbes d'érosion démontrant l'utilité des paramètres MDER_{max} et MaxDER pour caractériser l'érosion par cavitation des revêtements sont présentés à la section suivante.

5.3 Érosion par cavitation

Dans le but de démontrer l'utilité de mesurer à la fois le MaxDE et le MDE, à la figure 5.7 sont présentées des mesures en fonction du temps d'érosion pour deux échantillons du revêtement composite $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$. Ces mesures ont été prises par profilométrie optique confocale à l'aide d'un crayon optique Nanovea, ce qui a permis de constater qu'un des revêtements a été percé après 200 min d'érosion, environ.

Le taux d'érosion, après 200 min, augmente dramatiquement, probablement parce que l'éro-

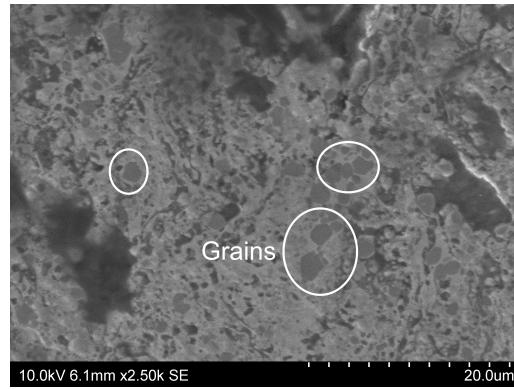


Figure 5.6 Images MEB à 2500X d'une section latérale de $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ recuite à 1400°C

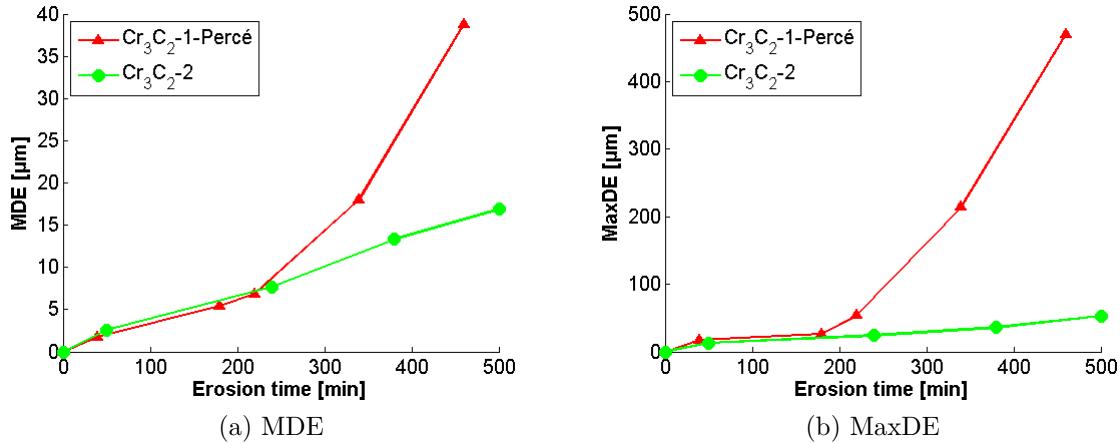


Figure 5.7 Profilométrie optique de 2 revêtements de Cr₃C₂-NiCr en fonction du temps d'érosion

sion du substrat a débuté et celui-ci est érodé beaucoup plus rapidement que le revêtement. Il est possible d'observer que le taux d'érosion a augmenté sur la figure 5.7 (a). Par contre, le MDE n'indique pas à quel moment la couche protectrice a été percée. Pour ce faire la profondeur maximale des piqûres doit être mesurée : la courbe du MaxDE à la figure 5.7 (b) permet de constater que celui-ci a probablement été percé à environ 200 min. La figure 5.7 (a) quant à elle suggère que le revêtement a été complètement arraché après 500 min, un fait confirmé par l'observation de l'échantillon à l'oeil nu. Les deux revêtements possédaient une épaisseur d'environ 30 à 40 μm , tel que présenté dans l'article 1, et la profondeur d'érosion moyenne atteint cette valeur vers la fin du test d'érosion. Le MDE et le MaxDE sont donc des informations complémentaires. À partir des mesures profilométriques, il est aussi possible de mesurer le volume perdu, et avec la courbe de la masse perdue de calculer une valeur de la densité du matériau érodé.

La résultats d'érosion de cavitation d'acières (13-8, 15-5, 1018, etc.) et de quelques revêtements (Fe_3Al , WC-CoCr, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$, etc.) HVOF sont présentés dans l'article 1 au Chapitre 4. Ces tests semblent indiquer que la résistance à l'érosion par cavitation des revêtements n'est pas grandement influencée par la variation de leurs valeurs de H ou de E. Les revêtements plus poreux sont plus résistants selon la littérature, mais le revêtement le plus résistant étudié ici ($(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$) a une porosité relativement élevée de 4 %.

Dans le but de comprendre l'effet que la projection thermique a sur la résistance à l'érosion par cavitation des matériaux, le 444 a été projeté par HVOF. Ce matériau a déjà été étudié dans l'article 1, où il a été démontré que le 444 massif n'est pas très résistant à l'érosion par cavitation, comparé aux autres aciers massifs.

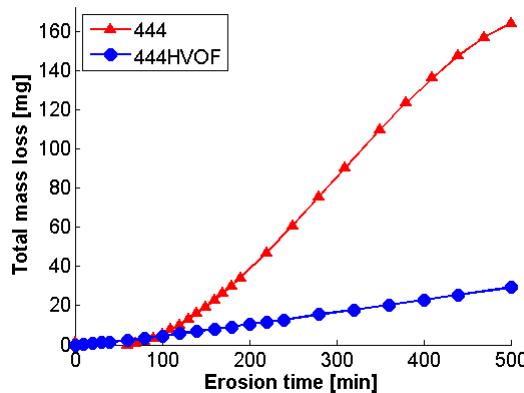


Figure 5.8 Perte de masse en fonction du temps du 444 massif et du 444HVOF

Les masses totales érodées en fonction du temps pour le 444 massif et projeté sont présentées à la figure 5.8, les temps d'incubation et taux de perte de masse associés au Tableau 5.1. Tel qu'observé, la période d'incubation ainsi que le taux d'érosion maximal sont tous deux considérablement plus faible dans le cas du matériau projeté. Le 444 est l'acier massif qui présente le plus haut taux d'érosion, ainsi que la période d'incubation la plus courte. Malgré tout, le taux d'érosion maximal du 444HVOF est comparable, quoi que légèrement supérieur, aux taux d'érosion de la plupart des revêtements composites étudiés ici, excluant le $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ recuit à 1000°C (voir l'article 1 pour tous ces résultats). La période d'incubation du 444HVOF est nulle, ce qui est identique aux autres revêtements HVOF.

Le seul matériau dont le taux d'érosion variait significativement était le 444 massif, dont le taux d'érosion maximal a varié entre 0,64 mg/min à 0,26 mg/min. La courbe du 444 massif est illustrée à la Figure 5.8.

Tableau 5.1 Propriétés mécaniques et érosion par cavitation du 444 massif et du 444HVOF

Matériau		ER_max	Période d'incubation	H	E
		[mg/min]	[min]	[GPa]	[GPa]
Massif	444	0,368	66	2,5	234
Revêtement	444HVOF	0,061	0	Non-mesuré	Non-mesuré

Tous les revêtements HVOF démontrent des taux d'érosion similaires. Il est difficile d'expliquer pourquoi l'acier 444 présente un taux d'érosion si faible comparativement à sa forme massive. Néanmoins, la présence de contraintes résiduelles dans les revêtements HVOF pourrait expliquer leur période d'incubation très faible. Les matériaux projetés ne peuvent pas passer par l'étape initiale de durcissement structural, alors la matière est arrachée instantanément.

CHAPITRE 6 DISCUSSION GÉNÉRALE

Différentes méthodologies sont utilisées par les groupes qui étudient l'érosion par cavitation avec un appareil vibratoire. La plupart des chercheurs adhèrent au standard ASTM G32 [17, 37, 39], d'autres suivent le standard moins strictement, modifiant quelques paramètres. Par exemple, la fréquence motrice de 19 kHz utilisée par certains groupes [13, 14]. La distance disque-échantillon varie aussi : 500 μm ici, tandis que Park and al. [48] utilisent 5 mm, ce qui modifie de toute évidence la force d'impact. L'eau est aussi maintenue à des températures différentes : 20°C est utilisé dans cette maîtrise et par Cuppari et al. [52], Sugiyama and al., Park and al. et d'autres utilisent 25°C [37, 48, 39] tel qu'indiqué dans la norme ASTM G32, Wu and al. maintiennent l'eau entre 25°C et 30°C [14], et Pugsley et al. [53] la maintiennent entre 31 et 34 °C. Encore une fois, il n'est pas possible de comparer directement les taux d'érosion et périodes d'incubation mesurées avec des méthodologies différentes. L'effet de la température sur l'érosion par cavitation est hors du cadre de cette maîtrise.

En ce qui concerne la force d'impact en fonction de la distance échantillon-disque toutefois, des mesures ont été effectuées par Hattori and al. [28] : le nombre d'impacts de 5 N diminue d'un facteur 10 lorsque la distance augmente de 1 mm à 4 mm. Il est difficile d'utiliser les informations sur le nombre d'impact dans les modèles prédictif dans la section 2.6 : il est seulement possible de mesurer la force d'impact et les modèles ne considèrent que les impacts en terme de contrainte. Donc, il serait pertinent de mesurer la pression d'impact (ou l'évolution d'une piqûre) en fonction du temps et de l'espace dans le but d'affiner les modèles prédictifs. Il est possible d'estimer l'amplitude de pression d'impact à l'aide de mesures *post-situ* des piqûres. Cependant, la géométrie des piqûres ne dépend pas seulement de la pression d'impact maximale, mais aussi de l'étendue temporelle et spatiale du champ de pression [60]. Sachant que l'étendue du champ de pression sur la surface solide varie entre autres en fonction de la taille de la bulle et de sa distance à la surface, Choi et al. concluent que les mesures des piqûres sont insuffisantes pour caractériser la pression d'impact en érosion par cavitation. Par contre, des mesures du champ de contrainte ou de la pression d'impact en fonction du temps et de l'espace sont très difficiles à réaliser en pratique [21]. Ceci indique qu'il est pertinent de modéliser le champ de pression causé par l'implosion d'une bulle ainsi que les contraintes internes et les piqûres causées par cet impact, en 3 dimensions et en fonction du temps. Certaines modélisations existent déjà et sont présentées par exemple dans [21, 61]. Les auteurs dérivent aussi un modèle de piqûre qui prend en compte le champ de pression dérivé. Donc, il serait maintenant pertinent de dériver un modèle d'érosion par cavitation qui

prend en compte les modélisations du champ de pression et de la formation des piqûres. Par la suite, il devient possible de comparer l'érosion en fonction du temps expérimentale au taux modélisé. Il pourrait être possible d'ajuster les modèles en mesurant la population de bulles ainsi que la distance à laquelle celle-ci implosent de la surface. Certaines méthodologies de mesure de la taille des bulles existent, par exemple dans [62, 63]. Toutefois, il faudrait non seulement mesurer la taille de ces bulles mais leur position relative à la surface érodée lors de l'implosion, ce qui peut être complexe.

Puisque le 444HVOF a démontré des propriétés de résistance à l'érosion par cavitation similaires aux revêtements composites, il serait intéressant de projeter par HVOF les différents aciers martensitiques et ferritiques communément utilisés pour fabriquer des turbines. Si ces matériaux projetés ont un taux d'érosion significativement plus faible que sous forme massive, il ne serait pas nécessaire d'utiliser des revêtements composites pour obtenir des bonnes résistances à l'érosion par cavitation. Autrement, tel que discuté dans l'article 1, l'utilité de ces revêtements est difficile à quantifier. Seul le $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ recuit à 1000°C, offre de meilleures performances que les aciers martensitiques. Aucun revêtement HVOF ne présentait de période d'incubation, mais leurs taux d'érosion étaient faible vis-à-vis des aciers massifs.

La plupart des matériaux projetés par HVOF excluant le Fe_3Al possèdent aussi des taux d'érosion par cavitation très similaires, ce qui pourrait simplifier le choix d'un éventuel matériau protecteur : le plus simple et le moins cher pourrait être utilisé et offrir des performances comparables à un matériau nanocomposite. Il serait aussi intéressant de vérifier l'effet de recuits pré-déposition sur les revêtements, pour vérifier si le taux d'érosion de tous les revêtements est diminué lorsqu'un recuit est effectué. Il serait aussi d'intérêt de modifier la composition du revêtement $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$, et de vérifier le changement du taux de perte de masse avec la composition. Lorsqu'une composition optimale est trouvée, il serait possible de vérifier l'effet des recuits sur la résistance à l'érosion par cavitation de ce revêtement.

Aussi, certaines propriétés mécaniques qui influencent le comportement en érosion par cavitation des matériaux selon la littérature scientifique n'ont pas été mesurées ici. La ténacité des revêtements, par exemple, pourrait être étudiée à l'aide de micro-indentations réalisées avec des pointes Berkovich, qui encouragent l'apparition de fissures latérales. La longueur et la largeur de ces fissures dépendent de la ténacité du matériau, ce qui permet une quantification des caractéristiques des revêtements HVOF. Autrement, le comportement en fatigue de ces matériaux semble pertinent à mesurer, mais les mesures en fatigue des revêtements

sont en général complexes. Aucune propriété des revêtements mesurée ici (dureté, module d'élasticité, porosité) ne semble corréler avec la résistance à l'érosion par cavitation des revêtements HVOF, ce qui rend encore plus pertinente la mesure d'autres propriétés mécaniques. Il n'est donc pas possible de prévoir le comportement en érosion par cavitation des matériaux projetés par HVOF à l'aide des mesures effectuées ici.

Pour terminer, un dernier fait intéressant à noter est que les aciers et les céramiques ne sont pas les matériaux qui tendent à présenter la plus haute résistance à l'érosion par cavitation. Dans des articles par Hattori et al. par exemple [64, 65] il est possible de constater que certains plastiques présentent des taux d'érosion de 10 à 100 fois inférieurs aux aciers inoxydables. En plus, les plastiques sont déjà utilisés comme barrière protectrice pour aider les aciers à résister à la corrosion, quoi qu'ils sont plus susceptibles à l'érosion par des particules solides. Hattori et al. expliquent que la plus faible impédance acoustique implique des impacts d'érosion par cavitation plus faibles. À l'aide d'un capteur d'impact basé sur un matériau piézoélectrique, ils ont prouvé que les impacts à plus haute charge (entre 10 N et 20 N) pour les plastiques sont définitivement moins nombreux. L'étude de ces matériaux pour la résistance à l'érosion par cavitation de turbines hydrauliques est une voie encore inexplorée qui pourrait considérablement réduire l'érosion par cavitation, dans les cas où l'érosion par les particules solides n'est pas problématique.

6.1 Conclusion et recommandations

Les résultats du 444HVOF ont révélé que la déposition HVOF en soi permettait de diminuer significativement (dans ce cas ci, d'un facteur 5) le taux d'érosion maximal d'un matériau comparé à sa forme massive. En fait, le 444HVOF exhibe une résistance à l'érosion par cavitation très similaire aux autres revêtements composites, malgré le fait que le 444 massif possède un taux d'érosion plus élevé que les autres aciers. Toutefois, ses propriétés mécaniques n'ont pas été mesurées, et des images MEB de la surface érodé en fonction du temps n'ont malheureusement pas pu être prises. De toute évidence, il serait important de faire ces mesures pour comprendre les mécanismes d'enlèvement de matière du 444HVOF. Il serait aussi intéressant d'étudier le comportement en érosion par cavitation de divers couple de matériaux massifs/projetés par HVOF.

Les mesures de dureté et du module de Young des matériaux massifs présentées dans ce mémoire appuient la littérature : plus la dureté augmente, plus le taux d'érosion diminue. Pour les revêtements, aucune corrélation n'a pu être établie entre leurs propriétés et leur

comportement en érosion. Ce dernier fait permet d'affirmer avec certitude qu'un des objectifs de cette maîtrise n'a pas été satisfait : le comportement en érosion par cavitation des revêtements ne peut être prédit avec les résultats ici présents.

Par contre, certaines propriétés mécaniques importantes, soient par exemple la ténacité et la résistance à la fatigue des matériaux n'ont pas été caractérisées. Ces deux propriétés sont importantes, mais sont relativement complexes et longues à mesurer, particulièrement pour les revêtements. Pour la ténacité, certaines mesures d'indentation qui encouragent la formation de fissures latérales permettent d'extraire la valeur de ténacité. Il serait important de constater l'effet d'un changement dans la ténacité, ou la résistance à la fatigue des revêtements sur leur comportement en érosion par cavitation. Cependant, cet objectif semblait trop ambitieux pour une maîtrise.

Les contraintes internes influencent elles aussi le comportement en érosion par cavitation des matériaux, allant probablement jusqu'à réduire à zéro la période d'incubation des revêtements. Pour tester l'hypothèse de la présence de contraintes dans les revêtements présentée dans l'article 1, des mesures des contraintes résiduelles dans les revêtements pourraient être réalisées, par exemple en utilisant la méthode de la courbure. Une autre méthode pour effectuer des mesures de contraintes pré et post-recuits pourrait être le XRD sur des échantillons. Il serait possible de faire des recuits pré et post-déposition, dans le but de changer les contraintes internes.

Les recuits peuvent aussi changer la porosité d'un revêtement. Des études sur l'effet de la porosité sur l'érosion par cavitation existent déjà, et indiquent que les revêtements plus poreux sont moins résistants à l'érosion par cavitation. Par contre, le revêtement le plus performant, du $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ à 1000°C , a une porosité élevée (soit environ 4%), comparée aux autres revêtements composites. Le comportement en érosion par cavitation des revêtements semble être influencée par la porosité, en plus d'autres propriétés.

Tel que présenté dans la littérature, la taille des grains peut elle aussi influencer les mécanismes d'enlèvement de matière. Il est possible de contrôler la taille des grains à l'aide, encore une fois, de recuits pré-déposition, et peut-être post-déposition. Dans le cas du $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$, des recuits plus longs ou à plus haute température pourraient être effectués pour aider à la formation de grains plus volumineux, et une étude de l'effet de la taille des grains sur la résistance à l'érosion par cavitation serait alors envisageable. Avant ce genre d'étude,

un revêtement contenant un taux optimal de Ti et de BN pourrait être trouvé, en étudiant le changement de taux de perte de masse en fonction de la composition.

Autrement, tel que discuté dans la section « Résultats supplémentaires et Discussion », les revêtements HVOF sont étudiés ici dans le but ultime de réduire l'érosion par cavitation des turbines hydrauliques. De cette manière, il est possible de constater que le $(\text{Fe}_3\text{Al})_{30}\text{Ti}_{35}\text{BN}_{35}$ recuit à 1000°C démontre un taux d'érosion plus de 2 fois inférieur à l'acier massif le plus performant étudié ici. Malheureusement, plus de matériaux doivent être étudiés pour minimiser le taux d'érosion, et déterminer les mécanismes d'érosion par cavitation qui expliquent sa meilleure performance. Le CaviTec par exemple démontre un comportement de transformation de phase sous contrainte bénéfique pour la résistance à l'érosion par cavitation.

Dans cette optique, il est pertinent de considérer l'étude des plastiques comme revêtements protecteurs. Certains plastiques peuvent démontrer un taux d'érosion près de 100x inférieur aux aciers inoxydables. Malgré la résistance à l'érosion par particules solides plus faible des plastiques, ceux-ci n'encouragent pas la corrosion galvanique. En fait des revêtements plastiques sont déjà utilisés pour protéger des tuyaux métalliques contre la corrosion dans des usines chimiques et des centrales électriques. Ces matériaux résistants à l'érosion par cavitation gagnent à être considérés et étudiés plus en détail. Au final, la projection HVOF semble être une solution prometteuse pour réduire l'impact de l'érosion par cavitation dans les turbines hydrauliques.

Les calculs théoriques simples effectués dans cette maîtrise présentés dans l'Annexe A, et peuvent être résumés comme suit. Le champ de pression dans un appareil vibrant indirect peut être modélisé comme une onde plane quasi-stationnaire d'amplitude de 5MPa oscillant à 20 kHz. L'onde plane émise a une amplitude de 1,21 MPa, et dépend de l'amplitude de vibration de la tête ainsi que de sa fréquence d'oscillation. Cette onde est réfléchie entre la tête de vibration et l'échantillon, formant l'onde quasi-stationnaire. Dans un tel champ de pression, des bulles possédant un rayon à l'équilibre supérieur à $5,6 \mu\text{m}$ s'effondrent dans des conditions quasi-statiques, et des bulles possédant un rayon inférieur à $250 \mu\text{m}$ s'effondrent dans des conditions dynamiques. La pression d'impact est environ 100MPa, indépendamment du rayon de la bulle. Pour une force d'impact de 20 N [2], l'aire d'impact pourrait posséder un rayon maximal d'environ $250 \mu\text{m}$.

La simulation est un outil utile pour comprendre l'érosion par cavitation dans l'appareil

vibratoire. La pression d'impact est difficilement mesurable : la simulation est une méthode plus simple d'obtenir une telle valeur. Aussi, il pourrait être pertinent de modéliser la force/pression d'impact en fonction de la taille des bulles, de la géométrie des bulles, ainsi que de la distance des bulles avec la surface solide. Il serait aussi possible de déterminer la population de bulles dans l'appareil ASTM G32, ainsi que dans tous les appareils vibratoires qui sont utilisés en littérature. Cette population de bulles pourrait alors être comparée à la population de bulles dans les turbines : des études dans la littérature arrivent par exemple à comparer l'agressivité de l'érosion par cavitation dans différents appareils [21].

La dynamique des bulles dans un appareil ASTM G32 pourrait être aussi simulée, pour calculer la taille des bulles, la population de bulles ainsi que la pression/force d'impact théorique et pouvoir comparer avec des mesures présentées dans la littérature scientifique. Certaines modélisation de la « supercavitation acoustique » ont par exemple déjà été effectuée par Znidarcic et al. [27], un régime de cavitation différent dans un appareil vibratoire. La taille des bulles qui implosent a été calculée ici de manière très grossière, mais ce genre de calculs théoriques approximatifs est insuffisant pour comprendre l'érosion par cavitation dans l'appareil ASTM G32. Une lacune majeure concernant les calculs théoriques présentés dans cette maîtrise sont les équations simplifiées utilisées pour calculer divers paramètres de la dynamiques des bulles. Des dérivations plus complètes dépassent le cadre de cette maîtrise.

Par la suite, en connaissant le taux d'impact, la force d'impact et l'aire d'impact, le taux d'érosion et la période d'incubation pourraient être modélisés. Il serait aussi possible d'inclure les propriétés mécaniques et les paramètres métallurgiques des matériaux dans un tel modèle. De cette manière, il serait possible de comparer les taux d'érosion et période d'incubation obtenus avec des méthodologies différentes. Pour le moment, il n'est pas possible de comparer les résultats obtenus ici avec des groupes qui utilisent un appareil identique mais qui modifient la température de l'eau, ou l'amplitude de vibration de la tête.

En fait, la plupart des recommandations données ici découlent d'un manque de compréhension de la cavitation dans l'appareil ASTM G32, et de l'érosion par cavitation. Il serait important de pouvoir modéliser l'apparition d'une bulle, son comportement dans le champ de pression, jusqu'à son éventuelle implosion dans l'appareil ASTM G32. En ce moment, les expérimentateurs utilisent des paramètres différents sans pouvoir quantifier l'effet de ces modifications sur l'érosion. Des études plus approfondies sur la cavitation acoustique et l'érosion par cavitation subséquente sont encore nécessaires aujourd'hui.

RÉFÉRENCES

- [1] P. Kumar and R. Saini, “Study of cavitation in hydro turbines—A review,” *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, vol. 14, no. 1, pp. 374–383, 2010.
- [2] R. Singh, S. K. Tiwari, and S. K. Mishra, *Journal of Materials Engineering and Performance*.
- [3] “Energy Fact Book 2015–2016,” Natural Resources Canada, Tech. Rep., 2016.
- [4] Hydro-Québec, “Québec hydropower : Energy for the future,” available at <http://www.hydroquebec.com/about-hydro-quebec/>, accédé le 15 Janvier 2016.
- [5] R. Toegel, B. Gompf, R. Pecha, and D. Lohse, *Physical Review Letters*.
- [6] J.-P. Franc and J.-M. Michel, *Fundamentals of Cavitation*, first edit ed., R. Moreau, Ed. Dordrecht : Kluwer Academic Publishers, 2005.
- [7] R. F. Young, “Introduction,” in *Cavitation*. London : Imperial College Press, 1999, ch. 1, pp. 1–7.
- [8] C. E. Brennen, *Cavitation and Bubble Dynamics*, 1st ed. Oxford University Press, 1995.
- [9] L. Tôn-Thât, “Étude comparative de la résistance à la cavitation agressive de différents aciers à haute limite d'élasticité pour les roues de turbines hydrauliques,” IREQ, Tech. Rep., 2009.
- [10] Y. Wu, L. Pinghua, C. Chu, W. Zehua, C. Ming, and H. Junhua, “Cavitation erosion characteristics of a Fe-Cr-Si-B-Mn coating fabricated by high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal spray,” *Materials Letters*, vol. 61, pp. 1867–1872, 2007.
- [11] B. Mann and V. Arya, “HVOF coating and surface treatment for enhancing droplet erosion resistance of steam turbine blades,” *Wear*, vol. 254, no. 7-8, pp. 652–667, 2003.
- [12] Z.-X. Ding, W. Chen, and Q. Wang, “Resistance of cavitation erosion of multimodal WC-12Co coatings sprayed by HVOF,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, no. 10, pp. 2231–2236, 2011.
- [13] Z. Wang, X. Zhang, J. Cheng, J. Lin, and Z. Zhou, “Cavitation Erosion Resistance of Fe-Based Amorphous / Nanocrystal Coatings Prepared by High-Velocity Arc Spraying,” *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 23, no. April, pp. 742–749, 2014.
- [14] Y. Wu, S. Hong, J. Zhang, Z. He, W. Guo, Q. Wang, and G. Li, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*.
- [15] J.-H. Chen and W. Wu, “Cavitation erosion behavior of Inconel 690 alloy,” *Materials Science and Engineering : A*, vol. 489, no. 1-2, pp. 451–456, 2008.

- [16] B. S. Mann, "Water Droplet and Cavitation Erosion Behavior of Laser-Treated Stainless Steel and Titanium Alloy : Their Similarities," *Journal of Materials Engineering and Performance*, no. Ref 21, aug 2013.
- [17] L. Thakur and N. Arora, *Journal of Mechanical Science and Technology*.
- [18] Y.-S. Kim and Y.-H. Kim, "Sliding wear behavior of Fe3Al-based alloys," *Materials Science and Engineering : A*, vol. 258, no. 1-2, pp. 319–324, 1998.
- [19] M. Li and P. D. Christofides, "Modeling and Control of High-Velocity Oxygen-Fuel (HVOF) Thermal Spray : A Tutorial Review," *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 18, no. 5-6, pp. 753–768, mar 2009.
- [20] M. Amiriyan, H. D. Alamdari, C. Blais, S. Savoie, R. Schulz, and M. Gariépy, "Dry sliding wear behavior of Fe3Al and Fe3Al/TiC coatings prepared by HVOF," *Wear*, pp. 154–162, 2015.
- [21] K.-H. Kim, G. Chahine, J.-P. Franc, and A. Karimi, *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction*, R. Moreau and A. Thess, Eds. Dordrecht : Springer Netherlands, 2014, vol. 106.
- [22] J.-P. Franc and J.-M. Michel, "Cavitation erosion research in France : the state of the art," *Journal of Marine Science and Technology*, pp. 233–244, 1997.
- [23] K. Kundu, Pijush, and M. Cohen, *Fluid Mechanics*, 2nd ed., Elsevier, Ed. London : Academic Press, 2002.
- [24] T. G. Leighton, *The Acoustic Bubble*, 1st ed. San Diego : Academic Press Limited, 1994.
- [25] J.-P. D. Franc, F. Avellan, and J.-L. Kueny, *La cavitation : mécanismes physiques et aspects industriels*. Grenoble : Presses universitaires de Grenoble PUG, 1995.
- [26] X. Escaler, E. Egusquiza, M. Farhat, F. Avellan, and M. Coussirat, "Detection of cavitation in hydraulic turbines," *Mechanical Systems and Signal Processing*, vol. 20, no. 4, pp. 983–1007, 2006.
- [27] A. Žnidarčič, R. Mettin, and M. Dular, "Modeling cavitation in a rapidly changing pressure field - Application to a small ultrasonic horn," *Ultrasonics Sonochemistry*, vol. 22, pp. 482–492, 2014.
- [28] S. Hattori, T. Hirose, and K. Sugiyama, "Prediction method for cavitation erosion based on measurement of bubble collapse impact loads," *Journal of Physics : Conference Series*, vol. 147, p. 012011, 2009.
- [29] S. Hattori and M. Takinami, "Comparison of cavitation erosion rate with liquid impingement erosion rate," *Wear*, vol. 269, no. 3-4, pp. 310–316, 2010.

- [30] S. Hattori and R. Ishikura, “Revision of cavitation erosion database and analysis of stainless steel data,” *Wear*, vol. 268, no. 1, pp. 109–116, 2010.
- [31] L. Tôn-Thât, “Experimental comparison of cavitation erosion rates of different steels used in hydraulic turbines,” *IOP Conference Series : Earth and Environmental Science*, vol. 12, p. 012052, 2010.
- [32] M. Ida, T. Naoe, and M. Futakawa, “Suppression of cavitation inception by gas bubble injection : A numerical study focusing on bubble-bubble interaction,” *Physical Review E*, vol. 76, no. 4, p. 046309, 2007.
- [33] M. Kafesaki, R. S. Penciu, and E. N. Economou, “Air bubbles in water : a strongly multiple scattering medium for acoustic waves.” *Physical review letters*, vol. 84, no. 26 Pt 1, pp. 6050–3, 2000.
- [34] M. Kameda, N. Shimaura, F. Higashino, and Y. Matsumoto, “Shock waves in a uniform bubbly flow,” *Physics of Fluids*, vol. 10, no. 10, p. 2661, 1998.
- [35] C. Heathcock, B. Protheroe, and A. Ball, “Cavitation erosion of stainless steels,” *Wear*, vol. 81, no. 2, pp. 311 – 327, 1982.
- [36] L. Yang, A. Tieu, D. Dunne, S. Huang, H. Li, D. Wexler, and Z. Jiang, “Cavitation erosion resistance of NiTi thin films produced by Filtered Arc Deposition,” *Wear*, vol. 267, no. 1-4, pp. 233–243, 2009.
- [37] K. Sugiyama, S. Nakahama, S. Hattori, and K. Nakano, “Slurry wear and cavitation erosion of thermal-sprayed cermets,” *Wear*, vol. 258, no. 5-6, pp. 768–775, 2005.
- [38] A. International, “G73-Standard Test Method for Liquid Impingement Erosion Using Rotating Apparatus,” pp. 1–19, 2013.
- [39] M.M. Lima, C. Godoy, P.J. Modenesi, J.C. Avelar-Batistat, A. Davidson, and A. Matthews, “Mechanical properties of TiNyTiB2 multilayers deposited by plasma enhanced chemical vapor deposition,” *Surface and Coatings Technology*, vol. 174 -175, pp. 720–724, 2003.
- [40] Y. Oka and H. Hayashi, “Evaluation of erosion resistance for metal–ceramic composites and cermets using a water-jet testing apparatus,” *Wear*, vol. 271, no. 9-10, pp. 1397–1403, 2011.
- [41] G. Bregliozi, a. D. Schino, S.-U. Ahmed, J. Kenny, and H. Haefke, “Cavitation wear behaviour of austenitic stainless steels with different grain sizes,” *Wear*, vol. 258, no. 1-4, pp. 503–510, 2005.
- [42] R. Richman and W. Mcnaughton, “A Metallurgical Approach to Improved Cavitation-Erosion Resistance,” vol. 6, no. October, pp. 633–641, 1997.

- [43] H. S. Fang, "Cavitation erosion of bainitic steel," *Wear*, vol. 215, pp. 46–53, 1998.
- [44] M. Duraiselvam, R. Galun, V. Wesling, B. L. Mordike, R. Reiter, and J. Oligmüller, "Cavitation erosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel laser-clad with nickel aluminide intermetallic composites and matrix composites with TiC reinforcement," *Surface and Coatings Technology*, vol. 201, no. 3-4, pp. 1289–1295, 2006.
- [45] Z. Cui, H. Man, F. Cheng, and T. Yue, "Cavitation erosion–corrosion characteristics of laser surface modified NiTi shape memory alloy," *Surface and Coatings Technology*, vol. 162, no. 2-3, pp. 147–153, 2003.
- [46] C. Kwok, H. Manb, and F. Cheng, "Cavitation erosion and pitting corrosion behaviour of laser surface-melted martensitic stainless steel UNS S42000," vol. 126, pp. 238–255, 2000.
- [47] A. Kumar, J. Boy, R. Zatorski, and L. Stephenson, "Thermal Spray and Weld Repair Alloys for the Repair of Cavitation Damage in Turbines and Pumps : A Technical Note," *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 14, no. 2, pp. 177–182, 2005.
- [48] M. C. Park, K. N. Kim, G. S. Shin, and S. J. Kim, "Effects of strain induced martensitic transformation on the cavitation erosion resistance and incubation time of Fe–Cr–Ni–C alloys," *Wear*, vol. 274-275, pp. 28–33, 2012.
- [49] A. Krella and A. Czyżniewski, "Cavitation resistance of Cr–N coatings deposited on austenitic stainless steel at various temperatures," *Wear*, vol. 266, no. 7-8, pp. 800–809, mar 2009.
- [50] A. Krella and A. Czyżniewski, "Cavitation erosion resistance of Cr–N coating deposited on stainless steel," *Wear*, vol. 260, no. 11-12, pp. 1324–1332, 2006.
- [51] F. Cheng, C. Kwok, and H. Man, "Laser surfacing of S31603 stainless steel with engineering ceramics for cavitation erosion resistance," *Surface and Coatings Technology*, vol. 139, no. 1, pp. 14–24, may 2001.
- [52] M. Di V.Cuppari, R. Souza, and a. Sinatra, "Effect of hard second phase on cavitation erosion of Fe–Cr–Ni–C alloys," *Wear*, vol. 258, no. 1-4, pp. 596–603, 2005.
- [53] V. Pugsley and C. Allen, "Microstructure property relationships in the cavitation erosion of tungsten carbide – cobalt," *Wear*, pp. 93–103, 1999.
- [54] P. L. Fauchais, J. V. Heberlein, and M. I. Boulos, *Thermal Spray Fundamentals*, 1st ed. Springer, 2014.
- [55] T. Varis, T. Suhonen, A. Ghabchi, A. Valarezo, S. Sampath, X. Liu, and S.-P. Hanula, "Formation Mechanisms, Structure, and Properties of HVOF-Sprayed WC-CoCr Coatings : An Approach Toward Process Maps," *Journal of Thermal Spray Technology*, vol. 23, no. August, pp. 1009–1018, 2014.

- [56] A. International, “Standard test method for cavitation erosion using a vibratory apparatus g32-06.”
- [57] ——, “-Standard Test Method for Erosion of Solid Materials by Cavitating Liquid Jet,” vol. 95, pp. 1–14, 2013.
- [58] G. F. V. Voort, “Preparation of Ceramics, Cermets, Nitrides, Borides and Sintered Carbides.”
- [59] W. Oliver and G. Pharr, “An improved technique for determining hardness and elastic using load displacement sensing indentation experiments,” *J. Mater. Res.*, vol. 7, no. 6, 1991.
- [60] J.-K. Choi and G. L. Chahine, “Quantitative evaluation of erosive cavitation pressure field from pits in material : fact or myth ?” *Journal of Physics : Conference Series*, vol. 656, 2015.
- [61] M. Mihatsch, S. Schmidt, M. Thalhamer, and N. Adams, “Quantitative Prediction of Erosion Aggressiveness through Numerical Simulation of 3-D Unsteady Cavitating Flows,” *International Symposium on Cavitation*, pp. 399–406, 2012.
- [62] D. Lebrun, D. Allano, L. Méès, F. Walle, F. Corbin, R. Boucheron, and D. Fréchou, “Size measurement of bubbles in a cavitation tunnel by digital in-line holography,” *Applied Optics*, vol. 50, no. 34, p. H1, 2011.
- [63] E. Ebert, W. Kröger, and N. Damaschke, “Hydrodynamic Nuclei Concentration Technique in Cavitation Research and Comparison to Phase-Doppler Measurements,” *Journal of Physics : Conference Series*, vol. 656, p. 012111, 2015.
- [64] S. Hattori and T. Itoh, “Cavitation erosion resistance of plastics,” *Wear*, vol. 271, no. 7-8, pp. 1103–1108, 2011.
- [65] S. Hattori, E. Benitani, W. Ruan, Y. Suda, R. Takeuchi, and T. Iwata, “Cavitation erosion of low-density polyethylene coatings for pipe liners,” in *9th International Symposium on Cavitation*, vol. 656, 2015.
- [66] C. K. Holland and R. E. Apfel, “Improved theory for the prediction of microcavitation thresholds.” *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*, vol. 36, pp. 204–208, 1989.
- [67] R. E. Apfel, “Acoustic cavitation prediction,” *The Journal of the Acoustical Society of America*, vol. 69, no. 4, p. 1624, 1981.
- [68] T. D. Blackstock, *Fundamentals of physical acoustics*, 1st ed. Austin : Wiley-Interscience, 2000.

- [69] C. H. Sherman and J. L. Butler, *Transducers and Arrays for Underwater Sound*, 1st ed. New York : Springer, 2007.
- [70] B. Rayleigh and J. W. Strutt, *The Theory of Sound*, 2nd ed. Dover Publications, 1945.
- [71] A. Lichatarowicz, “A study of pressures and erosion produced by collapsing cavitation,” *Wear*, vol. 186187, 1995.
- [72] J.-P. Franc, M. Riondet, A. Karimi, and G. L. Chahine, “Impact Load Measurements in an Erosive Cavitating Flow,” *Journal of Fluids Engineering*, vol. 133, no. 12, p. 121301, 2011.
- [73] R. F. Young, *Sonoluminescence*. Boca Raton : CRC Press LLC, 2005.
- [74] H. Flynn, “Cavitation dynamics. I. A mathematical formulation,” *The Journal of the Acoustical Society of America*, vol. 57, p. 1379, 1975.
- [75] H. G. Flynn, “Cavitation dynamics : II. Free pulsations and models for cavitation bubbles,” *The Journal of the Acoustical Society of America*, vol. 58, p. 1160, 1975.

ANNEXE A Calculs théoriques sur la population de bulles dans un appareil vibrant (ASTM G32)

Dans cette section, les calculs permettant d'avoir une approximation du champ de pression créé par l'appareil vibratoire, et des résultats-clés concernant le comportement des bulles dans un champ de pression oscillant dérivés ailleurs à l'aide de la dynamique des bulles sont présentés [8, 24, 66, 67]. Le calcul de la taille des bulles est présenté, suivi de quelques calculs sur les impacts causés par l'implosion des bulles.

Champ de pression acoustique dans l'appareil ASTM G32

Un fluide qui subit une baisse de pression acoustique (à cause de la vibration d'une surface solide, comme par exemple dans l'appareil ASTM G32) peut supporter sans caviter jusqu'à une tension nommée tension de rupture (traduction libre de *tensile strength*) [24]. En première approximation, un fluide est dit sous-tension si l'amplitude de pression acoustique excède la pression statique du fluide, tel que représenté à la figure A.1. La pression atmosphérique est de 101,3kPa, ce qui représente une bonne première approximation de la pression statique de l'eau dans l'appareil ASTM G32. Si cette tension appliquée est supérieure à la tension de rupture du liquide, il y a apparition de cavitation.

Dans le cas de l'appareil vibrant, il est possible de déterminer le champ de pression oscillant appliqué à un point arbitraire L dans l'espace (voir les références sur la physique acoustique suivantes [8, 24, 68, 69, 70]). Par la suite, la dynamique des bulles permet le calcul de la taille de bulles assumées sphériques qui s'effondrent dans le champ de pression précédemment calculé. La population de bulles en tant que telle ainsi que l'aire d'impact ne peuvent pas être calculées théoriquement avec les approximations grossières présentées ici. Par la suite, la pression d'impact est calculée. Puisque la pression d'impact est difficile à mesurer, c'est plus souvent la force d'impact qui l'est. Il est donc difficile de comparer les mesures expérimentales de force [71, 72] avec les valeurs théoriques de pression. Des calculs plus précis ou détaillés sur la création de la cavitation et le comportement des bulles sont hors du cadre de cette maîtrise. Il est seulement possible de déterminer un intervalle de taille de bulles qui implosent dans l'appareil vibratoire. Autrement, à l'aide des mesures de force dans la littérature [28] et la pression théorique, il est possible d'estimer l'aire d'impact maximale.

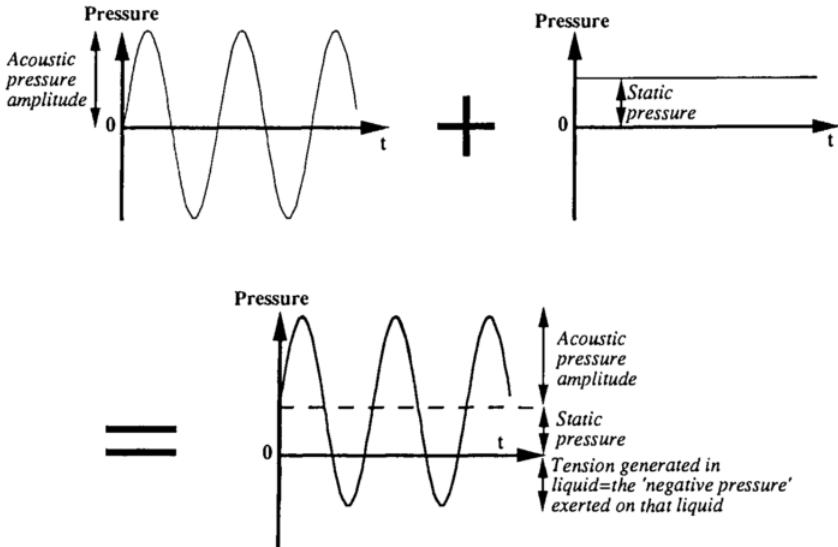


Figure A.1 Fluide sous tension lors du passage d'une onde acoustique [24] ©Elsevier Inc. 1994, reproduction avec autorisation. Tous droits réservés.

Pour calculer la pression causée par un piston qui vibre dans l'axe des z , il faut évaluer l'intégrale de Rayleigh [68, 69, 70], présentée à l'équation A.1, qui permet de trouver l'onde de pression oscillant à un point L arbitraire dans l'espace. Cette intégrale est valide dans le cas d'un piston formé d'une portion arbitraire d'une surface infinie qui vibre dans un fluide. Cette configuration est nommée *baffled piston*. Dans le cas présent, le piston est en réalité quasi-cylindrique (voir la Figure 3.2 dans la section 3.3), mais l'intégrale sera tout de même résolue pour une surface circulaire, représentée avec les variables à la figure A.2.

$$p(x, y, z; t) = \rho \int \frac{\dot{v}(x, y, z, t - R/c)}{2\pi R} dS \quad (A.1)$$

La résolution de cette équation permet de trouver l'onde de pression au point $L(x, y, z)$. À cause de la symétrie circulaire du piston, il est possible de calculer la pression pour un point L confiné sur le plan XZ sans perte de généralité. Le point $L(x, y, z)$ devient donc $L(x, 0, z)$, ou dans les coordonnées cylindriques $L(r, 0, \theta)$ pour $x = r \sin(\theta)$ et $z = r \cos(\theta)$. La distance entre une portion infinitésimale vibrante du piston dS et le point L se définit comme suit :

$$R = \sqrt{r^2 + \sigma^2 - 2r\sigma \sin(\theta) \cos \psi} \quad (A.2)$$

avec :

- Les coordonnées cylindriques de dS sur la surface du piston (voir figure A.2) :
- r la distance entre le centre de la surface du piston et le point de mesure de pression L ,

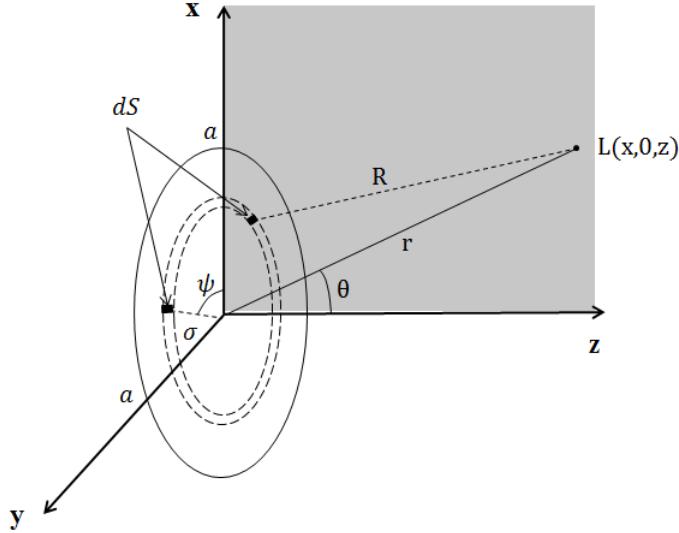


Figure A.2 Pression créée par un piston qui vibre dans un fluide [68]

θ l'angle entre l'axe des z et la courbe OL (centre du piston-point de mesure L).

- Les coordonnées cylindriques du point L confiné au plan xz (voir figure A.2) :
 - σ la distance entre le centre du piston et la portion de surface infinitésimale vibrante dS ,
 - ψ la position angulaire de la surface infinitésimale dS .
- Les autres paramètres importants :
 - $\dot{v}(x, y, z, t - R/c)$ l'accélération d'un volume de fluide par unité d'aire au point L (et une distance R) de dS ,
 - ρ la densité du fluide (pour l'eau à 25°C, $\rho_0 \approx 1000 \text{ kg/m}^3$),
 - \dot{v} l'accélération du piston (et donc v la vitesse),
 - c la vitesse du son dans le fluide (pour l'eau à 25°C $c \approx 1490 \text{ m/s}$).

Dans le cas d'un piston circulaire dS devient $\sigma d\sigma d\psi$. Il est alors possible d'intégrer sur toute la surface du piston a . Dans notre cas, le rayon du piston $a = 0,75 \text{ cm}$.

$$p(x, y, z; t) = \rho_0 \int_0^a \frac{\dot{v}(x, y, z, t - R/c)}{2\pi R} dS \quad (\text{A.3})$$

En assumant que la vibration du piston est un mouvement harmonique par rapport au temps, il est possible d'évaluer cette intégrale de manière analytique [69, 68] :

$$v(x, y, z, t - R/c) = v(x, y, z, t) e^{-ikR} \quad (\text{A.4})$$

Avec ω la fréquence angulaire associée à la fréquence de vibration du piston, e^{-ikR} le terme d'atténuation de l'accélération du volume de fluide lorsque l'on mesure au point L . Pour une oscillation harmonique :

$$v(x, y, z, t) = v_0 e^{i\omega t} \quad (\text{A.5})$$

Nous avons donc :

$$v(x, y, z, t - R/c) = v_0 e^{-ikR} e^{i\omega t} \quad (\text{A.6})$$

Avec : $f = 20\text{kHz}$ dans le cas de l'appareil vibrant ASTM G32, pour $\omega = 2\pi f$ et $k = 2\pi/\lambda$ pour λ la longueur d'onde de la vibration sachant que $f\lambda = c$. Sachant que l'amplitude de vibration du piston $x_0 = 25\mu\text{m}$, la constante $v_0 \approx 3,14\text{m/s}$, en intégrant $v(x, y, z, t)$ par rapport au temps. Ensuite :

$$\dot{v}(x, y, z, t - R/c) = i\omega v_0 e^{i\omega t} e^{-ikR} \quad (\text{A.7})$$

L'intégrale de Rayleigh devient donc, dans le cas de la vibration d'un piston circulaire dans l'eau :

$$p(r, \theta; t) = \rho_0 i\omega e^{i\omega t} \int_0^{2\pi} \int_0^a \frac{e^{-ikR}}{2\pi R} \sigma d\sigma d\psi \quad (\text{A.8})$$

Il faut noter que le résultat de cette équation est la pression complexe en fonction du temps à un point L donné, mais ce qui est d'intérêt ici est l'amplitude de la pression. La résolution de cette équation est expliquée en détails dans plusieurs livres sur la physique acoustique, les transducteurs, la dynamique des bulles : *Cavitation and Bubble Dynamics* [8], *Fundamentals of Cavitation* [6], *The Acoustic Bubble* [24], *Fundamentals of Physical Acoustics* [68], *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction* [21]. Il est possible de résoudre cette équation de manière analytique dans ces trois cas spéciaux :

1. Pour un point L en champ lointain (*farfield*),
2. Pour un point L sur l'axe z ,
3. Pour un point L en champ proche/sur la face du piston.

La distance qui marque approximativement le début du champ lointain est la distance de Rayleigh R_0 , soit l'aire du piston S divisée par la longueur d'onde acoustique λ : $R_0 = S/\lambda$. Dans le cas du montage expérimental indirect utilisé dans cette maîtrise, le rayon du piston est de $a = 7,5\text{mm}$ et donc $R_0 = 2,43\text{mm}$. Le rayon de Rayleigh est donc significativement plus grand que la distance entre la tête de vibration et l'échantillon de $500\mu\text{m}$ (tel que présenté dans la méthodologie à la section 3.3) : seul le champ proche est d'intérêt.

Il est important de rappeler que nous cherchons ici à trouver le champ de pression en champ proche pour avoir une idée de la distribution en taille des bulles qui implosent dans ce champ dans le but de trouver la pression d'impact théorique des bulles de cavitation créées.

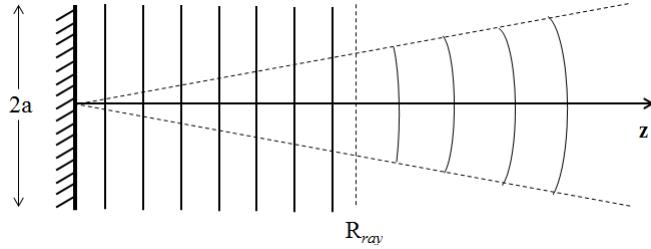


Figure A.3 Modèle géométrique simple du champ de pression créé par un piston circulaire [68]

Après la résolution de l'équation A.8, nous assumons que l'onde créée par le piston est plane, tel que représenté à la figure A.3. En champ lointain, l'onde pourrait être approximée comme sphérique avec le centre du piston comme origine, mais ici ces ondes sont ignorées. Tel que noté dans le livre *Fundamentals of physical acoustics*, ce modèle géométrique est lui-même approximatif. En résolvant l'équation A.8 [69, 68, 70, 24, 8] il est possible de trouver la pression sur la face du piston :

$$p(\sigma) = \frac{p_0}{2} \left[\frac{1}{2} - J_0(2k\sigma) + iK_0(2k\sigma) \right] \quad (\text{A.9})$$

Pour K_ν la fonction de Struve, J_n la fonction de Bessel de première espèce. En intégrant cette pression sur la surface, il est possible de trouver la force appliquée par le piston sur le fluide :

$$F = \pi a^2 p_0 \left[1 - \frac{a J_1(2ka)}{2ka} + i \frac{2 K_1(2ka)}{2ka} \right] \quad (\text{A.10})$$

Avec $p_0 = \rho c v_0$. C'est cette équation qui permet de trouver l'amplitude de pression p_A , assumant l'onde de pression plane, en calculant la valeur absolue de cette force divisée par l'aire du piston πa^2 . Dans le cas présent (voir section 3.3), $p_A = 1,21 \text{ MPa}$.

Par la suite, pour trouver le champ de pression en tout point entre la tête vibrante et l'échantillon dans le cas de la norme ASTM G32 indirecte, nous considérerons la somme sur l'espace entre ces deux surfaces de quelques ondes planes qui rebondissent sur le piston et l'échantillon, soit de l'acier. Les coefficients de réflexions ϵ sont calculés comme suit :

$$\epsilon_{ac} = \frac{Z_{acier} - Z_{eau}}{Z_{acier} + Z_{eau}} = 0,94 \quad \epsilon_{Ti} = \frac{Z_{Ti} - Z_{eau}}{Z_{Ti} + Z_{eau}} = 0,90 \quad (\text{A.11})$$

Avec :

$Z_{eau} = 1,5 \times 10^6 \text{ kg m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ l'impédance acoustique de l'eau,

$Z_{acier} \approx 46 \times 10^6 \text{ kg m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ l'impédance acoustique d'un acier,

$Z_{Ti} \approx 27 \times 10^6 \text{ kg m}^{-2} \text{ s}^{-1}$ l'impédance acoustique du titane.

L'équation de l'onde plane émise par le piston s'exprime donc ainsi :

$$P_{emis} = P_A e^{i(\omega t - kz)} \quad (\text{A.12})$$

Avec la distance entre la tête de vibration et l'échantillon pour le montage vibratoire indirect étant égale à $l = 500\mu\text{m}$. Le champ de pression entre le piston et l'échantillon est la somme de toutes les ondes qui réfléchissent entre les deux interfaces. Toutefois, les réflexions multiples des ondes qui ont voyagé une distance plus grande que $R_{Ray} = 3 \text{ mm}$ sont ignorées (ce qui implique l'addition, au total, de 6 ondes planes) : à cette distance les ondes commencent à diverger et s'échapper par les bords, selon le modèle géométrique simple. Les équations des ondes directes et réfléchies sont illustrées sur la figure A.4. Au final, l'amplitude de pression trouvée est d'environ $P_{Atot} = 5 \text{ MPa}$ (en n'ignorant pas les réflexions multiples, une amplitude de pression de près de 15 MPa est trouvée). Le tout est schématisé à la figure A.4, avec la courbe présentant l'allure du champ de pression total, qui est, à toute fin pratique, constant dans l'espace.

La deuxième loi d'atténuation de Stokes de l'eau a été introduit dans les calculs pour constater l'effet de la perte d'énergie de ces ondes dans le milieu sur l'amplitude. Toutefois, l'amplitude du champ de pression est restée quasi-constante entre la tête vibrante et l'échantillon. La valeur de l'amplitude atténuée était aussi très approchée de la valeur trouvée sans atténuation de 5 MPa . Par soucis de simplicité l'atténuation des ondes de pression dans l'appareil vibrant sera donc ignorée.

L'équation A.12 décrit le champ de pression entre l'échantillon et la tête vibrante, assumant que le piston vibre de manière harmonique, que les conditions de champ proche sont respectées et que l'onde émise en champ proche est plane, en ignorant les effets de bord, les réflexions subséquentes ainsi que l'atténuation des ondes. Une schématisation de ce montage est présentée à la figure A.4. Il faut noter que la longueur d'onde de l'onde acoustique émise

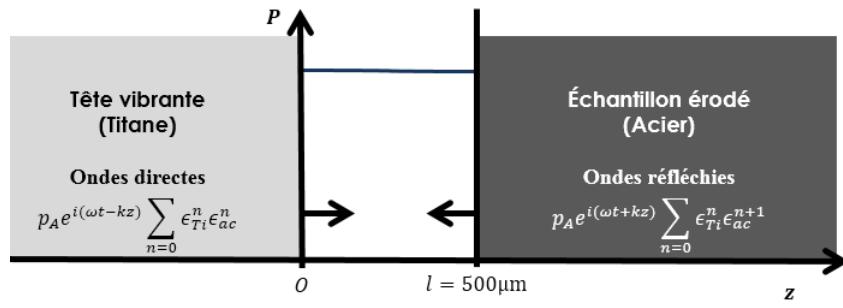


Figure A.4 Champ de pression dans le montage vibratoire de cavitation

$\lambda = 74\text{mm}$ est supérieure de plusieurs ordres de grandeur à la distance entre la tête vibrante et l'échantillon : il n'y a pas établissement d'onde stationnaire. Encore une fois, la pression est quasi-constante entre la tête vibrante et l'échantillon.

Nous pouvons maintenant parler de l'effet de ce champ de pression sur la cavitation, ou pour être plus précis, sur la taille des bulles créées par ce champ de pression. Mais avant, la tension de rupture de l'eau doit être connue.

Tension de rupture et germes de cavitation

Des calculs théoriques qui considèrent les forces attractives entre les molécules de l'eau indiquent que la tension de rupture de l'eau est supérieure à 10^8Pa [24]. Toutefois, la cavitation peut avoir lieu pour des tensions se situant autour de 10^5Pa , ce qui suggère la présence de points faibles et impuretés dans le liquide.

En fait, il existe différents types de faiblesses dans un fluide : des poches vides éphémères qui naissent du mouvement thermique des molécules du liquide, l'interface liquide-solide avec le contenant, des germes de cavitations (poches de gaz) comprises dans le liquide... toutes ces faiblesses doivent être prises en compte pour modéliser la tension de rupture d'un fluide dans un contexte plus réaliste. L'eau du robinet peut contenir jusqu'à 100 000 particules solides par centimètre cube [24]. Elle peut aussi contenir des bulles plus volumineuses, mais celles-ci sont éliminées à cause de la poussée d'Archimède, qui les ramène à la surface, et elles ne servent donc pas de point de germination à la cavitation. Le filtrage des particules solides permet d'obtenir des tensions de rupture expérimentales de l'ordre de $2 \times 10^7\text{Pa}$. La différence qui reste entre la tension de rupture théorique et mesurée est alors expliquée par la présence de germes, des bulles d'air micrométriques et stables dans le liquide. Des mesures

de population ont permis de déterminer que les germes qui sont présents dans l'eau qui a reposé durant quelques heures ont une taille de moins de $5 \mu\text{m}$ [24]. Ces bulles peuvent être créées par radiation : un photon ionisant peut venir créer un ion positif et créer un germe micrométrique. Ces germes contribuent à la cavitation du fait qu'il est plus favorable énergétiquement d'augmenter la taille d'un germe que de former des nouvelles surfaces eau-vapeur.

Toutefois, il n'est pas aisé de mesurer le nombre de microbulles dans un liquide [8]. Il n'est pas non plus possible de discuter d'un seuil de pression Δp qui activerait les germes plus grand qu'une certaine taille critique. En fait, seulement des bulles d'une certaine taille minimale peuvent être mesurées, à moins que la densité de germes soit trop grande et qu'il est impossible de déterminer leur taille. Aussi, les techniques d'imageries utilisées ne permettent pas de différencier les germes d'autres contaminants, tel des particules solides. Finalement, la population de germes dépend de la provenance de l'eau, du contenant, etc. ce qui implique qu'une caractérisation individuelle de chaque liquide doit être effectuée pour avoir une idée plus précise de la population de germes.

Pour toutes ces raisons, il ne sera pas possible de considérer l'effet des germes de cavitation dans les calculs présentés à la section suivante. Malgré tout, il est possible de calculer la taille des bulles de cavitation qui implosent dans le champ de pression, avec des approximations relativement simples dérivées dans la littérature.

Taille de bulles de cavitation dans un champ de pression oscillant

Connaissant la solution de l'intégrale de Rayleigh à champ proche, il est possible de calculer la taille d'une bulle en fonction du temps et de sa fréquence de résonance et/ou de sa taille à l'équilibre [24, 69, 70, 73].

Il est important ici de souligner qu'une simulation de la dynamique des bulles dans un champ de pression tel que dérivé dans les sous-sections précédentes est hors du cadre de cette maîtrise. De telles simulations sont pertinentes simplement en sachant qu'il serait possible d'extraire la force et la pression d'impact causées par l'effondrement d'une population de bulles connue, calculée à partir d'un modèle du comportement des bulles tel qu'utilisé par exemple en sonoluminescence [5]. Mais il est très difficile de mesurer la pression d'impact causée par des bulles de cavitation. Des approximations simples souvent présentées en littérature seront aussi utilisées ici, pour résoudre ce problème complexe.

Il faut commencer par mentionner que dans un champ de pression, la cavitation peut être stable, c'est-à-dire qu'une bulle peut osciller dans le champ sans imploser. Toutefois, l'implosion des bulles (ou l'explosion/rebond des bulles) est un cas de cavitation instable, ou transitoire. Ce sont les effondrements liés à la cavitation instable qui causent l'érosion. Une estimation grossière de la taille des bulles stables peut être effectuée assumant une bulle dont la fréquence de résonance est égale à la fréquence de la force motrice (le champ de pression) à l'aide de l'équation A.13. Des limites théoriques de tailles, qui déterminent les bulles qui auront un comportement stable et instable seront calculés dans le cas de l'appareil ASTM G32 (voir section 3.3) [5], mais le comportement des bulles instables ne sera pas modélisé ici. Les calculs présentés ici ne permettent pas d'estimer le nombre de bulles possédant un certain rayon à l'équilibre.

En fait, une bulle de gaz dans un liquide est un oscillateur. Une bonne analogie est une masse suspendue sur un ressort : dans le cas simple d'une bulle toujours sphérique, le rayon de la bulle est analogue au déplacement de la masse, la force de restauration du ressort est analogue à l'élasticité du gaz et l'inertie de la masse est associée au liquide en mouvement. Dans cette approximation, une bulle de cavitation est soumise à un mouvement harmonique de « faible amplitude », où la tension de surface et la conduction de chaleur sont négligeables et où l'énergie cinétique réside seulement dans le mouvement de l'eau. La fréquence de résonance ω_0 d'une bulle de gaz quelconque s'exprime alors comme suit [24] :

$$\omega_0 = \frac{1}{R_0} \sqrt{\frac{3\gamma p_{at}}{\rho}} \quad (\text{A.13})$$

avec : R_0 le rayon à l'équilibre de la bulle, p_{at} la pression hydrostatique du fluide à l'extérieur de la bulle (qui est approximée ici comme égale à la pression atmosphérique), γ le ratio de chaleur spécifique du gaz à pression constante avec celui à volume constant (pour la vapeur d'eau : 1,33), ρ la densité du fluide qui entoure la bulle.

Cette équation est valide dans le cas d'un champ de pression oscillant à faible fréquence, soit $< 100\text{kHz}$ pour de l'eau [67]. Donc, assumant que la fréquence de résonance de la bulle est égale à la fréquence du champ de pression (20kHz), le rayon à l'équilibre des bulles $R_0 \approx 160\text{ }\mu\text{m}$. Il est important de noter que cette équation est valide pour une bulle sphérique contenant seulement de la vapeur d'eau (ce qui a été démontré dans la littérature comme faux [5]) dans de l'eau pure oscillant de manière stable dans un champ de pression. Les limites théoriques approximatives qui délimitent la taille des bulles qui auront un comportement

instable seront maintenant calculées.

Pour le cas de bulles dont la fréquence de résonance est beaucoup plus grande que la fréquence de la force motrice, $\omega \gg \omega_0$ (et donc $R_0 \ll 160\mu m$), les conditions sont dites quasi-statiques. La réponse de la bulle est beaucoup plus rapide que la variation du champ de pression. Connaissant le rayon à l'équilibre d'une bulle, il est possible de calculer une valeur d'amplitude de champ de pression pour laquelle le comportement d'une bulle de taille connue est instable en conditions quasi-statiques. Cette amplitude de pression est nommée la pression de Blake et peut être approximée par l'équation suivante [24, 8] :

$$p_B \approx p_{at} + 0,77 \frac{S}{R_0} \quad (\text{A.14})$$

avec : S la tension de surface de l'eau en [N/m], soit $\approx 72\text{N/m}$ à 25°C . Plus le rayon à l'équilibre augmente, plus sa pression de Blake diminue. Donc, toutes les bulles qui ont un rayon à l'équilibre $R_0 > R_{Scrit}$ vont s'effondrer, dans des conditions quasi-statiques. Pour trouver le rayon critique en conditions quasi-statiques, il faut trouver le rayon à l'équilibre associé à $p_B = p_A$. La rayon critique en conditions quasi-statiques R_{Scrit} se calcule donc comme suit :

$$R_{Scrit} = \frac{0,77S}{p_A - p_{at}} \quad (\text{A.15})$$

Dans le cas présent, la pression de vapeur de l'eau à 25°C $p_v \approx 3,17\text{kPa}$ ce qui implique $R_{Scrit} \approx 5,6\mu m$. Dans ces conditions, toutes les bulles dont le rayon à l'équilibre est plus faible qu'un rayon critique ($R_0 < 5,6\mu m$) sont stables, et toutes les bulles de taille plus grandes ($R_0 > 5,6\mu m$) sont instables et vont s'effondrer. En pratique, il n'est pas possible de mesurer la taille de bulles plus petites que 5 microns environ. Ici, nous considérerons que la taille à l'équilibre de bulles dont la fréquence de résonance est égale à la fréquence motrice comme le critère limitant les conditions quasi-statiques et dynamiques.

Ensuite, pour des conditions dites dynamiques, la fréquence de résonance de la bulle $\omega_0 \ll \omega$ (et donc $R_0 \gg 160\mu m$). La dérivation du critère dynamique qui permet de délimiter le comportement stable des bulles est présentée, entre autres, dans les travaux de Flynn [74, 75]. Le critère dynamique peut être approximé de manière suivante : si le rayon maximal de la bulle durant l'oscillation devient plus grand ou égal au double du rayon à l'équilibre $R_{max} > 2R_0$, les bulles vont présenter un comportement instable. Toutes les bulles, dans des conditions dynamiques, dont le rayon à l'équilibre est sous le rayon critique vont s'effondrer. Le rayon critique à l'équilibre que peut avoir une bulle dans des conditions dynamiques peut être

estimé à l'aide de l'équation suivante [8, 24, 67] :

$$R_{Dcrit} = \frac{0.82}{\omega} (p_A - p_{at}) \sqrt{\frac{1}{\rho p_A}} \left(1 + \frac{2}{3} \left[\frac{p_A}{p_{at}} - 1 \right] \right)^{\frac{1}{3}} \quad (\text{A.16})$$

Avec R_{Dcrit} le rayon critique dynamique. Dans le cas présent $R_{Dcrit} \approx 2,5\text{mm}$. Toutes les bulles qui ont un rayon à l'équilibre $R_0 < 2,5\text{mm}$ vont s'effondrer. Toutefois, puisque la distance entre le piston et l'échantillon est de $500 \mu\text{m}$, les bulles dont le diamètre est plus grand que $500 \mu\text{m}$ seront ignorées.

Nous considérerons ici que le critère dynamique et le critère statique délimitent un intervalle de tailles à l'équilibre de bulles qui vont présenter un comportement instable dans le champ de pression dérivé. En réalité, il n'est pas possible de modéliser le comportement des bulles aux environ de la taille de résonance. Ici, nous considérerons que toutes les bulles dans l'intervalle « rayon critique dynamique-rayon critique quasi-statique » sont instables et s'effondrent.

Donc, les bulles possédant un rayon plus petit que $5,6 \mu\text{m}$ sont stables, les bulles de $5,6 \mu\text{m}$ à $160 \mu\text{m}$ (dans des conditions quasi-statiques) sont instables et les bulles de $16 \mu\text{m}$ à $250 \mu\text{m}$ (dans des conditions dynamiques) sont instables et les bulles de plus de $250 \mu\text{m}$ ne peuvent pas exister dans l'appareil utilisé ici. Il faut noter que ce sont les rayons des bulles à l'équilibre, le rayon réel des bulles variant en fonction du temps.

Pour calculer la pression d'impact des bulles causée par l'onde de choc, la taille maximale en expansion de ces bulles doit aussi être calculée. Malheureusement, une dérivation du rayon maximal en conditions quasi-statiques n'a pas été trouvé en littérature, et il ne sera pas dérivé ici. Dans des conditions dynamiques ($\omega \gg \omega_0$), le rayon maximal R_{Dmax} se calcule comme suit :

$$R_{Dmax} = f(\beta) \frac{\pi}{\omega} \left(\frac{p_A - p_{at}}{\rho} \right)^{1/2} \quad (\text{A.17})$$

Avec le paramètre β :

$$\beta = 1 - \frac{p_{at}}{p_A} \quad (\text{A.18})$$

et la fonction $f(\beta)$:

$$f(\beta) = \frac{4}{3\pi} (2\beta)^{1/2} \left(1 + \frac{2}{3(1-\beta)} \right)^{1/3}. \quad (\text{A.19})$$

À l'aide de l'intervalle de tailles présenté précédemment, ainsi que la taille maximale des bulles oscillantes, la pression d'impact en conditions dynamiques sera calculée à la section suivante. Avant de continuer, il est important de rappeler qu'aucune information sur la population des bulles créées par le champ acoustique précédemment dérivé ne sera présentée dans cette maîtrise. Des modèles théoriques sur le comportement des bulles en fonction du temps [5, 74] existent, mais des simulations de ce genre n'ont pas été effectuées ici. Aussi, il serait intéressant de modéliser la population de bulles en fonction de la population de germes et de comparer avec des mesures de population de bulles mesurées.

Pression d'impact théorique

La vitesse V_j du microjet peut être calculée à l'aide de l'équation suivante :

$$V_j = \epsilon \sqrt{\frac{p_{at} - p_v}{\rho}} \quad (\text{A.20})$$

avec : $\epsilon = 7,6$ une constante empirique qui dépend de la forme de la bulle et de sa distance de la surface [8], ρ la masse volumique du liquide en $[\text{kg}/\text{m}^3]$, soit environ $1000 \text{ kg}/\text{m}^3$ pour de l'eau, p_v la pression de vapeur du liquide, soit environ $p_v \approx 3,17 \text{ kPa}$ pour de l'eau à 25°C . À l'aide de la vitesse du microjet, la surpression appliquée à la surface Δ est calculée avec l'équation du coup de bâlier pour un impact sur une surface rigide :

$$\Delta = \rho c V_j \quad (\text{A.21})$$

où : Δ est la surpression en $[\text{Pa}]$, c la vitesse du son dans le liquide en $[\text{m}/\text{s}]$, soit environ $1482 \text{ m}/\text{s}$ dans l'eau à 25°C et V_j la vitesse du jet en $[\text{m}/\text{s}]$. Dans le cas présent, une vitesse du microjet de $75 \text{ m}/\text{s}$ est obtenue, ce qui implique une pression d'impact de près de 110 MPa . La haute surpression appliquée à la surface non seulement provoque l'apparition de piqûres sur la surface mais cause du durcissement structural pour une certaine profondeur sous la surface (traduction de *strain hardening* à l'aide de l'outil de traduction officiel des Travaux publics et Services gouvernementaux Canada) et encourage la formation de fissures dans le solide [6]. Ces fissures peuvent être une cause de la perte de masse par fatigue : des morceaux solides peuvent être détachés de la surface par des fissures profondes propagées par des impacts répétés.

Selon le livre *Cavitation and Bubble Dynamics* [8], dans la plupart des cas, l'amplitude maximale rayonnée dans le liquide par l'implosion d'une bulle peut être approximée par l'équation

suivante :

$$p_{max}(r) \approx 100p_{at} \frac{R_{max}}{r} \quad (\text{A.22})$$

Avec r la distance du centre de la bulle à la surface solide. Cette impulsion de pression est donc atténuée proportionnellement à la distance entre le centre de la bulle et la surface solide r . Selon cette équation, peu importe la taille maximale de la bulle, l'implosion d'une bulle collée sur la surface (avec $r = R_{max}$) causera une onde de pression d'environ 100 fois la pression environnante. Cette valeur approximative est assez faible ($100P_{at} = 10\text{ MPa}$).

Le livre *Fundamentals of cavitation* [6] offre une approximation de la pression maximale qui considère le fait qu'une bulle ne s'effondre pas complètement, mais retourne à un rayon plus faible. Dans le cadre de cette maîtrise, nous considérerons que les bulles s'effondrent toutes jusqu'à revenir à leur rayon à l'équilibre R_0 .

$$p_{max} \approx p_{at} \frac{\left(\frac{R_0^3}{4R_{max}^3} - 1\right)^{4/3}}{\left(\frac{R_0^3}{R_{max}^3} - 1\right)^{1/3}} \quad (\text{A.23})$$

L'amplitude de pression est maximale à une distance r_{max} du centre de la bulle :

$$r_{max} = R_{max} \left(\frac{\frac{R_0^3}{R_{max}^3} - 1}{\frac{R_0^3}{4R_{max}^3} - 1} \right)^{1/3} \quad (\text{A.24})$$

Cette distance tend vers R_{max} lorsque le rapport R_0/R_{max} est petit. Dans cette approximation, si $R_0/R_{max} = 20$, $p_{max} \approx 128 \text{ MPa}$. Dans le cas présent, le rayon maximal dans des conditions statiques n'a pas été dérivé, alors l'approximation d'une pression d'impact d'un peu plus de 100 MPa, semble réaliste. À l'aide de la force d'impact mesurée expérimentalement en littérature [2, 28] d'environ 20 N au maximal, il est possible de calculer l'aire d'impact maximale. En supposant un impact circulaire, un rayon maximum d'environ 250 μm , au maximum, est calculé. Cette valeur s'approche de la taille maximale des bulles qui implosent dans le champ de pression.

En fait, ces approximations permettent déjà de savoir quelle bulle, si présente dans l'appareil, s'effondre dans le champ de pression. Sachant que les bulles possédant un rayon entre 5,6 μm et 250 μm s'effondrent dans l'appareil, la pression d'impact a été approximée.