



**HAL**  
open science

# Réalisation par projection thermique de dépôts pour la protection contre l'érosion par cavitation

Yan Wang

► **To cite this version:**

Yan Wang. Réalisation par projection thermique de dépôts pour la protection contre l'érosion par cavitation. Matériaux. Université Bourgogne Franche-Comté, 2018. Français. NNT : 2018UBFCA004 . tel-01865552

**HAL Id: tel-01865552**

**<https://theses.hal.science/tel-01865552v1>**

Submitted on 31 Aug 2018

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

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



SPIM

Thèse de Doctorat



école doctorale sciences pour l'ingénieur et microtechniques

UNIVERSITÉ DE TECHNOLOGIE BELFORT-MONTBÉLIARD

**Réalisation par projection thermique de dépôts  
pour la protection contre l'érosion par cavitation**

**Yan WANG**



**Université de Technologie de Belfort-Montbéliard**  
**Ecole doctorale Sciences Pour l'Ingénieur et**  
**Microtechniques**

**THESE**

**Présentée pour obtenir le grade de**

**Docteur de l'Université de Technologie de Belfort-Montbéliard en**  
**Sciences des Matériaux**

**Réalisation par projection thermique de dépôts pour la**  
**protection contre l'érosion par cavitation**

**Soutenue le 06 Avril 2018**

**Par**

**Yan WANG**

**Rapporteurs**

Mr Jean-Jacques GONZALEZ, Directeur de Recherches, Université de Toulouse 3

Mr Laurent VONNA, Maître de Conférences HDR, Université de Haute Alsace

**Examineurs**

Mr Michel JEANDIN, Professeur, Mines Paristech (président)

Mr Geoffrey DARUT, Ingénieur de Recherche, UTBM

Mme Marie-Pierre PLANCHE, Maître de Conférences, UTBM

Mr Thierry POIRIER, Docteur, Institut de Céramique Française

**Invités**

Mr Hanlin Liao, Professeur, UTBM



## Liste des Figures

### Chapitre 1

Figure 1.1 : Diagramme thermodynamique ( $P,T$ ) de pression $P$ et de température $T$ de l'eau [1].....	3
Figure 1.2 : Nucléation et croissance d'une bulle de cavitation à partir d'une surface solide [4] .....	4
Figure 1.3 : Représentation instantanée comparée en deux dimensions du profil de densité pour une gouttelette sur une surface solide. $N=1944$ , $T=95$ K, $\epsilon_{INF} = 0.575 \cdot 10^{-21}$ J ( $N$ : nombre de molécules ; $T$ : température ; $\epsilon_{INF}$ : paramètre de potentiel de mouillabilité) [5].....	4
Figure 1.4 : Régimes d'écoulement produits selon leur nombre de cavitation $\sigma$ estimé à partir du nombre de cavitation initial $\sigma_i$ [10] .....	5
Figure 1.5 : Effet de la pression d'entrée sur le débit et le nombre de cavitation [11].....	6
Figure 1.6 : Evolution de l'effondrement de bulles de cavitation selon Rayleigh [12].....	7
Figure 1.7 : Décomposition non asymétrique d'une bulle accompagnée d'une formation de jet liquide [13].....	7
Figure 1.8 : Développement de jet et contre-empreinte vu avec un angle de $45^\circ$ par rapport à la paroi [18].....	8
Figure 1.9 : Evolution de la forme de la section de la bulle au cours son l'effondrement près de la paroi du matériau (à gauche), et vue 3D un instant avant le contact du jet réentrant sur le côté opposé de la bulle (à droite) [22].....	8
Figure 1.10 : Exemples de formes de bulles et de champ de pression lors de l'effondrement d'une bulle près d'un mur. rayon de bulle initial $R_0 = 50 \mu\text{m}$ , $R_{\text{max}} = 2 \text{ mm}$ , $d_0 = 1,5 \text{ mm}$ , l'écart initial $X = 0,75$ et la pression d'enfoncement $P_d = 10 \text{ MPa}$ [22] .....	9
Figure 1.11 : Montage pour la mesure des contraintes de cavitation sous différentes pulsations et amplitudes [27] .....	9
Figure 1.12 : a) Erosion par cavitation et piqûres sur la surface d'une turbine Kaplan et b) vue détaillée de la zone érodée par cavitation sur une aube de turbine Kaplan [40].....	11
Figure 1.13 : a) Dégâts de cavitation sur la turbine Francis, b) sur le bord d'attaque, c) sur le bord de fuite, tourbillon dans le tube de tirage et d) cavitation par effet vortex entre les lames [33].....	12
Figure 1.14 : Taux d'érosion maximum relatif de différents systèmes de matériaux [54].....	14

<i>Figure 1.15 : Profondeur moyenne d'érosion de différents composites renforcés après 12 heures de test de cavitation [51].....</i>	<i>16</i>
<i>Figure 1.16 : Profondeur moyenne maximale du taux d'érosion (MDER) de plusieurs matériaux. (A) : acier inoxydable austénitique AISI 304 (référence [47]), (B) : acier inoxydable duplex DIN 1.4462 (référence [47]), (C) : NiTi pseudoélastique (référence [47]), (D) : alumine haute densité, et (E) : moyenne 3Y-TZPs.....</i>	<i>17</i>
<i>Figure 1.17 : Schéma de principe du rechargement laser [56].....</i>	<i>18</i>
<i>Figure 1.18 : Schéma de configuration du traitement par friction-malaxage [64].....</i>	<i>19</i>
<i>Figure 1.19: Schéma de principe de la projection thermique [95] .....</i>	<i>21</i>
<i>Figure 1.20 : Classification des procédés de projection thermique selon le type de sources d'énergie [77].....</i>	<i>22</i>
<i>Figure 1.21 : Température des gaz et vitesse des particules de différents procédés de projection thermique [96].....</i>	<i>23</i>
<i>Figure 1.22 : Torche à plasma conventionnelle [77] .....</i>	<i>24</i>
<i>Figure 1.23 : Configuration du procédé de projection plasma sous atmosphère contrôlée [101] .....</i>	<i>25</i>
<i>Figure 1.24 : Pertes de volume cumulées de revêtements durant des tests d'érosion par cavitation de différents matériaux [104].....</i>	<i>25</i>
<i>Figure 1.25 : Analyses obtenus par microscopie électronique à transmission (TEM) sur des revêtements HVOF de WC-Co-Cr :a) zone présentant une phase amorphe, b) cliché de diffraction de la région amorphe, c) zone avec grains nanocristallins, (d) cliché de diffraction de la région nanocristalline, e) zone avec un carbure, des grains nanocristallins et de la phase amorphe, f) cliché de diffraction de la phase WC [106].....</i>	<i>26</i>
<i>Figure 1.26 : a) Taux d'érosion maximum et b) temps d'incubation pour les aciers et les revêtements HVOF [107].....</i>	<i>27</i>
<i>Figure 1.27 : Extraction d'une section XRD d'un revêtement de NiTi poli avant et après cavitation [109].....</i>	<i>28</i>
<b>Chapitre 2</b>	
<i>Figure 2.1 Morphologie des poudres YSZ .....</i>	<i>40</i>
<i>Figure 2.2 Morphologie des poudres NiCrBSi .....</i>	<i>41</i>
<i>Figure 2.3 Schéma du processus de projection plasma atmosphérique .....</i>	<i>43</i>
<i>Figure 2.4 Jet de plasma pendant VPS .....</i>	<i>44</i>
<i>Figure 2.5 Distribution Gaussienne du flux thermique.....</i>	<i>49</i>
<i>Figure 2.6 : Microduromètre Vickers .....</i>	<i>51</i>

<i>Figure 2.7 Images utilisées pour la mesure de la porosité .....</i>	<i>52</i>
<i>Figure 2.8 Conversion de l'image binaire et du squelette lors de la mesure des fissures .....</i>	<i>52</i>
<i>Figure 2.9 Schéma du test d'érosion par cavitation par ultrasons .....</i>	<i>55</i>
<b>Chapitre 3</b>	
<i>Figure 3.1 Images MEB des coupes transversales des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C .....</i>	<i>64</i>
<i>Figure 3.2 Taux de porosité des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C .....</i>	<i>64</i>
<i>Figure 3.3 Microdureté des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C .....</i>	<i>65</i>
<i>Figure 3.4 Faciès de fractures des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C .....</i>	<i>66</i>
<i>Figure 3.5 Perte de masse avec différentes poudres et températures de préchauffage: A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C pour des échantillons soumis au test de cavitation .....</i>	<i>68</i>
<i>Figure 3.6 Relation entre perte de masse (après 60 min de test de cavitation), porosité et microdureté des revêtements YSZ fabriqués à partir de différentes poudres et différentes températures de préchauffage .....</i>	<i>68</i>
<i>Figure 3.7 Surfaces érodées de différents revêtements YSZ après exposition de 60 min au tests d'érosiondes: A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C .....</i>	<i>70</i>
<i>Figure 3.8 Evolution de la répartition de la taille des pores lors de l'exposition à l'érosion de la cavitation .....</i>	<i>71</i>
<i>Figure 3.9 Contours de pression lors de l'effondrement d'une bulle .....</i>	<i>73</i>
<i>Figure 3.10 Distribution en taille des poudres YSZ et 304SS .....</i>	<i>75</i>
<i>Figure 3.11 Vitesse et température des particules à différentes positions de mesure 0 correspond à la position de la trajectoire du maximum de poudre .....</i>	<i>78</i>
<i>Figure 3.12 Morphologies d'une particule YSZ a) avant le test de cavitation et b) après 2 min de test ; et 304SS c) avant le test de cavitation et d) après 2 min de test .....</i>	<i>80</i>
<i>Figure 3.13 Contour de pression sur la surface de l'échantillon à différents moments .....</i>	<i>82</i>



<i>Figure 3.14 Pression moyenne et vitesse du jet au cours du test de cavitation</i> .....	82
<i>Figure 3.15 Évolution transitoire des pressions de déformation moyennes pour la particule déposée 304 et YSZ</i> .....	83
<i>Figure 3.16 Résistance de la liaison de différents revêtements obtenus par projection thermique</i> .....	85
<b>Chapitre 4</b>	
<i>Figure 4.1 : Microstructure en coupe transversale des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt% (a), 15 wt % (b) et 25 wt% (c)</i> .....	96
<i>Figure 4.2 : Porosité des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt% (a), 15 wt % (b) et 25 wt% (c)</i> .....	96
<i>Figure 4.3 : Images optiques des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt% (a), 15wt % (b) et 25 wt% (c)</i> .....	97
<i>Figure 4.4 : Fraction volumique de la quantité de NiCrBSi dans les revêtements issus d'un mélange initial de poudres (YSZ /NiCrBSi) contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%</i> .....	98
<i>Figure 4.5 : Microstructures des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.% (MEB)</i> .....	99
<i>Figure 4.6 : Microdureté des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%</i> .....	99
<i>Figure 4.7 : Photos des empreintes des indentations sur les revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.% et analyses EDS correspondantes</i> .....	101
<i>Figure 4.8 : Spectres DRX des revêtements composites contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt.%, 15 wt.% et 25 wt.%</i> .....	101
<i>Figure 4.9 : Profondeur moyenne de l'érosion des revêtements composites contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt%, 15wt % et 25 wt% en fonction du temps d'exposition au test de cavitation</i> .....	102
<i>Figure 4.10 : Profils 3D des revêtements composites avant et après la cavitation de 120 min contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt%, 15 wt % et 25 wt%</i> .....	104
<i>Figure 4.11 : Morphologie des surfaces érodées des revêtements contenant différentes quantités de NiCrBSi: a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%</i> .....	105
<i>Figure 4.12 : Analyse EDS des surfaces érodées des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%</i> .....	105

<i>Figure 4.13 : Evolution de la température de surface des revêtements après 4 (noir), 8 (vert) et 12 (violet) passes de préchauffage .....</i>	<i>107</i>
<i>Figure 4.14 : Morphologies de surface des revêtements YSZ après différents traitements de refusion laser (microscope optique).....</i>	<i>108</i>
<i>Figure 4.15 : Microstructure des sections transversales polies des revêtements YSZ refondus par laser selon les paramètres N° 3 : a) sans préchauffage et b) avec un préchauffage à 420°C .....</i>	<i>110</i>
<i>Figure 4.16 : Microstructure en surface à plus fort grossissement des sections transversales polies des revêtements YSZ refondus par laser selon les paramètres N° 3 : a) sans préchauffage et b) avec un préchauffage à 420°C.....</i>	<i>110</i>
<i>Figure 4.17 : Morphologie de surface de revêtements YSZ refondus par laser : a) sans préchauffage et avec un préchauffage de b) 285°C, c) 100°C et d) 420°C .....</i>	<i>111</i>
<i>Figure 4.18 : Densité surfacique de fissures (liée à la Figure 4.17) en fonction des paramètres de refusion laser .....</i>	<i>111</i>
<i>Figure 4.19 : Représentation schématique des contraintes qui apparaissent dans le revêtement YSZ pendant et après le processus de refusion laser (Tc: température du revêtement, Ts: température du substrat).....</i>	<i>113</i>
<i>Figure 4.20 : Longueur des fissures pour différentes densités d'énergie linéaire et différents paramètres de refusion laser.....</i>	<i>115</i>
<i>Figure 4.21 : Largeur de la trace laissée par le laser (bain de fusion) pour différentes densités d'énergie linéaires et différents paramètres de refusion laser.....</i>	<i>116</i>
<i>Figure 4.22 : Profondeur de la couche refondue pour différentes densités d'énergie linéaire et différents paramètres du processus de refusion laser.....</i>	<i>117</i>
<i>Figure 4.23 : Profondeurs moyennes d'érosion par cavitation de différents revêtements YSZ (référence, refondu laser avec et sans imprégnation de résine époxy).....</i>	<i>118</i>
<i>Figure 4.24 : Profil 3D de la surface a) avant et b) après le test de cavitation (durée de 120 min) du revêtement YSZ de référence.....</i>	<i>119</i>
<i>Figure 4.25 : Morphologie de surface du revêtement YSZ avant le test d'érosion par cavitation (a) faible grossissement, (b) fort grossissement.....</i>	<i>120</i>
<i>Figure 4.26 : Morphologie générale de surface des revêtements YSZ après le test de cavitation .....</i>	<i>120</i>
<i>Figure 4. 27 : Débris d'érosion collectés sur la surface des revêtements YSZ a) de référence, b) refondus par laser et c) refondu par laser puis imprégné de résine époxy après le test de cavitation de 120 min .....</i>	<i>121</i>

*Figure 4.28 : Morphologie de surface des revêtements YSZ refondu par laser a) avant et b) après le test de cavitation, ainsi c) après imprégnation époxy et test de cavitation (durée du test 120 min)..... 123*

*Figure 4.29 : Surface érodée du revêtement YSZ refondu par laser puis imprégné d'époxy après 120 min de test..... 123*

*Figure 4.30 : Schéma de l'érosion des revêtements YSZ refondu par laser a), b), c) sans et d) après imprégnation d'époxy..... 124*

*Figure 4.31 : Morphologies transversales des revêtements VPS YSZ : a) vue globale et b) vue rapprochée ..... 126*

*Figure 4.32 : Faciès de fracture du revêtement VPS YSZ..... 126*

*Figure 4.33 : Microdureté et porosité du revêtement VPS YSZ..... 127*

*Figure 4.34 : Profondeur moyenne de l'érosion en fonction du temps lors de l'essai de cavitation..... 128*

*Figure 4.35 : Microdureté et profondeur moyenne de l'érosion par cavitation de quatre revêtements après 120 minutes de test ..... 128*

*Figure 4.36 : Morphologies de surface du revêtement VPS YSZ a) avant le test d'érosion par cavitation et b) après 6 h de cavitation ..... 131*

*Figure 4.37 : Morphologies en coupe transversale du revêtement VPS YSZ a) avant le test d'érosion par cavitation et b) après 6 h de cavitation..... 132*

## Liste des Tableaux

### **Chapitre 1**

<i>Tableau 1.1 Comparaison des sources d'énergie renouvelable au niveau mondial en 2008 ..</i>	<i>10</i>
<i>Tableau 1.2 Pièces de turbine les plus sujettes à la cavitation .....</i>	<i>12</i>
<i>Tableau 1.3 Taux d'érosion par cavitation de différents matériaux .....</i>	<i>14</i>
<i>Tableau 1.4 Perte de poids (mg/h) de matériaux céramiques soumis à des tests d'érosion par cavitation.....</i>	<i>17</i>

### **Chapitre 2**

<i>Tableau 2.1 : Composition chimique du NiCrBSi.....</i>	<i>41</i>
<i>Tableau 2.2 : Paramètres de projection plasma .....</i>	<i>43</i>
<i>Tableau 2.3 : Paramètres de projection plasma sous vide pour YSZ.....</i>	<i>44</i>
<i>Tableau 2.4 : Distribution de taille de différentes poudres et température de préchauffage ..</i>	<i>45</i>
<i>Tableau 2.5 : Paramètres de projection plasma pour splats .....</i>	<i>46</i>
<i>Tableau 2.6 : Paramètres et densités d'énergie du procédé de refusion laser .....</i>	<i>49</i>

### **Chapitre 3**

<i>Tableau 3.1 : Conditions opératoires pour l'obtention des revêtements YSZ .....</i>	<i>63</i>
<i>Tableau 3. 2: Résumé des résultats de l'expérience.....</i>	<i>72</i>
<i>Tableau 3. 3 : Propriétés physiques des matériaux YSZ et 304SS.....</i>	<i>76</i>
<i>Tableau 3. 4 : Conditions de projection.....</i>	<i>78</i>

### **Chapitre 4**

<i>Tableau 4.1 Propriétés de matériaux YSZ et NiCrBSi .....</i>	<i>97</i>
<i>Tableau 4.2 Résumé des résultats de l'expérience YSZ-NiCrBSi après 120 minutes.....</i>	<i>103</i>
<i>Tableau 4.3 Paramètres de projection plasma.....</i>	<i>106</i>
<i>Tableau 4.4 Paramètres du processus de refusion laser et densités d'énergie correspondantes .....</i>	<i>114</i>
<i>Tableau 4.5 Résumé des résultats expérimentaux de différents types de revêtements.....</i>	<i>130</i>



### **Introduction générale**

Dans le contexte économique actuel d'augmentation de la population et de la consommation énergétique mondiale, l'hydroélectricité est une énergie dite propre et qui correspond à la principale source d'énergie renouvelable pour la production d'électricité dans le monde. Elle fournit plus de 71% de l'électricité mondiale. Et même dans certains pays européens tels que la Norvège et la Suède, elle couvre plus de 90% de leurs besoins en énergie électrique totale. Cependant, ce type de procédé présente des risques de dysfonctionnement. La cause la plus fréquente au sein des centrales hydroélectriques provient des endommagements causés sur les aubes de la turbine par l'érosion de cavitation. Ces endommagements entraînent des réductions de la durée de vie des pièces et finalement des arrêts pour les remplacer. En conséquence, un surcoût non négligeable vis à vis de la productivité est à prendre en compte en terme de perte d'efficacité et d'augmentation des coûts de réparation. Ainsi, la protection contre les dommages par piqûres de cavitation sur certains composants de turbines est considérée comme une part essentielle du programme de maintenance des centrales hydroélectriques.

L'ingénierie de surface est une approche efficace pour combattre les dégradations produites par érosion de cavitation et améliorer la résistance à la cavitation des composants sensibles à ce phénomène. Pour prolonger la durée de vie des composants, les surfaces métalliques sont donc revêtues d'une protection obtenue par soudage ou par projection thermique. En ce qui concerne la première technique de réparation des dégâts de cavitation, à savoir le soudage, la zone endommagée est soudée au moyen d'un fil en acier inoxydable. Cependant, la remise en forme des surfaces des pièces traitées après le soudage prend énormément de temps et en plus, la grande quantité de chaleur générée par le procédé provoque des dégâts dans le métal de base. Par conséquent, la deuxième technique alternative, la projection thermique s'avère intéressante pour déposer un revêtement protecteur sur les pièces contre l'érosion de cavitation. Un matériau au potentiel certain est la zircone partiellement stabilisée à l'yttrine (YSZ : Ytria Stabilized Zirconia). Certaines études relèvent les excellentes performances de ce matériau, en tant que matériau massif pour lutter contre l'érosion de cavitation.

Cette étude s'est donc focalisée à étudier la zircone partiellement yttrée en tant que revêtement protégeant de l'érosion par cavitation. Les performances seront déterminées avec le test référencé selon la norme ASTM G32. Dans ce contexte de travail, le principal objectif de cette thèse est la réalisation de revêtements de zircone partiellement yttrée par projection plasma atmosphérique (APS) et leur optimisation en agissant sur différentes étapes de la

conception : le précurseur (poudre), la surface de la pièce (température), le revêtement (renforts), le post treatment (laser) et le procédé (sous atmosphère contrôlée ou non).

1. tout d'abord, en agissant sur la poudre précurseur utilisée avec le procédé (influence de la granulométrie) mais aussi la température de préchauffage du substrat. La relation entre la résistance à l'érosion par cavitation des revêtements YSZ et leurs microstructures sera étudiée avec un regard particulier porté à l'analyse des distributions en taille des pores au cours du test d'érosion par cavitation. Les surfaces érodées après cavitation seront observées pour comprendre les processus et mécanismes de dommages liés à la cavitation. Ces données seront complétées par l'étude d'impacts de particules individuelles (splats) sur les substrats pour analyser leurs facteurs de taille et de forme.

2. les dommages issus de la cavitation seront étudiés. Une simulation de cavitation acoustique de type *Caflisch* sera utilisée pour estimer la vitesse du jet d'eau et les contraintes exercées par l'effondrement des bulles à la surface de l'échantillon en tenant compte de l'asymétrie des bulles lors de l'effondrement. Le mécanisme d'endommagement par cavitation d'un revêtement sera alors discuté.

3. le revêtement de zircone partiellement yttrée sera étudié en incorporant un renfort métallique (NiCrBSi) (afin de densifier le revêtement. La porosité et la microdureté du revêtement composite seront mesurées et des essais d'érosion par cavitation de ces revêtements composites seront réalisés. Les processus/ mécanismes de cavitation de ces revêtements composites seront recherchés et comparés à ceux des revêtements purs YSZ.

4. le post traitement de refusion par laser des revêtements céramiques YSZ sera testé pour densifier la surface. Différents paramètres laser seront ajustés pour obtenir une microstructure avec une moindre quantité de défauts. Les contraintes générées lors de la refusion laser seront analysées. Un essai d'infiltration d'époxy sera mené pour réduire voire supprimer les éventuelles fissures du revêtement puis les échantillons seront soumis à nouveau au test de cavitation.

5. le procédé de projection plasma sous vide (VPS) sera testé pour densifier le dépôt et en raison de la température et de la vitesse de la poudre plus élevée dans ce cas-là. La microstructure du revêtement sera étudiée et les échantillons soumis à l'essai de cavitation.

## Sommaire

Liste des Figures.....	I
Liste des Tableaux .....	I
<b>Chapitre 1 Contexte et état de l’art .....</b>	<b>1</b>
1.1 L’érosion par cavitation .....	2
1.1.1 Le phénomène de cavitation .....	2
1.1.2 Effondrement des bulles de cavitation .....	6
1.1.3 Conséquences de la cavitation .....	10
1.2 Protection contre la cavitation.....	13
1.2.1 Matériaux pour la protection contre la cavitation .....	13
1.2.2 Procédés d’application/réparation des protections des matériaux protégeant contre la cavitation.....	18
1.3 Dépôt par projection thermique pour la protection contre l'érosion par cavitation.....	20
1.3.1 Procédés de projection thermique .....	20
1.3.2 Revêtements par projection thermique pour la protection contre l'érosion par cavitation.....	25
1.4 Objectifs de l’étude .....	28
Références bibliographiques du chapitre 1 .....	30
<b>Chapitre 2 Les dispositifs expérimentaux.....</b>	<b>39</b>
2.1 Précurseurs et procédés de projection thermique utilisés.....	40
2.1.1 Poudres.....	40
2.1.2 Substrats .....	42
2.2 Matériel utilisé pour l’élaboration des revêtements par projection plasma sous air (APS) et projection plasma sous vide (VPS) .....	42
2.2.1 Projection par APS .....	42
2.2.2 Projection plasma sous vide (VPS).....	44
2.2.3 Protocole de projection suivi .....	45
2.3 Collecte de particules à l’impact par projection APS.....	45
2.3.1 Procédure pour l’obtention d’écrasements de particules .....	45



2.3.2 Analyse des particules en vol .....	46
2.4 Traitement de refusion laser .....	46
2.5 Techniques de caractérisation des échantillons .....	50
2.5.1 Préparation des échantillons.....	50
2.5.2 Observation des microstructures .....	50
2.5.3 Composition des revêtements .....	50
2.5.4 Rugosité de surface .....	50
2.5.5 Microdureté Vickers.....	50
2.5.6 Analyses des microstructures .....	51
2.5.7 Test d'érosion par cavitation.....	53
2.6 Analyse numérique .....	55
2.7 Conclusions .....	57
Références bibliographiques du chapitre 2 .....	58
<b>Chapitre 3 Érosion par cavitation des revêtements et particule YSZ par projection plasma atmosphérique, et analyse numérique .....</b>	<b>61</b>
3.1 Érosion par cavitation du revêtement YSZ .....	62
3.1.1 Microstructures du revêtement YSZ .....	62
3.1.2 Résistance des revêtements YSZ face à l'érosion par cavitation.....	66
3.1.3 Dégradation de surface des revêtements YSZ .....	69
3.2 Érosion par cavitation sur une particule étalée unitaire .....	74
3.2.1 Introduction.....	74
3.2.2 Elaboration des revêtements .....	75
3.2.3 Essais d'érosion par cavitation sur des particules unitaires étalées.....	79
3.3 Analyse numérique .....	80
3.4 Conclusions .....	85
Références bibliographiques du chapitre 3 .....	88
<b>Chapitre 4 Optimisation des microstructures et résistance à l'érosion par cavitation des revêtements YSZ .....</b>	<b>93</b>
4.1 Érosion par cavitation de revêtements composites YSZ-NiCrBSi.....	94

4.1.1 Introduction.....	94
4.1.2 Les structures des revêtements YSZ-NiCrBSi.....	95
4.1.3 Propriétés du revêtement composite YSZ-NiCrBSi .....	99
4.1.4 Comportement des revêtements composites vis-à-vis du test de cavitation .....	101
4.2 Érosion par cavitation de revêtements YSZ obtenus refusion laser .....	105
4.2.1 Introduction.....	105
4.2.2 Caractérisation des revêtements refondus au laser .....	106
4.2.3 Densité d'énergie linéaire et microstructure.....	114
4.2.4 Résultats des tests d'érosion par cavitation des revêtements YSZ refondus par laser en surface .....	117
4.3 Étude de la résistance à l'érosion par cavitation du revêtement YSZ parVPS .....	125
4.3.1 Elaboration de la sous couche MCrAlY .....	125
4.3.2 Microstructures du revêtement VPS YSZ.....	125
4.3.3 Résistance à l'érosion par cavitation du revêtement VPS YSZ.....	127
4.3.4 Comparaisons de morphologies de surface et de section transversale avant et après le test d'érosion par cavitation.....	131
4.4 Conclusions .....	132
Références bibliographiques du chapitre 4 .....	134



# **Chapitre 1 Contexte et état de l'art**

*L'objectif de ce chapitre est de présenter une revue générale des phénomènes de cavitation, de dresser un état bibliographique des recherches menées sur les phénomènes de cavitation et de souligner leurs effets néfastes vis-à-vis des systèmes industriels. Dans ce contexte, la cavitation, l'érosion par cavitation et la protection contre la cavitation sont successivement abordées. Les méthodes et les matériaux utilisés pour la protection contre la cavitation sont ensuite examinés avec l'accent mis sur le procédé de projection thermique pour mettre en forme des revêtements utilisables pour lutter contre l'érosion par cavitation.*

## **1.1 L'érosion par cavitation**

### **1.1.1 Le phénomène de cavitation**

La cavitation peut être définie comme la rupture d'un milieu liquide sous de très faibles pressions. C'est la formation de cavités de vapeur due à la conséquence de forces agissant sur le liquide. Elle se produit habituellement lorsqu'un liquide est soumis à des changements de pression rapides. Le transport maritime ou le domaine de l'énergie sont souvent confrontés à cette problématique avec leurs composants hydroélectriques. La cavitation entraîne une usure érosive importante pouvant réduire considérablement le temps de service du composant. Les conséquences néfastes de la cavitation sont diverses : érosion, bruit caractéristique, instabilités de fonctionnement, chute des performances. L'étude de la cavitation mobilise toujours l'énergie de nombreux chercheurs car plusieurs phénomènes de divers niveaux interagissent au sein d'un écoulement en cours de cavitation : moléculaire, thermodynamique, hydrodynamique, hydroacoustique, mécanique et vibratoire, interaction fluide/structure, etc.

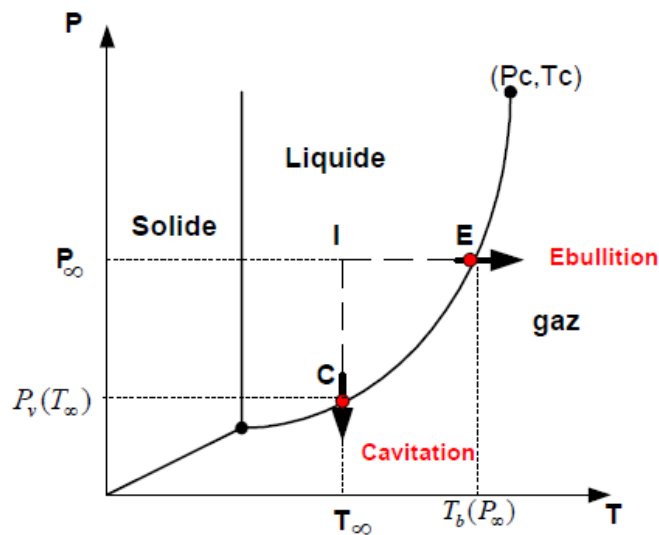
La cavitation est un phénomène extrêmement instable constitué d'un mélange liquide/vapeur fortement compressible où les deux phases se déplacent avec des vitesses différentes et sont séparées par des interfaces dotées de tensions superficielles où les échanges de masse et de quantités de mouvement sont permanents. Par ailleurs, les changements de phases (vaporisation et condensation) se produisent violemment et les mécanismes de production, transfert et dissipation de la turbulence du mélange sont différents de ceux observés pour un liquide homogène.

La cavitation correspond à la génération rapide de bulles de vapeur dans un liquide, leur grossissement puis leur effondrement due aux oscillations de pression sous température constante. La formation de ces bulles de vapeur s'explique généralement d'un point de vue thermodynamique. En effet, dans le diagramme thermodynamique pression/température (P, T)

des changements de phase de l'eau la pression de vapeur est la pression à laquelle les molécules liquides se transforment en vapeur et elle dépend de la température (cf. Figure 1.1). Sur ce diagramme on repère :

- ✓ le point triple (Tr) où les trois états solide, liquide et gaz coexistent ;
- ✓ le point critique (C) qui appartient à la courbe de vaporisation et qui correspond aussi au maximum de la courbe de saturation.

A partir de cette figure, on appréhende alors directement le phénomène de cavitation car pour une température d'eau maintenue constante, la décroissance de la pression de l'eau liquide, pression comprise initialement entre celle du point critique et celle du point triple s'accompagne du changement de phase liquide / vapeur et de la formation de bulles de cavitation.



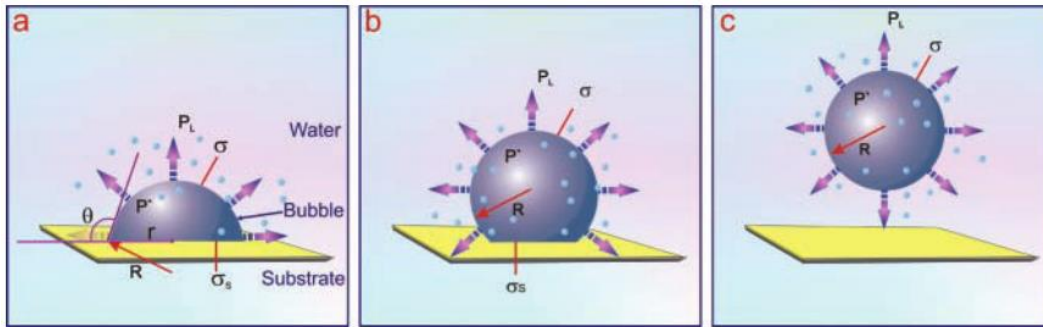
**Figure 1.1 : Diagramme thermodynamique (P,T) de pression P et de température T de l'eau [1]**

De façon théorique, la formation de bulles de cavitation au cours des premiers instants se décompose en trois étapes successives :

- ✓ premièrement, la phase liquide disparaît ;
- ✓ deuxièmement, le vide laissé se remplit de vapeur ;
- ✓ troisièmement, le vide se sature de vapeur [2].

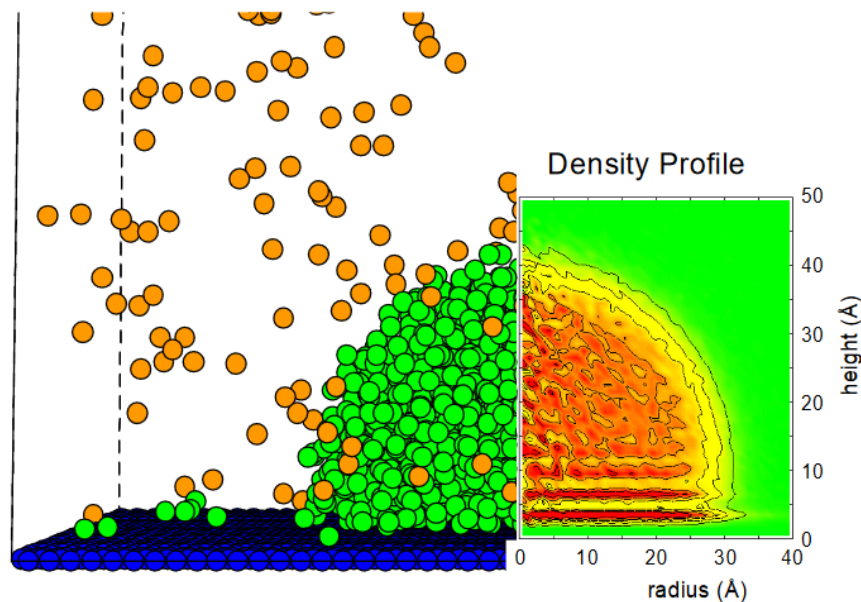
Il existe deux types de nucléation pour les phénomènes de cavitation: la nucléation homogène et la nucléation hétérogène. Au cours de la nucléation homogène, la rupture du liquide se produit au sein de celui-ci et se développe macroscopiquement en raison des mouvements thermiques présents dans le milieu. Pour la nucléation hétérogène en revanche, elle provient de l'existence de zones de liquide plus fragiles à la frontière entre paroi solide et

paroi liquide ou entre liquide et petites particules dans le liquide [3]. Ainsi, une nucléation hétérogène se produit sur une surface mouillable si la tension superficielle des interfaces solide / vapeur est inférieure à celle de l'interface vapeur / liquide. Au cours de cette nucléation hétérogène, l'énergie de surface est un paramètre déterminant tout comme le débit de liquide asymétrique comme le montre la Figure 1.2.



**Figure 1.2 : Nucléation et croissance d'une bulle de cavitation à partir d'une surface solide [4]**

Maruyama *et al.* [5] effectuent une simulation de dynamique moléculaire d'une nucléation de bulles sur une surface solide. Leurs résultats indiquent que la nucléation d'une bulle de vapeur sur une surface solide est grandement affectée par les conditions de mouillabilité. On observe que la surface moins mouillable conduit à une forme plus aplatie (cf. Figure 1.3).



**Figure 1.3 : Représentation instantanée comparée en deux dimensions du profil de densité pour une gouttelette sur une surface solide.  $N=1944$ ,  $T=95$  K,  $\epsilon_{INF} = 0.575 \cdot 10^{-21}$**

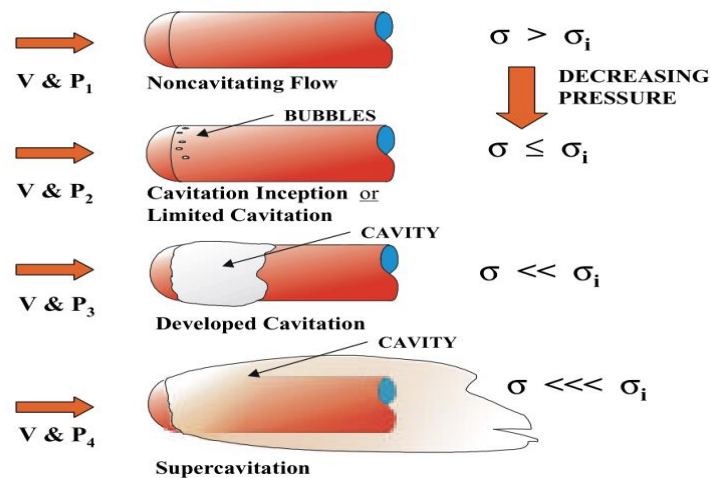
**J (N: nombre de molécules ; T : température ;  $\epsilon_{INF}$  : paramètre de potentiel de mouillabilité) [5]**

Le flux de cavitation est un flux à deux phases constitué du liquide et de sa vapeur. Généralement, ces flux sont décrits par le nombre de cavitation  $\sigma$  donné par l'équation établie en mécanique des fluides ci-dessous[6]:

$$\sigma = \frac{P_{\infty} - P_v}{\frac{1}{2} \rho v_{\infty}^2} \text{ (Equation 1-1)}$$

où  $\sigma$  est le nombre de cavitation,  $P_{\infty}$  et  $P_v$  correspondant respectivement à la pression ambiante et à la pression de vapeur,  $\rho$  la masse volumique du fluide en  $\text{kg/m}^3$ ,  $v_{\infty}$  sa vitesse en  $\text{m/s}$ . L'analyse de cette équation conduit à conclure que la réduction de  $\sigma$  favorise l'augmentation du nombre et de la taille des bulles de vapeur [7–9].

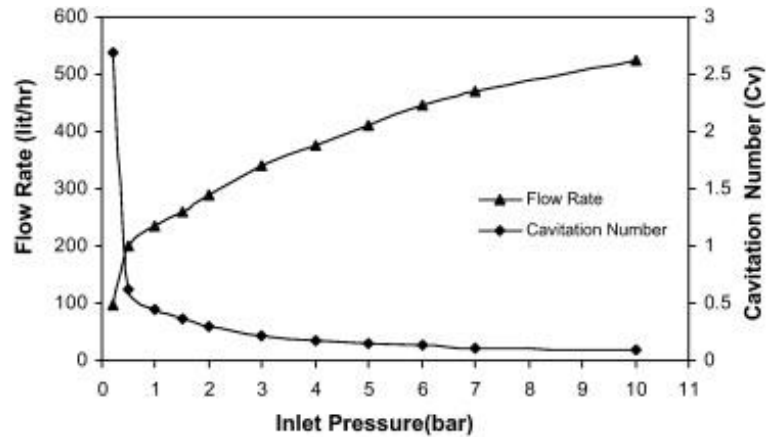
A partir de cette équation, on peut remarquer l'importance de la pression du fluide. Si le test de cavitation est effectué par exemple sous des conditions de vitesse de fluide constante mais des pressions de flux différentes, les phénomènes de cavitation peuvent être décrites selon la Figure 1.4.



**Figure 1.4 : Régimes d'écoulement produits selon leur nombre de cavitation  $\sigma$  estimé à partir du nombre de cavitation initial  $\sigma_i$  [10]**

La Figure 1.5 présente l'effet de la pression d'entrée sur le débit (lié à la vitesse du fluide) et sur le nombre de cavitation. On note qu'une augmentation de la pression d'entrée contribue à l'augmentation du débit et à la diminution simultanée du nombre de cavitation.



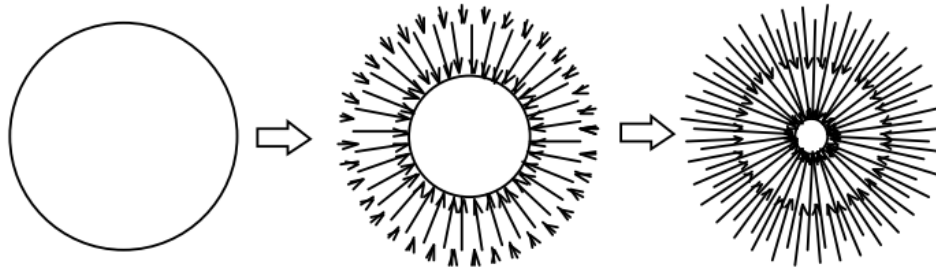


**Figure 1.5 : Effet de la pression d'entrée sur le débit et le nombre de cavitation [11]**

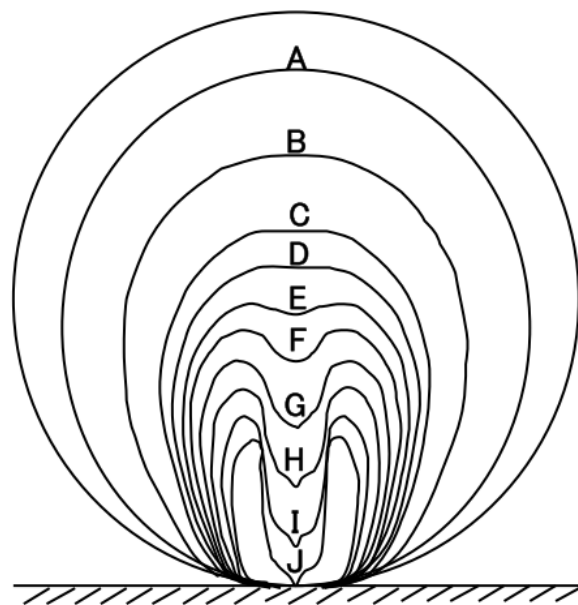
### 1.1.2 Effondrement des bulles de cavitation

Soumises à l'écoulement du fluide, les bulles de vapeur sont contraintes par l'augmentation de pression qui stoppe leur croissance. Ces bulles s'effondrent de manière implosive due à la valeur très élevée de la pression locale. Si ces effondrements se situent à la surface (solide) d'un composant placé en environnement liquide, ils peuvent conduire à des dégradations significatives de la surface du composant et, par suite, menant à son érosion fatale.

L'effet dramatique de la cavitation a d'abord été observé en 1893-1895 au Royaume-Uni sur l'hélice d'une turbine à vapeur. Mais il faut attendre quelques années plus tard, en 1917, pour les connaissances théoriques du phénomène. Rayleigh [12] envisage l'idée de dommages superficiels d'un matériau provoqués par l'effondrement d'une bulle de cavitation. Il modélise alors l'effondrement d'une bulle sphérique dans un liquide incompressible en réduisant son volume et en conservant sa forme (cf. Figure 1.6). Son travail sera prolongé par Plesset et Chapman [13] qui prennent en compte l'effet de la pression interne du gaz dans la bulle et l'effet des propriétés liquides en viscosité et en tension superficielle [14]. Ils calculent que sous les conditions de leurs expériences, la vitesse du jet liquide provenant de l'effondrement des bulles est de 128 m/s (cf. Figure 1.7). Cette théorie sera validée ultérieurement grâce à l'observation des bulles avec une caméra haute vitesse [15–20].

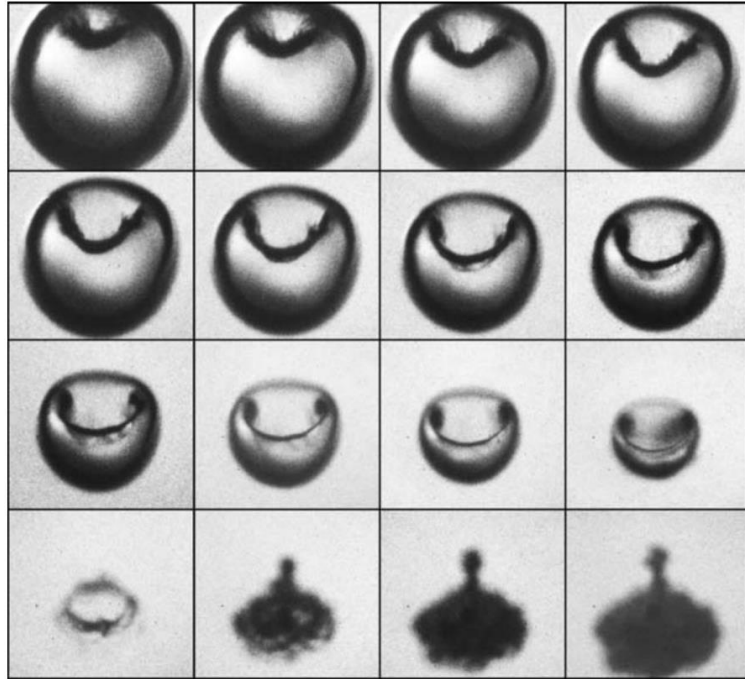


**Figure 1.6 :** Evolution de l'effondrement de bulles de cavitation selon Rayleigh [12]

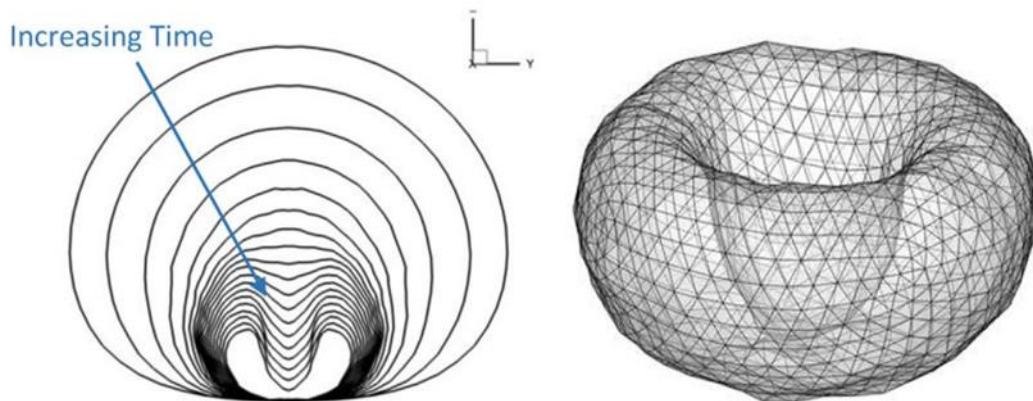


**Figure 1.7 :** Décomposition non asymétrique d'une bulle accompagnée d'une formation de jet liquide [13]

Au cours de l'effondrement des cavités, la paroi en amont se convertit en un jet à vitesse constante qui forme une paire de tourbillons derrière le point d'impact [20]. Le jet sépare la cavité en deux lobes d'air comprimé et la température est si élevée que la luminescence des gaz peut être observée [21]. La Figure 1.8 illustre sur une séquence d'images le comportement typique des bulles de vapeur au dernier stade avant l'effondrement.



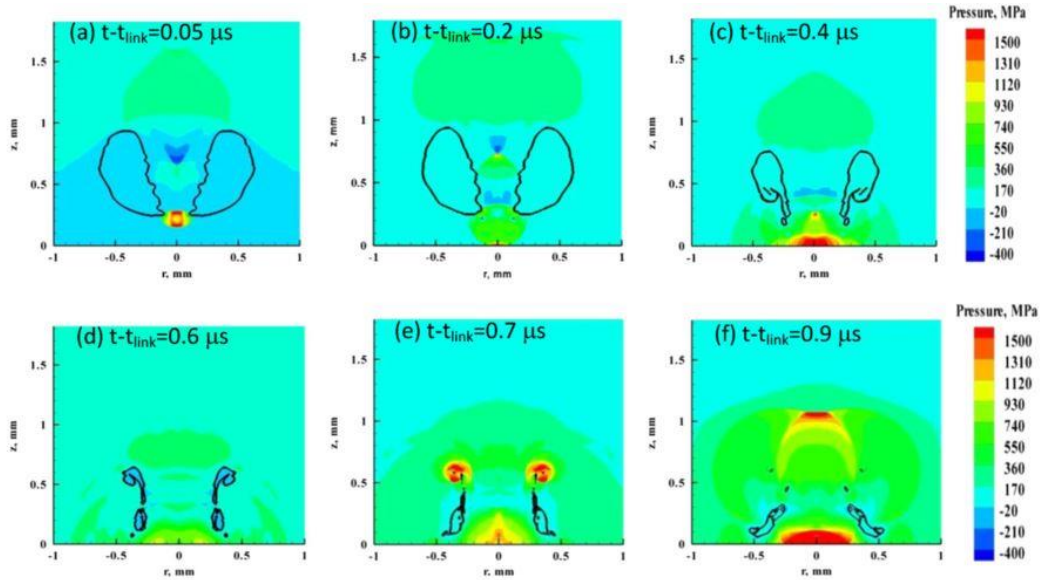
**Figure 1.8 : Développement de jet et contre-empainte vu avec un angle de  $45^\circ$  par rapport à la paroi [18]**



**Figure 1.9 : Evolution de la forme de la section de la bulle au cours son l'effondrement près de la paroi du matériau (à gauche), et vue 3D un instant avant le contact du jet réentrant sur le côté opposé de la bulle (à droite) [22]**

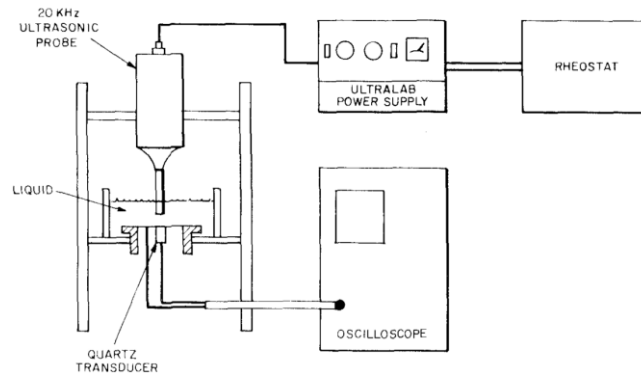
Choi *et al.* [22] simulent les détails de la dynamique de la bulle et l'interaction avec le matériau à proximité (cf. Figures 1.9 et 1.10). La Figure 1.9 montre des contours de forme de bulle à différents instants pendant l'effondrement de bulles. Ces formes ont été obtenues à partir de la solution de la méthode des éléments de frontière et montrent clairement le développement du jet réentrant et son mouvement rapide vers la bulle latérale opposée avant de heurter la limite du matériau. La vitesse du jet, les caractéristiques géométriques du jet et la quantité de

mouvement sont toutes fournies par la solution décrite dans les références [23–25]. La Figure 1.10 montre les formes de bulles et les contours de pression obtenus avec la solution d'écoulement compressible [26]. Des pressions très élevées peuvent être observées et sont générées par l'impact liquide-liquide au moment de l'impact du jet réentrant sur le côté opposé de la bulle ( $t = 0,05 \mu\text{s}$ ) et au moment de l'impact de la paroi du jet ( $t = 0,4 \mu\text{s}$ ).



**Figure 1.10 :** Exemples de formes de bulles et de champ de pression lors de l'effondrement d'une bulle près d'un mur. rayon de bulle initial  $R_0 = 50 \mu\text{m}$ ,  $R_{\text{max}} = 2 \text{ mm}$ ,  $d_0 = 1,5 \text{ mm}$ , l'écart initial  $X = 0,75$  et la pression d'enfoncement  $P_d = 10\text{MPa}$  [22]

Afin de mesurer les contraintes induites par l'effondrement des bulles, Vyas *et al.* [27] ont développé un montage doté d'une sonde vibratoire à ultrasons pour générer des bulles et d'un transducteur à quartz (cf. Figure 1.11). Ils indiquent que dans un système de vibration, la contrainte induite par l'effondrement des bulles peut atteindre 890 MPa sous une fréquence de 20 kHz et une amplitude de 75  $\mu\text{m}$ .



**Figure 1.11 :** Montage pour la mesure des contraintes de cavitation sous différentes pulsations et amplitudes [27]

### 1.1.3 Conséquences de la cavitation

L'effondrement violent des bulles de vapeur génère des contraintes très importantes avec une grande densité d'énergie, qui est propice à l'érosion des surfaces exposées. Lors de l'érosion par cavitation, l'effondrement des bulles exerce un micro-jet destructeur. Il conduit à la formation des piqûres de cavitation dans les premiers stades de la cavitation. Ces défauts augmentent ensuite de manière significative par l'accumulation des piqûres, des fissures et des rainures à proximité. La rugosité de surface augmente sensiblement, accélérant le taux d'érosion des matériaux. L'agrandissement des fissures était accompagné d'une perte de volume supplémentaire. Le mécanisme de croissance de la fosse conduit à la formation de cratères profonds et larges qui creusent la surface de l'échantillon.

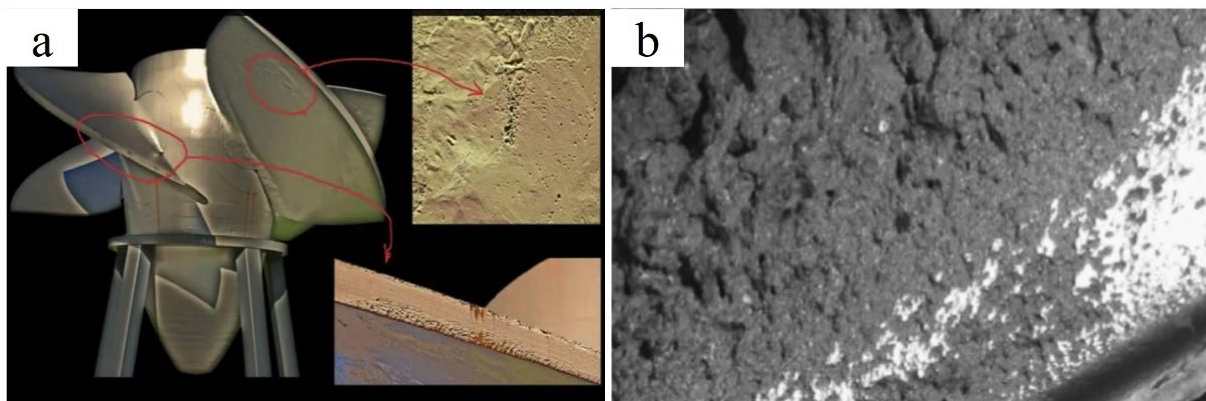
D'un point de vue technique, l'érosion par cavitation réduit considérablement la performance des composants exposés à la cavitation, notamment hélices de bateau et composants de turbines hydroélectriques [28]. D'autres secteurs industriels sont aussi concernés, tels que l'automobile avec les moteurs de véhicule (ex : usure de radiateurs de moteur diesel) ou l'aéronautique avec les pompes de moteur de fusée. L'énergie hydroélectrique est reconnue comme la source renouvelable la plus importante par rapport aux énergies biomasse, géothermie, énergies solaire et marine [29–31] (cf. [Tableau 1.1](#)). Plus de 62% de l'électricité canadienne (620 TWh) a été générée par des centrales hydroélectriques [32,33]. Donc l'enjeu est important.

**Tableau 1.1 : Comparaison des sources d'énergie renouvelable au niveau mondial en 2008 [35]**

Source	TWh	%
Hydroélectrique	3247,3	86,31
Biomasse	223,5	5,94
Eolien	215,7	5,73
Géothermique	63,4	1,69
Solaire	12,1	0,32
Marine	0,54	0,014
Total	3762,54	100

Généralement, l'eau est soumise à des changements de pression et de vitesse

lorsqu'elle pénètre dans les turbines hydrauliques, donnant lieu à la cavitation lorsque la pression est inférieure à la pression de vapeur. Lorsqu'elle pénètre dans une zone avec une pression plus élevée, on peut observer l'effondrement des bulles. Cela peut générer une pression locale extrêmement élevée. La formation répétée et l'effondrement de ces bulles de vapeur conduit à la dégradation superficielle des composants [36,37]. Les profondeurs de dégradation liées à la cavitation peuvent atteindre 10 mm par an sur des composants critiques telles que des roues à impulsion et des pales de turbine [38]. La cavitation, en entraînant une érosion / piqûre jusqu'à 40 mm de profondeur, réduit le temps de vie des turbines et augmente leur coût de fonctionnement et de maintenance [28,34]. Ces dommages peuvent affecter la forme et le contour spécifiques des turbines hydroélectriques, créant des obstacles au bon écoulement de l'eau à travers ces turbines. Cela peut entraîner une diminution de l'efficacité opérationnelle et, par la suite, une réduction de la capacité d'extraction d'énergie [39]. La Figure 1.12 illustre la zone érodée par cavitation typique d'une pale de turbine de type Kaplan.

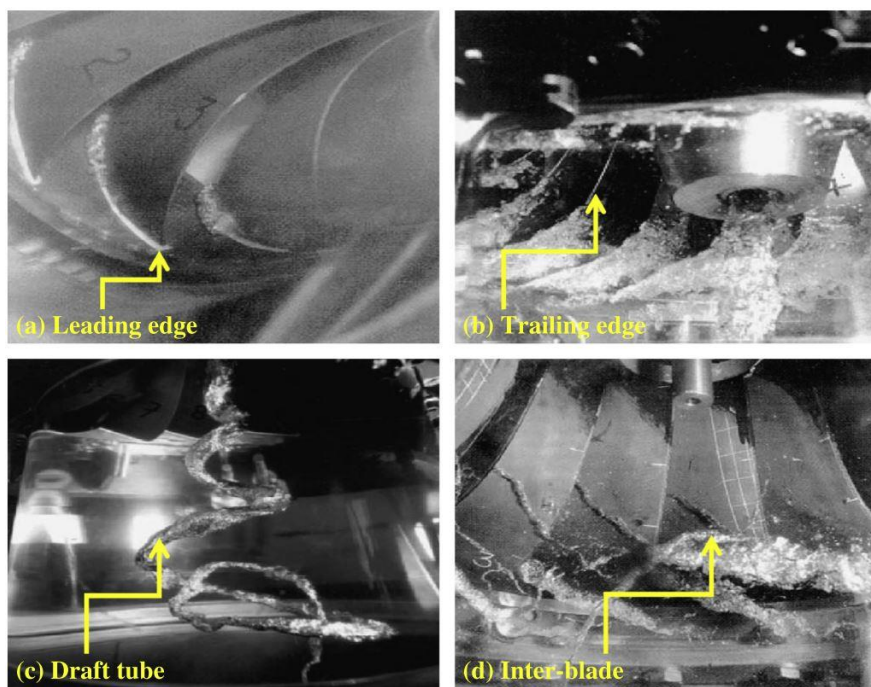


**Figure 1.12 : a) Erosion par cavitation et piqûres sur la surface d'une turbine Kaplan et b) vue détaillée de la zone érodée par cavitation sur une aube de turbine Kaplan [40]**

La turbine Francis est une turbine de type réacteur largement utilisée et très efficace, mais très exposée à l'érosion par cavitation. Les dégâts se localisent sur la pointe, les bords de fuite, le tube central de tirage et la zone inter-lames [29] (cf. Figure 1.13). Dorji *et al.* [29] ont présenté que les pièces de turbine les plus sujettes aux dégâts par cavitation varient selon le type de turbines et leur condition de fonctionnement (cf. Tableau 1.2).

**Tableau 1.2 : Pièces de turbine les plus sujettes à la cavitation [28,35,41,42]**

Classification de la turbine	Type de turbine	Pièces dégradées par cavitation
Impulsion	Pelton	La forme de godet que présentent les aubes de turbines Pelton est une géométrie qui ne génère pas de cavitation. Cependant, les godets ont tendance à souffrir, à terme, de légers effets de cavitation suite à l'apparition dans le temps d'une surface rugueuse par impact répété de matériaux érosifs de la rivière sur les godets.
	Bulb turbine	Les résultats de simulation (CFD) d'écoulement à travers ce type de turbine montrent qu'une cavitation peut survenir sur la surface de la lame, affectant indirectement l'efficacité de l'usine hydroélectrique
Réaction	Turbines Francis et Kaplan	Le bord supérieur de la lame, le bord de fuite de la lame, les tubes de prélèvement, les ailettes de guidage, les portes de wicket,



**Figure 1.13 : a) Dégâts de cavitation sur la turbine Francis, b) sur le bord d'attaque, c) sur le bord de fuite, tourbillon dans le tube de tirage et d) cavitation par effet vortex entre les lames [33]**

## 1.2 Protection contre la cavitation

### 1.2.1 Matériaux pour la protection contre la cavitation

La résistance à l'érosion par cavitation des matériaux est évaluée par un test de cavitation sous ultrasons selon la norme ASTM G32 [54], qui consiste à produire une cavitation accélérée au moyen d'une sonotrode placée face à un échantillon (cf. [Chapitre 2, Figure 2.8](#)). Ce test permet de fournir un classement relatif de la résistance à la cavitation des métaux, composites, polymères et céramiques. Les [Tableau 1.3](#) et [Figure 1.14](#) présentent différents classements et comparaisons.

**Tableau 1.3 : Taux d'érosion par cavitation de différents matériaux**

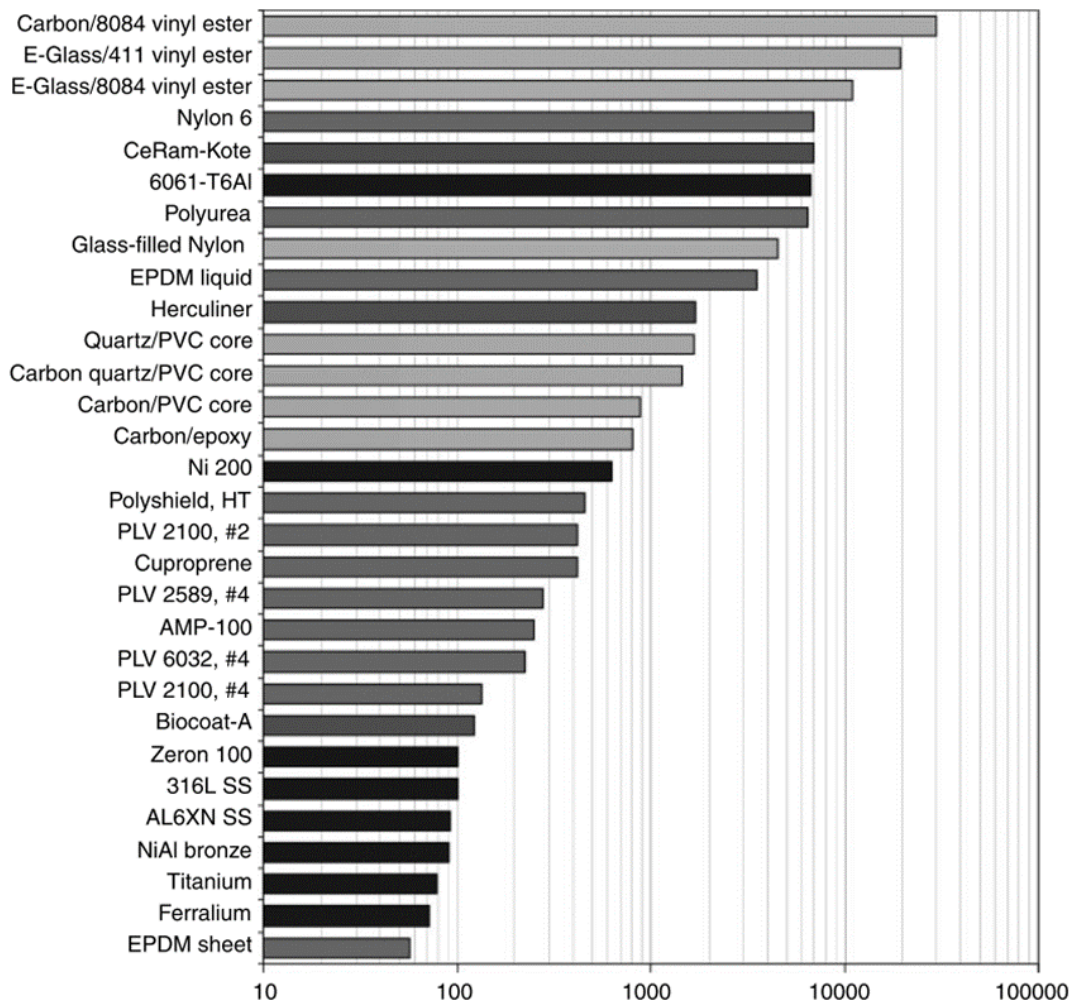
Material	No. of samples	Maximum erosion rate ( $\mu\text{m/h}$ )			Incubation time (min)
		Average	Maximum	Minimum	
<b>Metals</b>					
6061-T6 Al	13	154.0	218.6	120.2	22.3
Ni 200	6	14.4	18.7	10.4	130.7
316 SS	3	2.3	2.5	2.1	116.7
AL6XN SS	2	2.1	2.1	2.1	375.0
NiAl bronze	3	2.1	2.4	1.7	198.8
Zeron 100	3	2.3	2.9	1.8	167.2
Ferralium	3	1.6	1.8	1.4	154.2
<b>Elastomers and coatings</b>					
CeRam-Kote	2	158.5	174.9	142.1	12.8
Polyurea	2	146.4	160.6	132.3	0
EPDM liquid	1	80.3	80.3	80.3	17.0
Herculiner	3	39.2	64.7	31.8	28.6
Rhino Linings	3	22.4	24.8	11.9	65.9
Polyshield, HT	1	10.4	10.4	10.4	0
PLV 2100, #2	1	9.5	9.5	9.5	355.1
Cuproprene	1	9.5	9.5	9.5	0
PLV 2589, #4	3	6.4	17.1	5.9	333.8
AMP-100	1	5.7	5.7	5.7	0
PLV 6032, #4	1	5.2	5.2	5.2	0
PLV 2100, #4	1	3.1	3.1	3.1	674.7
Biocoat-A	6	2.8	3.9	1.7	176.0
EPDM sheet	4	1.3	2.1	0.74	1351.1
<b>Composites and polymers</b>					
Carbon/8084 vinyl ester	4	684.1	1158.9	361.5	0.3
E-Glass/411 vinyl ester	3	444.5	467.9	350.9	0.5
E-Glass/8084 vinyl ester	2	252.4	258.6	246.3	2.6
Nylon 6	1	159.0	159.0	159.0	0
Glass-filled Nylon	1	103.4	103.4	103.4	0
Quartz/PVC core	3	38.2	58.2	18.2	21.4
Carbon quartz/PVC core	2	33.1	41.1	25.1	39.3
Carbon/PVC core	2	20.2	24.8	15.7	153.0
Carbon/epoxy	2	18.5	27.8	9.3	0

Le ferralium présente la meilleure résistance à la cavitation avec un taux d'érosion maximal de 1,6  $\mu\text{m/h}$ . A l'inverse, un endommagement excessif par cavitation est observé dans



l'aluminium avec un taux d'érosion maximal de 154  $\mu\text{m}/\text{h}$ . La résistance à la cavitation des revêtements polymère/élastomère a été étudiée en raison de leur capacité d'absorption d'énergie. Le taux d'érosion de l'EPDM est de 1,3  $\mu\text{m}/\text{h}$ , soit la moitié de celui du métal 316L dont le taux est attribué à des valeurs élevées d'élongation maximale et à sa forte ténacité. Le mécanisme d'érosion enregistré correspond à d'abord à l'érosion matricielle puis à celle d'un endommagement des fibres avec une large gamme de profondeur moyenne de l'érosion. D'une manière générale, les matériaux composites présentent une faible résistance à la cavitation par rapport à l'acier inoxydable 316L par exemple. A noter qu'il est vraiment difficile d'obtenir des résultats répétitifs pour les échantillons non métalliques.

**Tableau 1.4 : Taux d'érosion par cavitation de différents matériaux**



**Figure 1.14 : Taux d'érosion maximum relatif de différents systèmes de matériaux [54]**

De grands efforts ont été faits pour développer des matériaux résistant à la cavitation et cela dans le but d'augmenter la durée de vie des machines hydrauliques. Les matériaux

métalliques sont couramment utilisés pour la protection contre l'érosion par cavitation en raison de leur forte trempabilité au travail, et de leurs bonnes propriétés élastiques avec une structure homogène à grains fins telle que la stellite (alliage métallique base CoCr). On recense différents matériaux comme: l'acier inoxydable martensitique (13Cr-4Ni, 13Cr-0.5Ni) ou les aciers au manganèse qui sont les matériaux de construction les plus couramment utilisés pour les composants des turbines où les phénomènes de cavitation sont la principale préoccupation [28]. Par exemple, 13Cr-1Ni, 13Cr-4Ni, 16Cr-5Ni et 18Cr-8Ni sont utilisés pour fabriquer des lames de course. L'acier inoxydable martensitique présente une meilleure performance contre la cavitation, devant les aciers inoxydables austénitiques, et les aciers ferritiques qui présentent les plus faibles résistances à la cavitation [43]. Il a également été démontré que la résistance des métaux à la cavitation était associée à une plus grande dureté du matériau.

L'alliage nickel aluminium (NiAl) et le bronze sont également couramment choisis comme matériaux de construction en raison de leur résistance à la corrosion et leur résistance correcte contre l'érosion par cavitation, compte tenu de leurs coûts modérés et de leur aptitude au soudage [30]. En effet, un facteur indiscutable à prendre en compte dans le choix de ces matériaux est qu'ils puissent être réparables lorsque des dommages se produisent. Le matériau recherché vise donc d'une part à optimiser les coûts de fabrication et d'autre part à maximiser la durée de vie des composants.

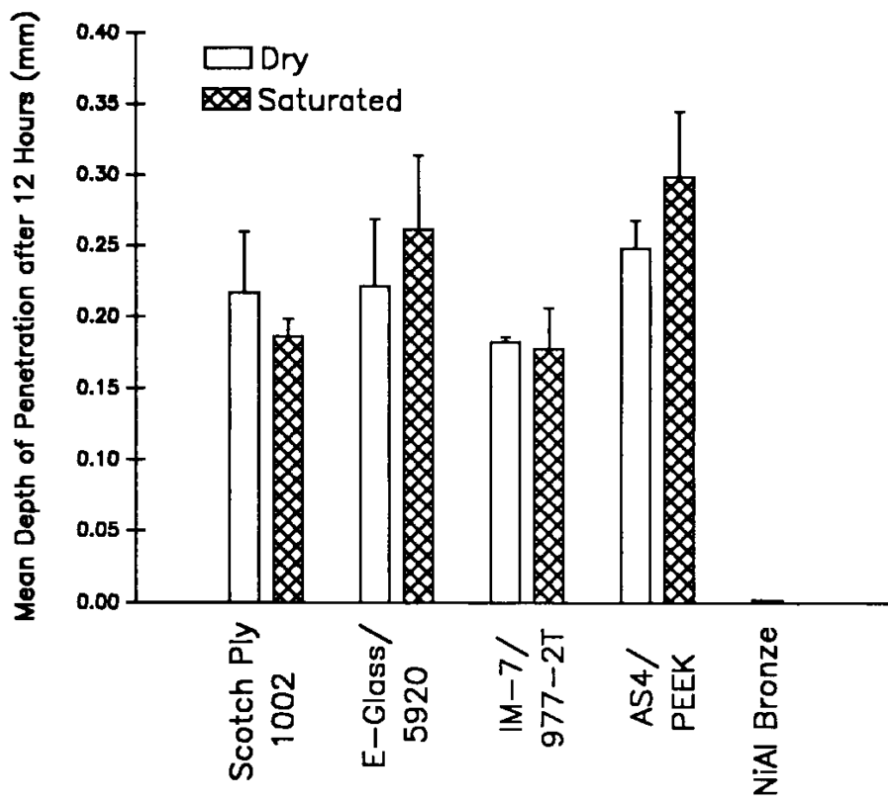
La stellite présente encore une excellente résistance à la cavitation et reste souvent utilisé pour la protection des machines hydrauliques en raison de sa phase riche en cobalt en solution solide. En 1980, Heathcock *et al.* [44] ont étudié l'érosion par cavitation des alliages de stellite à base de cobalt dans l'état de fonte. Ils ont observé que la morphologie des carbures de type  $Cr_7C_3$  et W ou  $Mo_6C$  dans la matrice d'une solution solide riche en cobalt est intéressante pour résister à la cavitation. Par ailleurs, Hattori *et al.* [45] ont constaté que la résistance à l'érosion de superpositions de stellites est corrélée à la dureté des matériaux.

Les alliages NiTi se révèlent également très résistants à l'érosion par cavitation, non pas par leur dureté mais par leur effet de mémoire de forme, qui leur confère une grande capacité d'absorption d'énergie dans des conditions de cavitation [46–49]. Ils se déforment plastiquement par la combinaison de déformations biconiques et glissantes, et sont beaucoup moins érodés par rapport aux métaux déformés uniquement par glissement. Cependant, le coût très élevé de ces alliages et les exigences quant à leur microstructure limitent leur utilisation en tant que composants de turbine.

Les époxydes renforcés sont également considérés pour réparer les dégâts de cavitation sur les composants de la turbine en raison des avantages suivants [50]:

- ✓ réduction des coûts (main-d'œuvre et matériaux) ;
- ✓ pas d'entrée thermique, évitant ainsi le stress résiduel induit thermiquement dans les composants ;
- ✓ amélioration de la portée des contours des composants après réparation.

Hammond *et al.* [51] ont étudié les performances d'érosion par cavitation des composites renforcés de fibres. Selon leurs résultats, un composite à matrice époxyde durcie thermoplastique/fibres de carbone (IM7/977-2T) présente les meilleures performances sous attaque par cavitation, alors qu'au contraire, la matrice thermoplastique/fibre de carbone s'est révélée la moins résistante. Les résultats obtenus après 12 heures de test de cavitation sur la profondeur d'érosion moyenne sont illustrés par la [Figure 1.15](#).

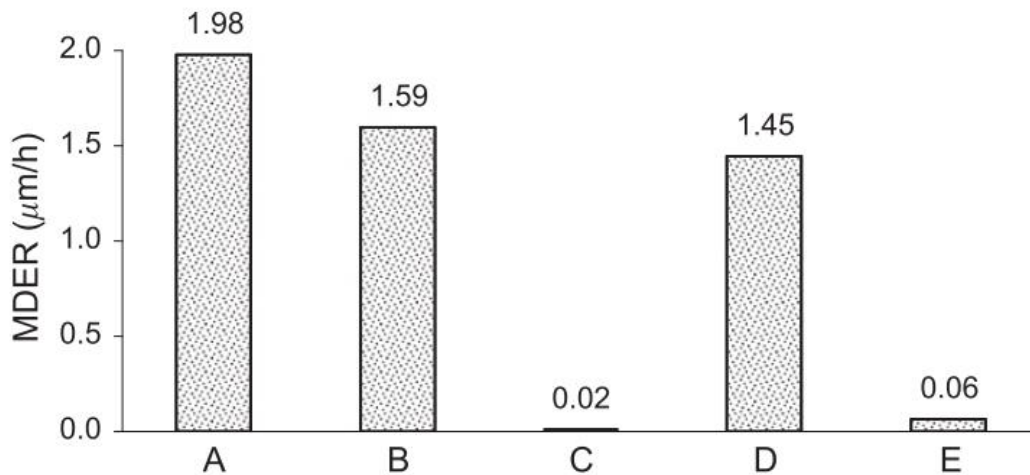


**Figure 1.15 : Profondeur moyenne d'érosion de différents composites renforcés après 12 heures de test de cavitation [51]**

La dureté des matériaux a été considérée comme un bon indicateur de la résistance à l'érosion par cavitation pour les métaux, surtout lorsque d'autres propriétés sont similaires. En ce sens, les céramiques sembleraient être de bons candidats pour lutter contre l'érosion par cavitation en raison de leur dureté très élevée et de leurs très bonnes résistances thermique et chimique. David *et al.* [52] ont étudié l'érosion par cavitation de l'alumine frittée (95%  $Al_2O_3$ ), du nitrure de silicium ( $Si_3N_4$ ), du matériau Macor<sup>TM</sup> (vitrocéramique) et de la zircone  $ZrO_2$

stabilisée avec 3,5 wt % de MgO dans divers milieux (cf. [Tableau 1.4](#)). Le mécanisme d'endommagement par cavitation des céramiques est cohérent avec la fracture inter granulaire fragile. La zirconie a un très faible taux d'usure par cavitation et est un matériau candidat pour la protection contre la cavitation. Les performances des matériaux céramiques étudiés semblent très peu affectées par le milieu choisi pour le test de cavitation.

Stella *et al.* [53] ont étudié en détail le comportement des zircone yttrées, et remarqué que les 3Y-TZP (3% wt d'yttrine) présentent une excellente performance de cavitation en raison de la transformation martensitique de la phase tétragonale-monoclinique induite par la cavitation (cf. [Figure 1.16](#)). Il s'agit donc d'un matériau presque aussi performant que le meilleur des alliages Ni-Ti existants, ce qui en fait un candidat extrêmement intéressant pour la protection contre l'érosion par cavitation dans les applications marines et hydroélectriques.



**Figure 1.16 :** Profondeur moyenne maximale du taux d'érosion (MDER) de plusieurs matériaux. (A) : acier inoxydable austénitique AISI 304 (référence [47]), (B) : acier inoxydable duplex DIN 1.4462 (référence [47]), (C) : NiTi pseudoélastique (référence [47]), (D) : alumine haute densité, et (E) : moyenne 3Y-TZPs

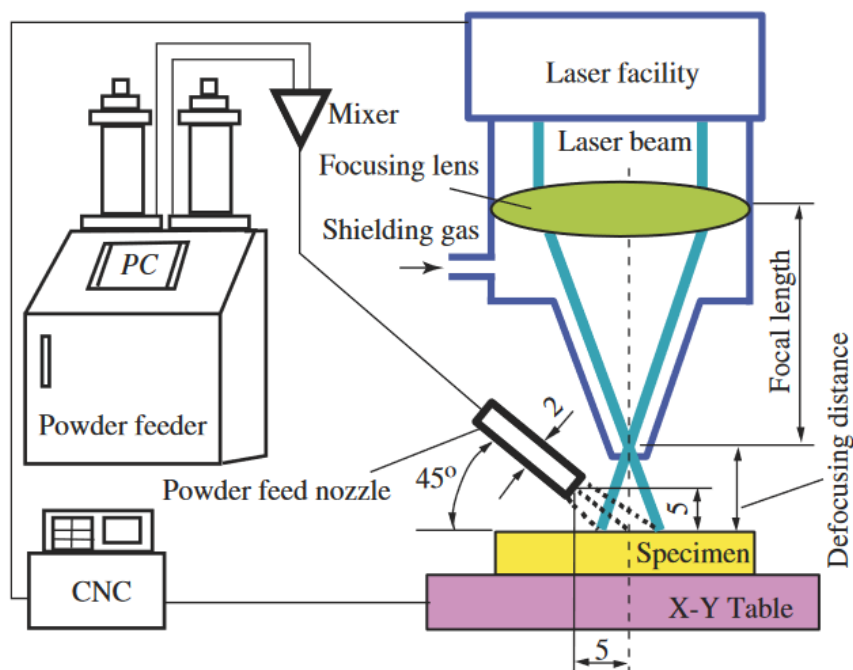
**Tableau 1.5 :** Perte de poids (mg/h) de matériaux céramiques soumis à des tests d'érosion par cavitation [52]

Matériaux	0.1N Acid	0.1N Base	3.5% NaCl	H <sub>2</sub> O distillée
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5.62	9.38	5.04	4.61
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	1.12	1.32	1.45	0.83
Macor	9.05	9.13	9.18	9.7
ZrO <sub>2</sub>	2.61	1.94	1.84	1.8

### 1.2.2 Procédés d'application/réparation des protections des matériaux protégeant contre la cavitation

Le procédé de soudage est l'une des techniques utilisées pour la réparation de dommages causés par cavitation [45]. Les zones endommagées sont d'abord évidées, puis remplies d'un alliage, soudées et enfin, usinées sur les contours spécifiques. Un revêtement dense est appliqué sur la partie endommagée et ce revêtement est obtenu par procédés de soudage. Cependant, lors du soudage, des quantités de chaleur importantes sont transmises au substrat et induisent une contrainte résiduelle qui modifie la structure physique et qui s'accompagne en général d'une diminution de la durée de vie des composants.

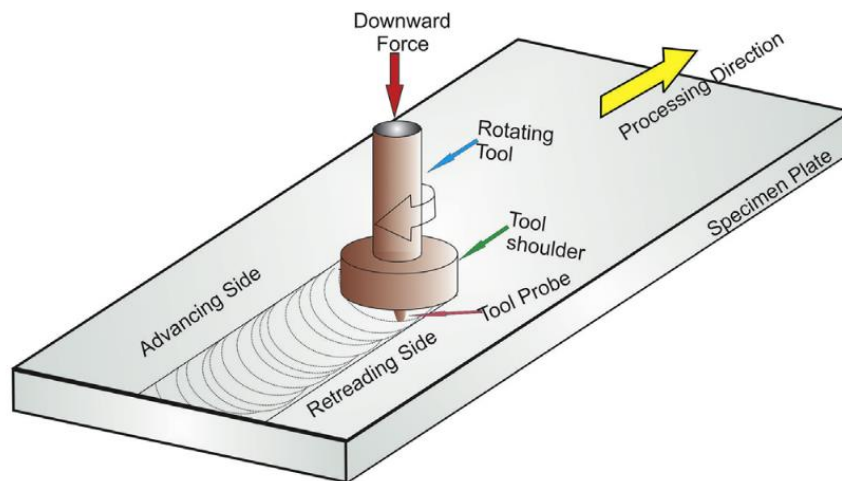
Le rechargement par laser est également une technique de surface utilisée pour réparer les pièces usées par cavitation. Au cours de ce procédé, l'énergie du laser est utilisée pour réaliser le remplissage du composant endommagé à partir d'une poudre (cf. Figure 1.17). Un revêtement sans pores et sans fissures avec une faible dilution et seule une petite zone affectée par la chaleur du laser est obtenue. La poudre est transportée par un gaz inerte à travers une buse dans le point focal du laser où elle fondue pour former le revêtement au refroidissement. Certaines études ont révélé que la résistance à l'érosion par cavitation de l'acier inoxydable est alors améliorée de plus de 90% dans des milieux solubles en chlorure de sodium à 3,5wt% [55].



**Figure 1.17 : Schéma de principe du rechargement laser [56]**

Les techniques de rechargement laser constituent une ingénierie à part entière et sont des alternatives très intéressantes pour protéger les composants hydroélectriques de la cavitation. La méthode présente les avantages de travailler sur une solution solide étendue, de conserver la microstructure fine, d'homogénéiser la composition et de générer d'excellentes interfaces métallurgiques en raison du chauffage et de la fusion rapides [57]. Ainsi, la résistance à l'érosion par cavitation du fer ductile, de l'acier et des alliages variés a été améliorée grâce à la technique de fusion laser à la surface (SLM) [58–62]. La nitruration de surface par laser induit également une dureté élevée et la couche de TiN formée contribue à l'excellente résistance à la cavitation de l'échantillon NiTi par exemple [57].

Le traitement par friction-malaxage (FSP: Friction Stir Processing) est une technique de modification de surface solide nouvelle et prometteuse. Ce traitement permet d'éliminer localement les défauts de coulée et d'affiner les microstructures, améliorant ainsi la résistance et la ductilité en augmentant simultanément la résistance à la corrosion et à la fatigue des matériaux traités [63–65]. Dans cette méthode, un outil rotatif muni d'une broche et d'un épaulement plonge dans la surface et se déplace le long de la surface pour améliorer les propriétés spécifiques. Une microstructure à grain fin ou ultrafin peut être obtenue en raison de la recristallisation dynamique induite par une déformation plastique locale sévère, (cf. [Figure 1.18](#)). Les études ont démontré que la résistance à l'érosion par cavitation de nombreux matériaux tels que l'acier CA6NM [66], UNS 32205 duplex en acier inoxydable [67], le bronze NiAl [68], Cr<sub>60</sub>Ni<sub>40</sub> [69] et AISI 316L en acier inoxydable [70] peuvent être considérablement améliorés après traitement par FSP.



**Figure1. 18** : Schéma de configuration du traitement par friction-malaxage [64]

La nitruration par gaz à haute température (HTGN: High-Temperature Gas Nitriding) est un processus de durcissement qui s'adapte très bien pour lutter contre la cavitation et l'usure

et résister aux piqûres. Il se déroule à des températures comprises entre 1050 et 1200 °C. Il est effectué dans une atmosphère de gaz azote en général plutôt qu'avec des mélanges de gaz ammoniac-hydrogène ( $\text{NH}_3\text{-H}_2$ ) utilisés dans la nitruration conventionnelle des gaz. Cette technique serait intéressante pour éliminer les gaz toxiques et réduire les coûts. L'amélioration de la résistance à l'érosion de la cavitation après traitement HTGN a été observée dans l'acier inoxydable austénitique AISI 304L [71]. Egalement, la résistance à l'érosion par cavitation du  $\text{Mn}_{18}\text{Cr}_{18}\text{N}_{0,5}$  est améliorée d'un facteur 3 après traitement HTGN.

Les revêtements par projection thermique sont une autre voie d'amélioration des performances mécaniques. La versatilité de cette famille de procédés est grande que ce soit pour les matériaux à projeter ou les procédés à utiliser. Ces revêtements peuvent être métalliques, céramiques, plastiques ou autre composite souhaité pour répondre à une large gamme de critères physiques. Ils sont déposés sur un matériau dans le but de le protéger de la cavitation avec à la fois un objectif de protection mais aussi de réparation après utilisation. Cette technique sera détaillée dans la partie suivante puisqu'elle correspond à la méthode choisie dans cette étude.

### **1.3 Dépôt par projection thermique pour la protection contre l'érosion par cavitation**

#### **1.3.1 Procédés de projection thermique**

La projection thermique est une technique de surface commune utilisée dans beaucoup de secteurs industriels tels que le transport, l'énergie, le biomédical, l'électronique, etc. [72–76]. La projection thermique présente une grande flexibilité de par caractéristiques suivantes [77].

- ✓ large gamme de matériaux projetables : métaux purs, alliages de métaux, alliage métalliques, métaux durs du type carbures/cermets, céramiques, polymères et toutes combinaisons de ces matériaux [78–93]. Presque tous les matériaux sont appropriés à la projection thermique, à l'exception des composés qui se décomposent de façon irréversible lors de la fusion dans un jet de plasma (composés à fusion non congruente) ;
- ✓ taux de production attractif et rendement de dépôt élevé ;
- ✓ polyvalence des procédés et adaptabilité à la forme des composants.

### 1.3.1.1 Principe de la projection thermique

Par son principe de base, les matériaux sous forme de poudres ou de fils sont injectés dans une source de chaleur où ils sont chauffés, accélérés puis déposés sur un substrat pour former un revêtement. La Figure 1.19 illustre le principe des procédés de projection thermique. Les matières premières sont introduites dans un flux d'énergie élevé sous forme de poudre, de fil, de tige ou de cordon. La source de chaleur peut être une flamme de combustion, un arc électrique ou un plasma à gaz ionisé.

Les matériaux injectés dans le jet connaissent une accélération et un échauffement avant de s'écraser sur la pièce à revêtir. Le revêtement est donc constitué de l'empilement de lamelles écrasées plus ou moins bien fondues. Par cette technique, le choix du type de pistolet utilisé implique des propriétés thermiques/cinétiques différentes (jet à plus ou moins haute température, à plus ou moins grande vitesse) ce qui est déterminant puisqu'il est responsable de la conversion de l'énergie disponible dans le jet pour le traitement des matériaux injectés. La plupart ces procédés opèrent à atmosphère ambiante sous air, mais certains fonctionnent sous atmosphère contrôlée (VPS : Vacuum Plasma Spraying) [94].

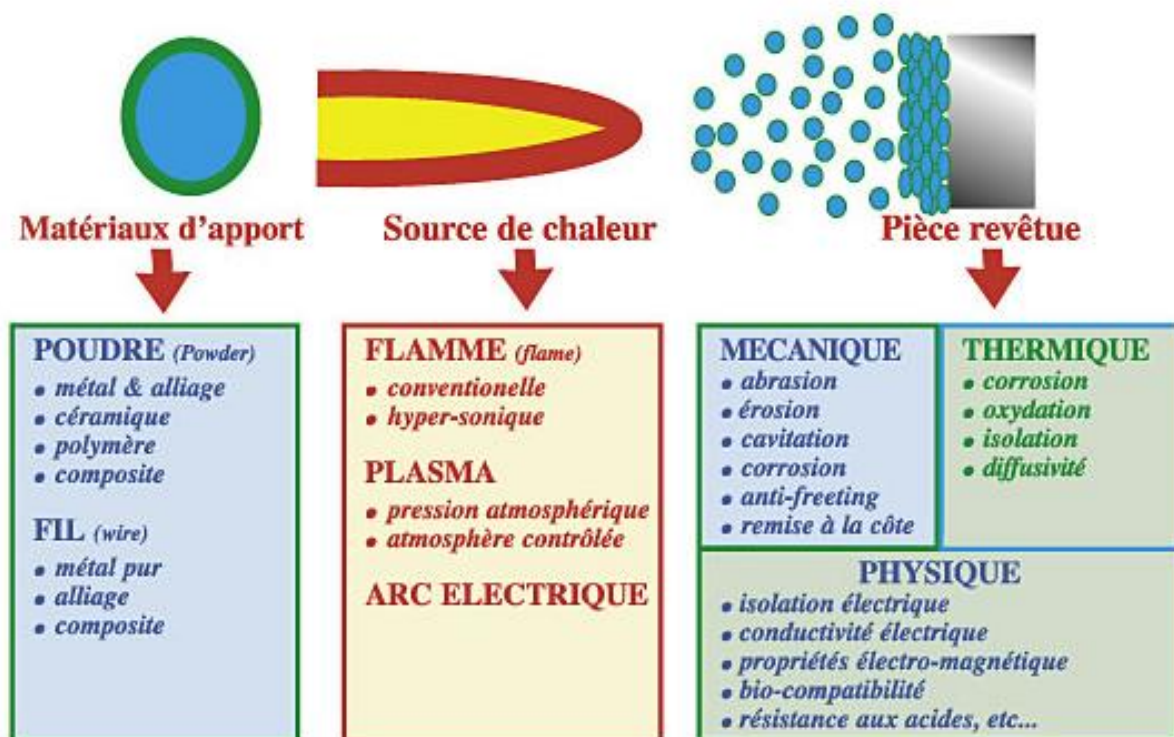


Figure 1.19 : Schéma de principe de la projection thermique [95]

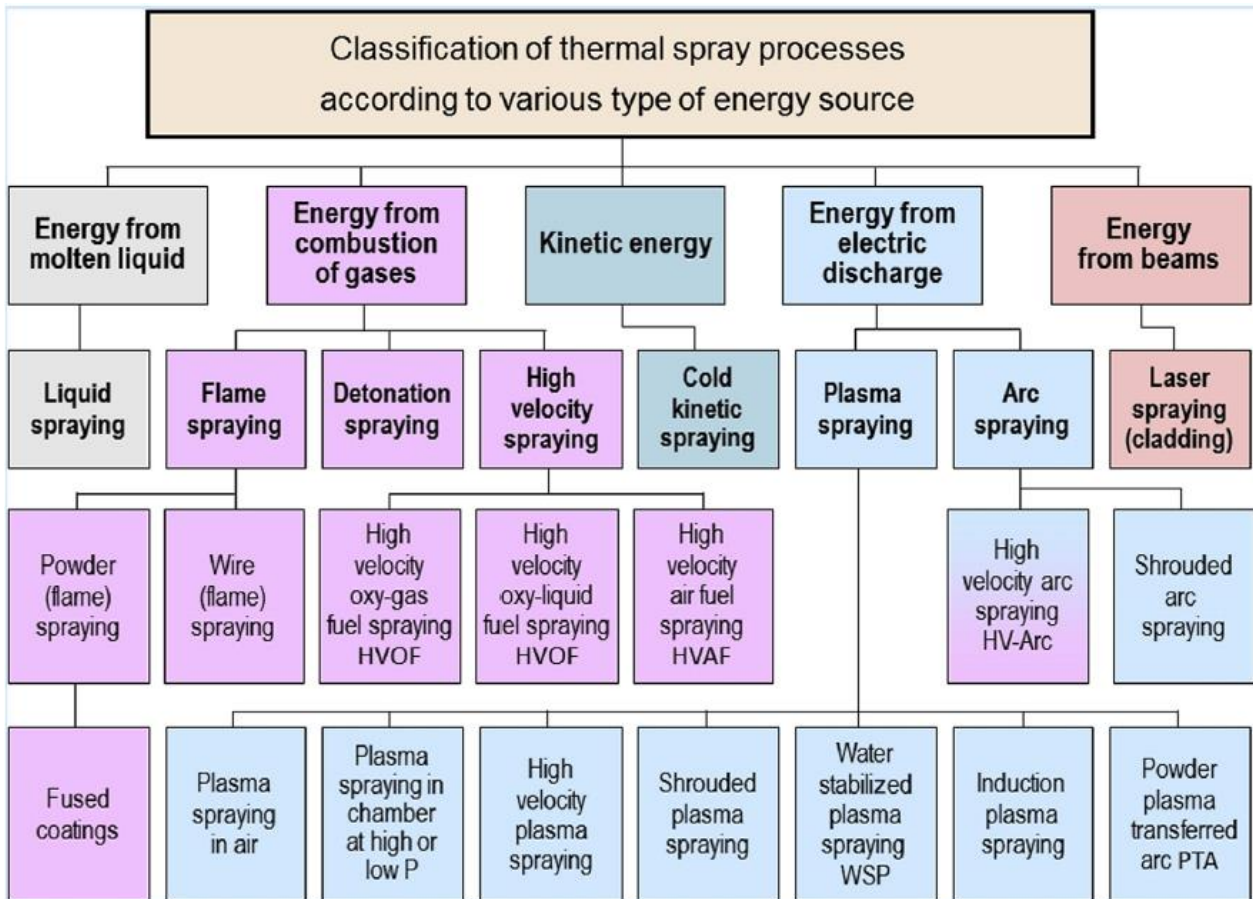


### 1.3.1.2 Classification des procédés

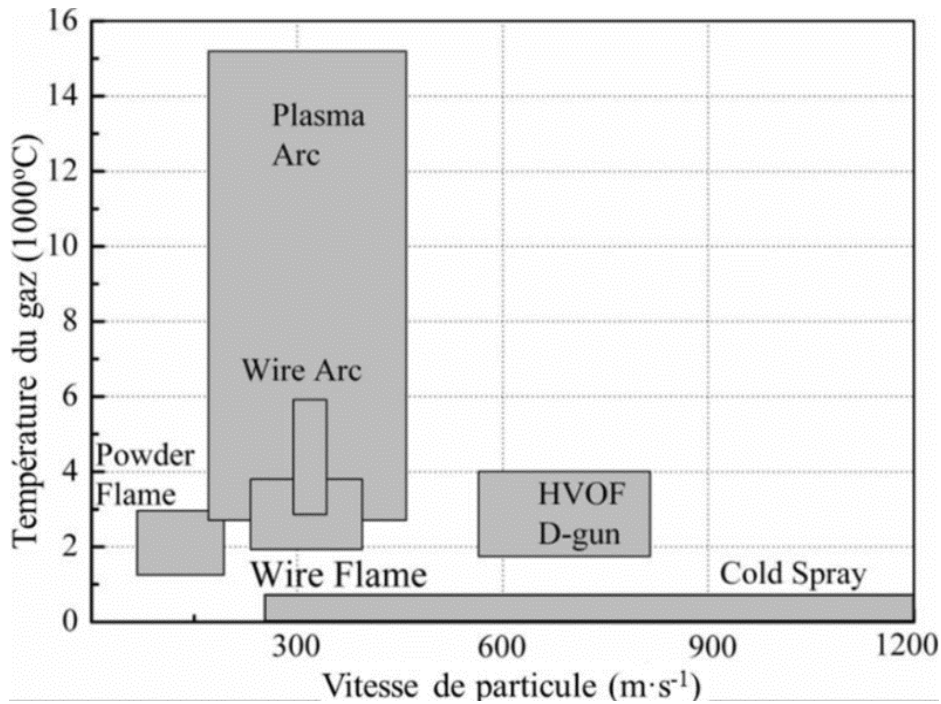
Généralement, les procédés de projection thermique sont classés selon le type de source d'énergie utilisée pour faire fondre les matières premières (cf. Figure 1.20). Il y a les procédés à :

- ✓ combustion de gaz, généralement d'hydrocarbures, d'hydrogène ou de liquide ;
- ✓ décharges électriques tels que les arcs électriques ou les plasma à gaz ionisés ;
- ✓ détente comme la projection à froid.

La Figure 1.21 illustre les caractéristiques en termes de vitesses et de températures des particules selon le type de procédé utilisé.



**Figure 1.20 : Classification des procédés de projection thermique selon le type de sources d'énergie [77]**

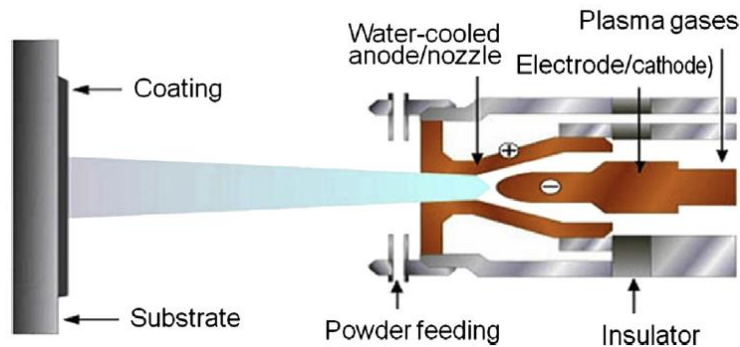


**Figure 1.21 : Température des gaz et vitesse des particules de différents procédés de projection thermique [96]**

### 1.3.1.3 La projection plasma

Parmi ces procédés, la projection plasma est la plus développée car elle permet de fournir une température de jet supérieure à 8000 K à la pression atmosphérique qui convient pour atteindre la fusion de pratiquement tous les matériaux [97]. Les revêtements par projection plasma ont donc été tout naturellement étudiés pour différentes applications. En général, un plasma apparaît lorsqu'un arc électrique se forme dans un gaz et il peut être défini comme un mélange d'électrons et d'éléments ionisés. C'est l'échange d'énergie entre les électrons et les ions beaucoup plus lourds qui conduit à une augmentation de sa température [98].

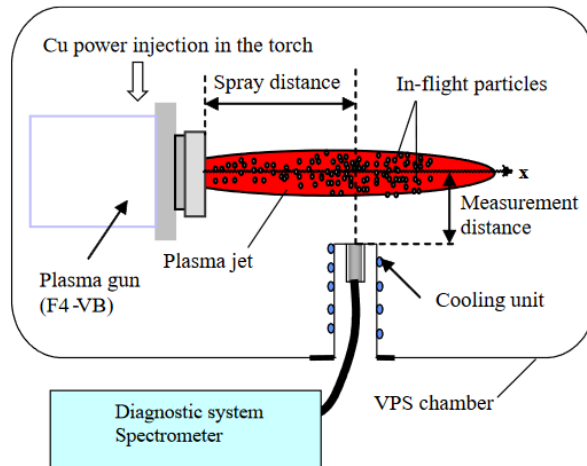
En projection plasma, l'arc est initié entre la pointe d'une cathode et l'électrode anode qui lui est concentrique (cf. Figure 1.22). Un refroidissement à eau assure la préservation des électrodes. L'écoulement du gaz froid au contact de l'arc provoque son échauffement et l'apparition du jet plasma sur une longueur de plusieurs centimètres. De manière classique, le gaz froid est un mélange d'argon et d'hydrogène, d'azote ou encore d'hélium [99].



**Figure 1.22 : Torche à plasma conventionnelle [77]**

Dans le cas de projection plasma sous atmosphère, la température du plasma chute rapidement en raison de l'entraînement d'air environnant dans le jet. Cela provoque également une interaction avec les particules injectées conduisant à un taux d'oxydation de ces particules non négligeable si elles sont de base métallique. Afin d'éviter cette interaction, une projection plasma sous atmosphère contrôlée et/ou à basse pression peut être préférée dans certaines applications. Il s'agit des procédés VPS (Vacuum Plasma Spraying) (cf. Figure 1.23) ou LPPS (Low Pressure Plasma Spraying). Ils sont alors choisis pour fonctionner dans une chambre sous vide, et des revêtements très purs sans inclusion d'oxyde peuvent être obtenus. Des matériaux sensibles à l'oxydation comme par exemple: le titane et le composé MCrAlY (M = Ni, Co, NiCo, CoNi, parfois Fe) sont généralement projetés avec ce type de procédé pour les raisons suivantes [100]:

- ✓ les jets sont plus larges et plus longs et ils permettent un meilleur traitement des particules;
- ✓ les interfaces sont plus propres et conduisent à une meilleure force de cohésion entre les lamelles ;
- ✓ les revêtements sont dépourvus d'oxydes ;
- ✓ les revêtements sont obtenus à plus haute température les rendant plus denses ;
- ✓ les revêtements présentent une faible contrainte résiduelle, permettant d'augmenter leurs épaisseurs ;
- ✓ le préchauffage des substrats / dépôts peut être assuré tout au long de la projection de 600 à plus de 1000 °C.



**Figure 1.23 : Configuration du procédé de projection plasma sous atmosphère contrôlée [101]**

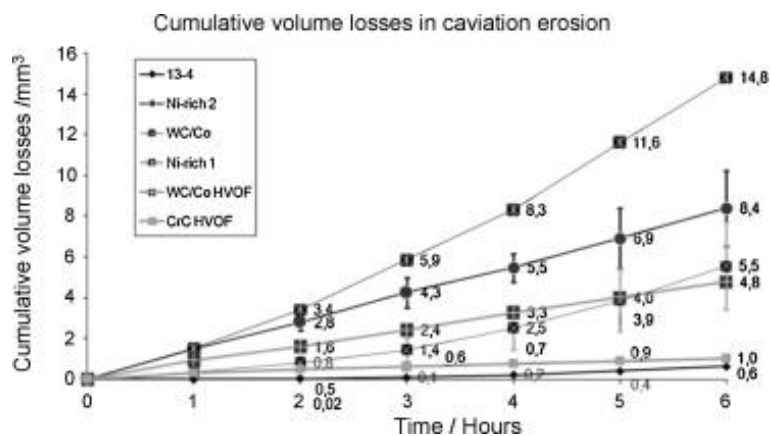
### 1.3.2 Revêtements par projection thermique pour la protection contre l'érosion par cavitation

Les dégâts liés à la cavitation peuvent être largement atténués en réalisant un revêtement protecteur par projection thermique pour résister aux piqûres et à la propagation de fissures. De nombreux matériaux ont été étudiés pour protéger des composants contre l'érosion par cavitation tels que :

- ✓ l'aluminium et la bronze (pompes) ;
- ✓ Al-Zn renforcé avec Fe-Si ( gouvernails de navire) ;

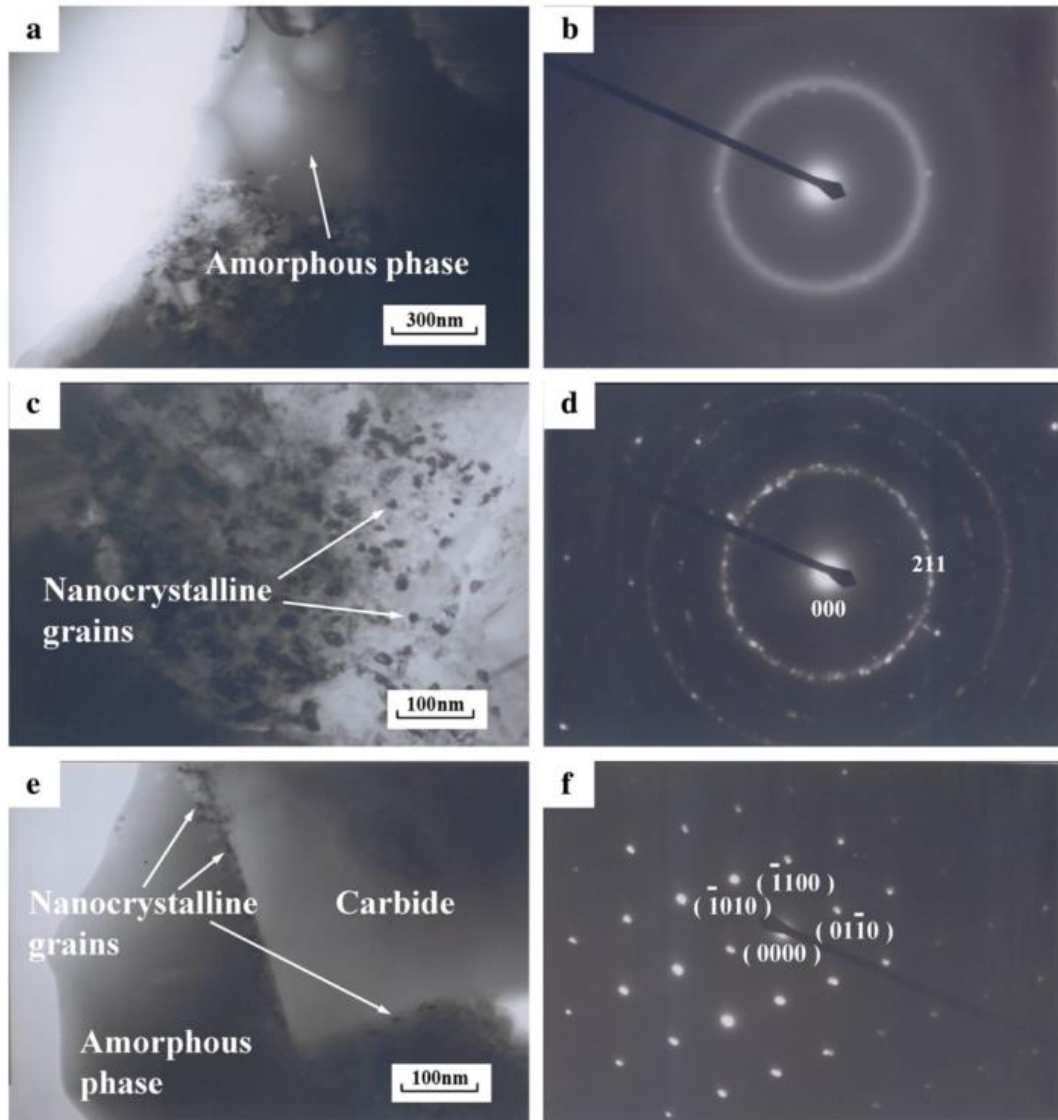
aciers à haute résistance, alliages stellites, acier contenant du cobalt Cavitec (turbines)

(cf. Figure 1.24) [102,103].



**Figure 1. 24 : Pertes de volume cumulées de revêtements durant des tests d'érosion par cavitation de différents matériaux [104]**

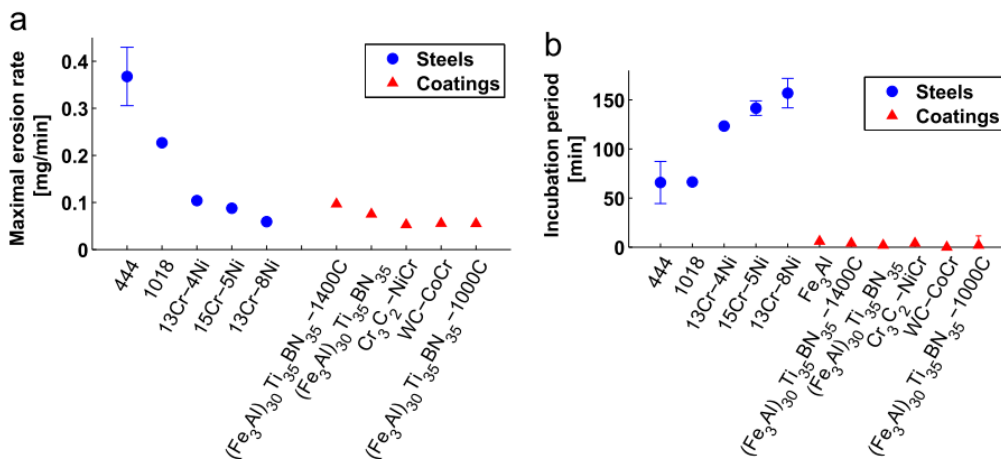
Sugiyama *et al.* [105] ont évalué la résistance à la cavitation de revêtements cermets 56W2C/Ni/Cr et 41WC/Ni/Cr/Co obtenus par projection thermique (arc fil, HVOF). Il apparaît que la densité des revêtements étudiés est plus pertinente pour la résistance à la cavitation que la dureté des revêtements. En outre, la résistance à l'érosion par cavitation de différents revêtements (nickel, oxyde de chrome et de carbure de tungstène) par projection thermique a été comparée par Santa *et al.* [104]. La Figure 1.25 présentent la perte de volume de différents revêtements pendant les essais de cavitation.



**Figure 1.25 :** Analyses obtenus par microscopie électronique à transmission (TEM) sur des revêtements HVOF de WC-Co-Cr :a) zone présentant une phase amorphe, b) cliché de diffraction de la région amorphe, c) zone avec grains nanocristallins, (d) cliché de diffraction de la région nanocristalline, e) zone avec un carbure, des grains nanocristallins et de la phase amorphe, f) cliché de diffraction de la phase WC [106]

Le revêtement WC-Co présente une meilleure résistance à l'érosion causée par sa haute dureté et sa résistance à l'usure. Le procédé d'observation de microscopie électronique à transmission (TEM) a été employé dans l'étude de Wu *et al.* [106] afin d'obtenir des informations détaillées sur la microstructure du revêtement WC-Co-Cr projeté par HVOF. Il a montré que le revêtement présente des carbures, une phase nanocristalline et une phase amorphe contribuant à sa haute dureté.

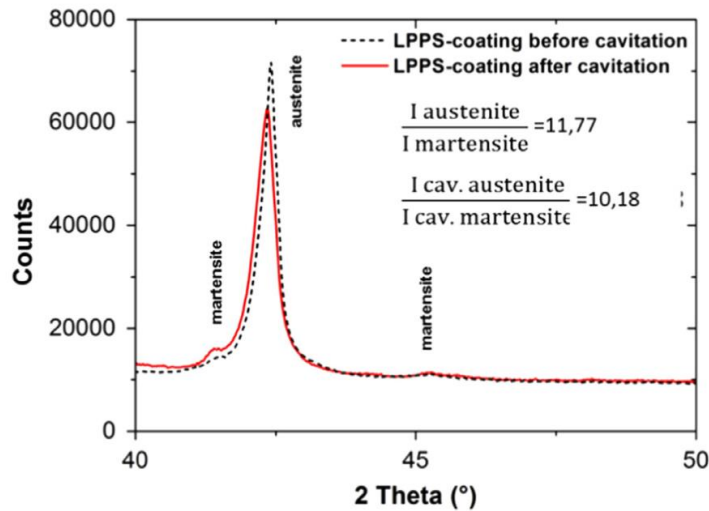
Taillon *et al.*[107] ont comparé la résistance à l'érosion par cavitation de dépôts HVOF de céramiques, d'intermétalliques et d'aciers massifs. Les résultats sont présentés sur la Figure 1.26. Les périodes d'incubation des revêtements HVOF sont toujours inférieures à 10 minutes, tandis que pour les aciers massifs, les périodes d'incubation vont de 70 min à 160 min. Cependant, les taux d'érosion des revêtements HVOF (0,05-0,10 mg/min) sont bien inférieurs à ceux de l'acier massif (0,06-0,36 mg/min). Ainsi la diminution de la dureté de l'acier massif entraîne des taux d'érosion plus élevés. Une dureté de revêtement plus élevée n'a pas contribué à des taux d'érosion plus faibles. En effet, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr de plus faible dureté et porosité présente les meilleures performances.



**Figure 1.26 : a) Taux d'érosion maximum et b) temps d'incubation pour les aciers et les revêtements HVOF [107]**

L'alliage NiTi est un matériau commun pour la protection contre la cavitation. Sa bonne résistance à la cavitation résulte de la pseudo-élasticité liée à la transformation de la phase austénite-martensite induite par la contrainte et réversible absorbant l'énergie de cavitation. L'érosion par cavitation de revêtements issus d'une poudre pré-alliée de NiTi et d'un mélange de poudre Ni et Ti a été étudiés par Stella *et al.* [108]. Le revêtement obtenu avec la poudre pré-alliée présente une résistance plus élevée en raison de la présence de phases à

mémoire de forme. Bitzer *et al.* [109] a étudié la résistance à la cavitation du revêtement NiTi produit par projection plasma à basse pression (VPS/LPPS). Il a constaté qu'avec l'augmentation des cycles de cavitation, les dislocations formées en raison de la différence de paramètre de réseau entre l'austénite et la martensite ont commencé à déstabiliser la martensite de manière irréversible, en réduisant la pseudo-élasticité du revêtement NiTi et, par conséquent, la résistance à la cavitation (cf. Figure 1.27).



**Figure 1.27 : Extraction d'une section XRD d'un revêtement de NiTi poli avant et après cavitation [109]**

Le comportement face à l'érosion par cavitation du matériau FeCrSiBMn obtenu par le procédé HVOF a été caractérisé par Wu *et al.* [110]. Il révèle que les dégâts causés par la cavitation commencent sur les bords des pores ou aux interfaces entre les particules non fondues ou semi-fondues. Des phénomènes similaires ont été observés par Wang *et al.* [111] sur des revêtements CoMoCrSi réalisés par projection plasma. Les dégâts de la cavitation étaient liés aux défauts initiaux du revêtement (arêtes des pores et interfaces de contact incomplètes). Un revêtement cermet Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> projeté par projection à froid a été préparé par Hu *et al.* [112] pour la possibilité de réparation in situ des dommages de cavitation. Cependant, la faible cohésion entre les particules de Ni et Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> a contribué à une faible résistance à la cavitation du revêtement.

## 1.4 Objectifs de l'étude

L'objectif du présent travail est de concevoir des revêtements capables de retarder l'érosion par cavitation dans les organes roto-dynamiques tels que des hélices et turbines.

Comme on a pu l'appréhender au cours de ce premier chapitre, l'érosion par cavitation est un processus de dégradation des surfaces causé par l'effondrement répété des bulles de vapeur. Ce processus provoque une fatigue inéluctable du matériau et perte de masse considérable qui peut atteindre jusqu'à 200 kg dans certains composants qui ont servis quelques années. Ce processus nécessite donc de prévoir des temps de réparation et de maintenance sur de nombreuses pièces de machines hydrauliques telles que les vannes, les hélices, les pompes ou les turbines.

Dans ce contexte, la protection des composants hydrauliques par apport d'un revêtement par projection thermique est une approche intéressante pour lutter contre ces phénomènes d'érosion par cavitation. Le matériau céramique YSZ semble être un bon candidat pour protéger les surfaces exposées à l'érosion par cavitation en raison de sa ténacité.

Cette thèse envisage donc de s'intéresser à l'érosion par cavitation des revêtements YSZ obtenus par projection thermique et rechercher des revêtements YSZ denses avec une résistance à l'érosion par cavitation proche de l'excellent comportement observé sur YSZ massif.

Les objectifs à atteindre seront successivement abordés avec:

1. une étude de l'influence de la taille de la poudre précurseur et de la température de préchauffage du substrat afin de clarifier la relation entre la microstructure des revêtements et leur résistance à la cavitation ;
2. une étude de la vitesse du jet d'eau et les contraintes exercées à la surface de l'échantillon par modèle numérique ;
3. une étude sur l'ajout de différentes quantités de poudres de NiCrBSi pour former des revêtements composites YSZ-NiCrBSi plus denses qui peuvent augmenter la résistance à l'érosion par cavitation ;
4. une étude sur le post traitement par refusion laser pour diminuer les pores et les fissures dans le revêtement projeté. Dans cette partie, les relations entre paramètres laser et résultats des tests de cavitation seront étudiées ;
5. une étude du procédé de projection plasma sous vide pour obtenir un revêtement avec des microstructures améliorées en terme d'interfaces et de cohésion ;



## Références bibliographiques du chapitre 1

- [1-1] Qotba R, Etude expérimentale des phénomènes induits dans un liquide par une injection fortement localisée d'énergie. 2005
- [1-2] Franc J-P, Franc J-P, Michel J-M, Michel J-M. Fundamentals of cavitation. 2004. doi:10.1007/1-4020-2233-6.
- [1-3] Brennen CE (Christopher E. Cavitation and bubble dynamics. n.d.
- [1-4] Shchukin DG, Skorb E, Belova V, Möhwald H. Ultrasonic cavitation at solid surfaces. Adv Mater 2011. doi:10.1002/adma.201004494.
- [1-5] Maruyama S, Kimura T. A Molecular Dynamics Simulation of a Bubble Nucleation on Solid Surface n.d.
- [1-6] Sou A, Hosokawa S, Tomiyama A. Effects of cavitation in a nozzle on liquid jet atomization. Int J Heat Mass Transf 2007;50:3575–82. doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2006.12.033.
- [1-7] Features KEY, Bubble OF. 5.1 Introduction 1906:128–49. doi:10.1055/b-0035-108273.
- [1-8] Desantes JM, Payri R, Salvador FJ, De la Morena J. Influence of cavitation phenomenon on primary break-up and spray behavior at stationary conditions. Fuel 2010;89:3033–41. doi:10.1016/j.fuel.2010.06.004.
- [1-9] Tseng C-C, Shyy W. Modeling for isothermal and cryogenic cavitation. Int J Heat Mass Transf 2010;53:513–25. doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2009.09.005.
- [1-10] Stinebring DR, Billet ML, Lindau JW, Kunz RF. Developed Cavitation - Cavity Dynamics. Von Karman Inst Fluid Dyn - Short Course Supercavitating Flows 2001:18.
- [1-11] Saharan VK, Badve MP, Pandit AB. Degradation of Reactive Red 120 dye using hydrodynamic cavitation. Chem Eng J 2011;178:100–7. doi:10.1016/j.cej.2011.10.018.
- [1-12] Rayleigh, Lord. VIII. *On the pressure developed in a liquid during the collapse of a spherical cavity.* Philos Mag Ser 6 1917;34:94–8. doi:10.1080/14786440808635681.
- [1-13] Plesset M, Chapman R. Report No. 85-09. Off Nav Res 1970.
- [1-14] Sreedhar BK, Albert SK, Pandit AB. Cavitation Damage: Theory and

- Measurements – A Review. *Wear* 2016;372:177–96. doi:10.1016/j.wear.2016.12.009.
- [1-15] Blake J, Gibson D. Growth and collapse of a vapour cavity near a free surface. *J Fluid Mech* 1981.
- [1-16] Lauterborn W, Bolle H. Experimental investigations of cavitation-bubble collapse in the neighbourhood of a solid boundary. *J Fluid Mech* 1975.
- [1-17] Tzanakis I, Eskin DG, Georgoulas A, Fytanidis DK. Incubation pit analysis and calculation of the hydrodynamic impact pressure from the implosion of an acoustic cavitation bubble. *Ultrason Sonochem* 2014. doi:10.1016/j.ultsonch.2013.10.003.
- [1-18] Cinematographic observation of the collapse and rebound of a laser-produced cavitation bubble near a wall. *J Fluid Mech* 2017;479:327–48. doi:10.1017/S0022112002003695.
- [1-19] Bartolo D, Josserand C, Bonn D. Singular Jets and Bubbles in Drop Impact. *Phys Rev Lett* 2006;96:124501. doi:10.1103/PhysRevLett.96.124501.
- [1-20] Bourne NK. On the collapse of cavities. *Shock Waves* 2002;11:447–55. doi:10.1007/s001930200128.
- [1-21] Bourne NK, Field JE. Shock-induced collapse and luminescence by cavities. *Philos Trans R Soc London A Math Phys Eng Sci* 1999;357.
- [1-22] Choi J-K, Chahine GL. Relationship between material pitting and cavitation field impulsive pressures. *Wear* 2016;352:42–53. doi:10.1016/j.wear.2016.01.019.
- [1-23] Blake JR, Taib BB, Doherty G. Transient cavities near boundaries. Part 1. Rigid boundary. *J Fluid Mech* 1986;170:479. doi:10.1017/S0022112086000988.
- [1-24] Chahine GL, Hsiao C-T. Modelling cavitation erosion using fluid–material interaction simulations. *Interface Focus* 2015;5.
- [1-25] Chahine GL. *Modeling of Cavitation Dynamics and Interaction with Material*, Springer, Dordrecht; 2014, p. 123–61. doi:10.1007/978-94-017-8539-6\_6.
- [1-26] Choi J-K, Jayaprakash A, Kapahi A, Hsiao C-T, Chahine GL. Relationship between space and time characteristics of cavitation impact pressures and resulting pits in materials. *J Mater Sci* 2014;49:3034–51. doi:10.1007/s10853-013-8002-5.
- [1-27] Vyas B, Preece CM. Stress produced in a solid by cavitation. *J Appl Phys* 1976;47:5133–8. doi:10.1063/1.322584.

- [1-28] Singh R, Tiwari SK, Mishra SK. Cavitation Erosion in Hydraulic Turbine Components and Mitigation by Coatings: Current Status and Future Needs. *J Mater Eng Perform* 2012;21:1539–51. doi:10.1007/s11665-011-0051-9.
- [1-29] Dorji U, Ghomashchi R. Hydro turbine failure mechanisms: An overview. *Eng Fail Anal* 2014;44:136–47. doi:10.1016/j.engfailanal.2014.04.013.
- [1-30] Padhy MK, Saini RP. A review on silt erosion in hydro turbines. *Renew Sustain Energy Rev* 2008;12:1974–87. doi:10.1016/j.rser.2007.01.025.
- [1-31] Escaler X, Egusquiza E, Farhat M, Avellan F, Coussirat M. Detection of cavitation in hydraulic turbines. *Mech Syst Signal Process* 2006;20:983–1007. doi:10.1016/j.ymsp.2004.08.006.
- [1-32] Resources Canada N. Energy Fact Book 2015–2016 2015.
- [1-33] Kumar P, Saini RP. Study of cavitation in hydro turbines—A review. *Renew Sustain Energy Rev* 2010;14:374–83. doi:10.1016/j.rser.2009.07.024.
- [1-34] Nikitenko GI. Studies to reduce cavitation erosion of the impellers in the hydro turbines at the Sayano-Shushenskoe hydroelectric plant. *Hydrotechnical Constr* 1998;32:570–3. doi:10.1007/BF02443680.
- [1-35] Lejeune A, Hui SL. 6.02 – Hydro Power: A Multi Benefit Solution for Renewable Energy. *Compr. Renew. Energy*, 2012, p. 15–47. doi:10.1016/B978-0-08-087872-0.00602-8.
- [1-36] Gohil PP, Saini RP. Coalesced effect of cavitation and silt erosion in hydro turbines—A review. *Renew Sustain Energy Rev* 2014;33:280–9. doi:10.1016/j.rser.2014.01.075.
- [1-37] WANG F, LI X, MA J, YANG M, ZHU Y. Experimental Investigation of Characteristic Frequency in Unsteady Hydraulic Behaviour of a Large Hydraulic Turbine. *J Hydrodyn Ser B* 2009;21:12–9. doi:10.1016/S1001-6058(08)60113-4.
- [1-38] Simoneau R. The optimum protection of hydraulic turbines against cavitation erosion. 12th IAHR Symp Stirling, UK 1984.
- [1-39] Hart D, Whale D. A review of cavitation-erosion resistant weld surfacing alloys for hydroturbines. Eutectic Aust Pty Ltd, Sydney 2007.
- [1-40] Frunzaverde D, Câmpian C, Marginean G. Metallographic investigations on anti-cavitation lips of kaplan blades. *Symp Hydraul Mach* 2006.
- [1-41] Khurana S, Navtej H. Effect of cavitation on hydraulic turbines-A review. *Int J Curr Eng* 2012.

- [1-42] Stella J, Pohl M, Bock C, Kunze U. Influence of grain orientation on the local deformation mode induced by cavitation erosion in a CuSnNi alloy. *Wear* 2014;316:1–5. doi:10.1016/j.wear.2014.04.010.
- [1-43] Heathcock CJ, Protheroe BE, Ball A. Cavitation erosion of stainless steels. *Wear* 1982;81:311–27. doi:10.1016/0043-1648(82)90278-2.
- [1-44] Heathcock CJ, Ball A, Protheroe BE. Cavitation erosion of cobalt-based Stellite® alloys, cemented carbides and surface-treated low alloy steels. *Wear* 1981;74:11–26. doi:10.1016/0043-1648(81)90191-5.
- [1-45] Hattori S, Mikami N. Cavitation erosion resistance of stellite alloy weld overlays. *Wear* 2009;267:1954–60. doi:10.1016/j.wear.2009.05.007.
- [1-46] Pequegnat A, Michael A, Wang J, Lian K, Zhou Y, Khan MI. Surface characterizations of laser modified biomedical grade NiTi shape memory alloys. *Mater Sci Eng C* 2015;50:367–78. doi:10.1016/j.msec.2015.01.085.
- [1-47] Gerke L, Stella J, Schauer J-C, Pohl M, Winter J. Cavitation erosion resistance of a-C:H coatings produced by PECVD on stainless steel and NiTi substrates. *Surf Coatings Technol* 2010;204:3418–24. doi:10.1016/j.surfcoat.2010.04.003.
- [1-48] Cheng F., Shi P, Man H. Correlation of cavitation erosion resistance with indentation-derived properties for a NiTi alloy. *Scr Mater* 2001;45:1083–9. doi:10.1016/S1359-6462(01)01143-5.
- [1-49] Zhou Y, Li C-J, Yang G-J, Wang H-D, Li G. Effect of self-propagating high-temperature combustion synthesis on the deposition of NiTi coating by cold spraying using mechanical alloying Ni/Ti powder. *Intermetallics* 2010;18:2154–8. doi:10.1016/j.intermet.2010.07.006.
- [1-50] Richard Ruzga, Paul Willis AK. *Application of Thermal Spray and Ceramic Coatings and Reinforced Epoxy for Cavitation Damage Repair of Hydroelectric Turbines and Pumps* n.d.
- [1-51] Hammond DA, Amateau MF, Queeney RA. *Cavitation Erosion Performance of Fiber Reinforced Composites* 1993;27.
- [1-52] Niebuhr D. *Cavitation erosion behavior of ceramics in aqueous solutions*. vol. 263. 2007. doi:10.1016/j.wear.2006.12.040.
- [1-53] Stella J, Poirier T, Pohl M. Cavitation-erosion of 3Y-TZPs obtained at different sintering temperatures. *Wear* 2013;300:163–8. doi:10.1016/j.wear.2013.01.104.
- [1-54] Caccese V, Light KH, Berube KA. Cavitation erosion resistance of various material systems. *Ships Offshore Struct* 2006;1:309–22. doi:10.1533/saos.2006.0136.

- [1-55] Singh R, Kumar D, Mishra SK, Tiwari SK. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance. *Surf Coatings Technol* 2014;251:87–97. doi:10.1016/j.surfcoat.2014.04.008.
- [1-56] Xu G, Kutsuna M, Liu Z, Yamada K. Comparison between diode laser and TIG cladding of Co-based alloys on the SUS403 stainless steel 2006. doi:10.1016/j.surfcoat.2006.01.040.
- [1-57] Cui Z., Man H., Cheng F., Yue T. Cavitation erosion–corrosion characteristics of laser surface modified NiTi shape memory alloy. *Surf Coatings Technol* 2003;162:147–53. doi:10.1016/S0257-8972(02)00399-7.
- [1-58] Dubé D, Fiset M, Laliberté R, Simoneau R. Cavitation resistance improvement of IRECA steel via laser processing. *Mater Lett* 1996;28:93–9. doi:10.1016/0167-577X(96)00053-5.
- [1-59] Gadag SP, Srinivasan MN. Cavitation erosion of laser-melted ductile iron. *J Mater Process Technol* 1995;51:150–63. doi:10.1016/0924-0136(94)01601-V.
- [1-60] Kwok C., Cheng F., Man H. Laser surface modification of UNS S31603 stainless steel. Part II: cavitation erosion characteristics. *Mater Sci Eng A* 2000;290:74–88. doi:10.1016/S0921-5093(00)00930-8.
- [1-61] Cheng F., Kwok C., Man H. Laser surfacing of S31603 stainless steel with engineering ceramics for cavitation erosion resistance. *Surf Coatings Technol* 2001;139:14–24. doi:10.1016/S0257-8972(00)01103-8.
- [1-62] Kwok C., Man H., Cheng F. Cavitation erosion–corrosion behaviour of laser surface alloyed AISI 1050 mild steel using NiCrSiB. *Mater Sci Eng A* 2001;303:250–61. doi:10.1016/S0921-5093(00)01850-5.
- [1-63] Mishra R., Ma Z., Charit I. Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite. *Mater Sci Eng A* 2003;341:307–10. doi:10.1016/S0921-5093(02)00199-5.
- [1-64] Sharma V, Prakash U, Kumar BVM. Surface composites by friction stir processing: A review. *J Mater Process Technol* 2015;224:117–34. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.04.019.
- [1-65] Akramifard HR, Shamanian M, Sabbaghian M, Esmailzadeh M. Microstructure and mechanical properties of Cu/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing. *Mater Des* 2014;54:838–44. doi:10.1016/j.matdes.2013.08.107.
- [1-66] Grewal HS, Arora HS, Singh H, Agrawal A. Surface modification of hydroturbine steel using friction stir processing. *Appl Surf Sci* 2013;268:547–55. doi:10.1016/j.apsusc.2013.01.006.

- [1-67] Escobar JD, Velásquez E, Santos TFA, Ramirez AJ, López D. Improvement of cavitation erosion resistance of a duplex stainless steel through friction stir processing (FSP). *Wear* 2013;297:998–1005. doi:10.1016/j.wear.2012.10.005.
- [1-68] Hanke S, Fischer A, Beyer M, dos Santos J. Cavitation erosion of NiAl-bronze layers generated by friction surfacing. *Wear* 2011;273:32–7. doi:10.1016/j.wear.2011.06.002.
- [1-69] Hanke S, Beyer M, Silvonen A, dos Santos JF, Fischer A. Cavitation erosion of Cr60Ni40 coatings generated by friction surfacing. *Wear* 2013;301:415–23. doi:10.1016/j.wear.2012.11.016.
- [1-70] Hajian M, Abdollah-zadeh A, Rezaei-Nejad SS, Assadi H, Hadavi SMM, Chung K, et al. Improvement in cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel by friction stir processing. *Appl Surf Sci* 2014;308:184–92. doi:10.1016/j.apsusc.2014.04.132.
- [1-71] dos Santos JF, Garzón CM, Tschiptschin AP. Improvement of the cavitation erosion resistance of an AISI 304L austenitic stainless steel by high temperature gas nitriding. *Mater Sci Eng A* 2004;382:378–86. doi:10.1016/j.msea.2004.05.003.
- [1-72] ASM International. Handbook Committee. ASM handbook. n.d.
- [1-73] Matějček J, Chráska P, Linke J. Thermal Spray Coatings for Fusion Applications—Review. *J Therm Spray Technol* 2007;16:64–83. doi:10.1007/s11666-006-9007-2.
- [1-74] American Society for Metals., ASM International. ML (Hobart TT, Concord, States)) NH (United. Advanced materials & processes. vol. 143:5. [American Society for Metals]; 1993.
- [1-75] Berndt CC, Khor KA, Lugscheider E, ASM International. Thermal Spray Society., Deutscher Verband für Schweißtechnik., International Institute of Welding. Thermal spray 2001 : new surfaces for a new millennium : proceedings of the International Thermal Spray Conference, 28-30 May, 2001, Singapore. ASM International; 2001.
- [1-76] The Current Status of Thermal Spraying in Asia n.d. doi:10.1007/s11666-008-9154-8.
- [1-77] Vuoristo P. Thermal Spray Coating Processes. *Compr. Mater. Process.*, Elsevier; 2014, p. 229–76. doi:10.1016/B978-0-08-096532-1.00407-6.
- [1-78] Liu S, Zheng X, Geng G. Dry sliding wear behavior and corrosion resistance of NiCrBSi coating deposited by activated combustion-high velocity air fuel spray process. *Mater Des* 2010;31:913–7. doi:10.1016/j.matdes.2009.07.034.

- [1-79] Longtin JP, Zuo L, Hwang D, Fu G, Tewolde M, Chen Y, et al. Fabrication of Thermoelectric Devices Using Thermal Spray: Application to Vehicle Exhaust Systems. *J Therm Spray Technol* 2013;22:577–87. doi:10.1007/s11666-013-9903-1.
- [1-80] DeForce BS, Eden TJ, Potter JK. Cold Spray Al-5% Mg Coatings for the Corrosion Protection of Magnesium Alloys. *J Therm Spray Technol* 2011;20:1352–8. doi:10.1007/s11666-011-9675-4.
- [1-81] Matthews S, James B. Review of Thermal Spray Coating Applications in the Steel Industry: Part 1—Hardware in Steel Making to the Continuous Annealing Process. *J Therm Spray Technol* 2010;19:1267–76. doi:10.1007/s11666-010-9518-8.
- [1-82] Torres B, Garrido MA, Rico A, Rodrigo P, Campo M, Rams J. Wear behaviour of thermal spray Al/SiCp coatings. *Wear* 2010;268:828–36. doi:10.1016/j.wear.2009.12.006.
- [1-83] Yan D, Wang J, Liu F, Chen D. The generation of nano sandwich sheets in ring area around cavitation erosion pit on the surface of carbon steel. *Wear* 2013;303:419–25. doi:10.1016/j.wear.2013.03.024.
- [1-84] Benegra M, Magnani M, Goldenstein H, Maranhão O, Pintaude G. Abrasion and corrosion resistance of new Ni-based coating deposited by HVOF thermal spray process. *Surf Eng* 2010;26:463–8. doi:10.1179/026708410X12550773058144.
- [1-85] Santana YY, La Barbera-Sosa JG, Bencomo A, Lesage J, Chicot D, Bemporad E, et al. Influence of mechanical properties of tungsten carbide–cobalt thermal spray coatings on their solid particle erosion behaviour. *Surf Eng* 2012;28:237–43. doi:10.1179/1743294411Y.0000000016.
- [1-86] VanEvery K, Krane MJM, Trice RW, Wang H, Porter W, Besser M, et al. Column Formation in Suspension Plasma-Sprayed Coatings and Resultant Thermal Properties. *J Therm Spray Technol* 2011;20:817–28. doi:10.1007/s11666-011-9632-2.
- [1-87] Staia MH, Suárez M, Chicot D, Lesage J, Iost A, Puchi-Cabrera ES. Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>–NiCr VPS thermal spray coatings as candidate for chromium replacement. *Surf Coatings Technol* 2013;220:225–31. doi:10.1016/j.surfcoat.2012.07.043.
- [1-88] Gadow R, Killinger A, Stiegler N. Hydroxyapatite coatings for biomedical applications deposited by different thermal spray techniques. *Surf Coatings Technol* 2010;205:1157–64. doi:10.1016/j.surfcoat.2010.03.059.
- [1-89] Sá Brito VRS, Bastos IN, Costa HRM. Corrosion resistance and characterization of metallic coatings deposited by thermal spray on carbon steel. *Mater Des*

- 2012;41:282–8. doi:10.1016/j.matdes.2012.05.008.
- [1-90] Sampath S. Thermal Spray Applications in Electronics and Sensors: Past, Present, and Future. *J Therm Spray Technol* 2010;19:921–49. doi:10.1007/s11666-010-9475-2.
- [1-91] Arrabal R, Pardo A, Merino MC, Mohedano M, Casajús P, Merino S. Al/SiC thermal spray coatings for corrosion protection of Mg–Al alloys in humid and saline environments. *Surf Coatings Technol* 2010;204:2767–74. doi:10.1016/j.surfcoat.2010.02.030.
- [1-92] Cernuschi F, Lorenzoni L, Capelli S, Guardamagna C, Karger M, Vaßen R, et al. Solid particle erosion of thermal spray and physical vapour deposition thermal barrier coatings. *Wear* 2011;271:2909–18. doi:10.1016/j.wear.2011.06.013.
- [1-93] Berger L-M. Application of hardmetals as thermal spray coatings. *Int J Refract Met Hard Mater* 2015;49:350–64. doi:10.1016/j.ijrmhm.2014.09.029.
- [1-94] Fauchais PL, Heberlein JVR, Boulos MI. Overview of Thermal Spray. *Therm. Spray Fundam.*, Boston, MA: Springer US; 2014, p. 17–72. doi:10.1007/978-0-387-68991-3\_2.
- [1-95] TCPP, thermal spraying n.d. <http://www.tcpp.fr/html/thermalspraying2009.html> (accessed August 25, 2017).
- [1-96] Papyrin A. Origins and new developments of the cold spray process. *Cold Spray New Horizons Surf Technol* ... 2002.
- [1-97] Fauchais P. Understanding plasma spraying. *J Phys D Appl Phys J Phys D Appl Phys* 2004;37:86–108. doi:10.1088/0022-3727/37/9/R02.
- [1-98] Herman H, Gerdeman DA, Hecht NL, Vardelle M, Vardelle A, Fauchais P, et al. Plasma Spray Deposition Processes. *MRS Bull* 1988;13:60–7. doi:10.1557/S0883769400063715.
- [1-99] Pfender E. Fundamental studies associated with the plasma spray process. *Surf Coatings Technol* 1988;34:1–14. doi:10.1016/0257-8972(88)90083-7.
- [1-100] J.R. Davis & Associates., ASM International. Thermal Spray Society Training Committee. Handbook of thermal spray technology. ASM International; 2004.
- [1-101] Salhi Z, Klein D, Gougeon P, Coddet C. Development of coating by thermal plasma spraying under very low-pressure condition of 0.1 mbar. *Vacuum* 2005;77:145–50. doi:10.1016/j.vacuum.2004.08.013.
- [1-102] Guo W, Wu Y, Zhang J, Hong S, Li G, Ying G, et al. Fabrication and Characterization of Thermal-Sprayed Fe-Based Amorphous/Nanocrystalline



- Composite Coatings: An Overview. *J Therm Spray Technol* 2014;23:1157–80. doi:10.1007/s11666-014-0096-z.
- [1-103]Tôn-Thât L. Experimental comparison of cavitation erosion rates of different steels used in hydraulic turbines. *IOP Conf Ser Earth Environ Sci* 2010;12:12052. doi:10.1088/1755-1315/12/1/012052.
- [1-104]Santa JF, Espitia LA, Blanco JA, Romo SA, Toro A. Slurry and cavitation erosion resistance of thermal spray coatings. *Wear* 2009;267:160–7. doi:10.1016/j.wear.2009.01.018.
- [1-105]Sugiyama K, Nakahama S, Hattori S, Nakano K. Slurry wear and cavitation erosion of thermal-sprayed cermets. *Wear* 2005;258:768–75. doi:10.1016/j.wear.2004.09.006.
- [1-106]Wu Y, Hong S, Zhang J, He Z, Guo W, Wang Q, et al. Microstructure and cavitation erosion behavior of WC–Co–Cr coating on 1Cr18Ni9Ti stainless steel by HVOF thermal spraying. *Int J Refract Met Hard Mater* 2012;32:21–6. doi:10.1016/j.ijrmhm.2012.01.002.
- [1-107]Taillon G, Pougoum F, Lavigne S, Ton-That L, Schulz R, Bousser E, et al. Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal–ceramic HVOF coatings. *Wear* 2016;364:201–10. doi:10.1016/j.wear.2016.07.015.
- [1-108]Stella J, Schüller E, Heßing C, Hamed OA, Pohl M, Stöver D. Cavitation erosion of plasma-sprayed NiTi coatings. *Wear* 2006;260:1020–7. doi:10.1016/j.wear.2005.06.002.
- [1-109]Bitzer M, Rauhut N, Mauer G, Bram M, Vaßen R, Buchkremer H-P, et al. Cavitation-resistant NiTi coatings produced by low-pressure plasma spraying (LPPS). *Wear* 2015;328:369–77. doi:10.1016/j.wear.2015.03.003.
- [1-110]Yuping W, Pinghua L, Chenglin C, Zehua W, Ming C, Junhua H. Cavitation erosion characteristics of a Fe–Cr–Si–B–Mn coating fabricated by high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal spray. vol. 61. 2007. doi:10.1016/j.matlet.2006.07.147.
- [1-111]Wang Y, Liu J, Kang N, Darut G, Poirier T, Stella J, et al. Cavitation erosion of plasma-sprayed CoMoCrSi coatings. *Tribol Int* 2016;102:429–35. doi:10.1016/j.triboint.2016.06.014.
- [1-112]Hu HX, Jiang SL, Tao YS, Xiong TY, Zheng YG. Cavitation erosion and jet impingement erosion mechanism of cold sprayed Ni–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating. *Nucl Eng Des* 2011;241:4929–37. doi:10.1016/j.nucengdes.2011.09.038.

## **Chapitre 2 Les dispositifs expérimentaux**

Ce chapitre décrit les dispositifs expérimentaux utilisés au cours de cette étude :

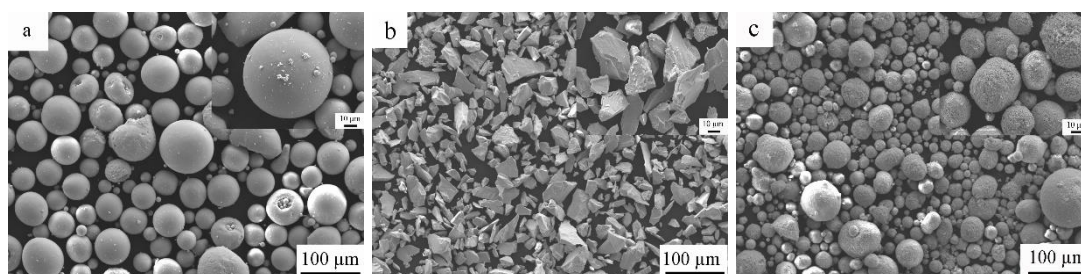
- ✓ les procédés de projection plasma atmosphérique et sous atmosphère contrôlée pour obtenir les revêtements céramiques YSZ et composites YSZ- NiCrBSi ;
- ✓ les méthodes de post traitement utilisées pour densifier et diminuer les défauts initiaux (pores et interfaces) présents dans les revêtements brut de projection ;
- ✓ les différentes techniques de caractérisation utilisées pour caractériser et mesurer les propriétés des dépôts ;
- ✓ des informations de base du modèle numérique de la cavitation acoustique.

## **2.1 Précurseurs et procédés de projection thermique utilisés**

### **2.1.1 Poudres**

#### **2.1.1.1 Poudre de zircone partiellement yttriée (YSZ)**

Différentes poudres de zircone partiellement stabilisée (8% massique d'yttrine  $Y_2O_3$ ) ont été utilisées. Elles proviennent de différents fournisseurs à savoir Oerlikon-Metco (Pfäffikon, Suisse), Saint-Gobain (Avignon, France), Inframat (Manchester, Etats-Unis), et ont été utilisées comme matières premières. La morphologie de ces trois poudres et leur granulométrie sont présentées sur la [Figure 2.1](#).



**Figure 2.1** : Morphologie des poudres YSZ utilisées : a) Oerlikon Metco 45-75 µm, b) Saint Gobain 13-48 µm et c) Inframat 15-150 µm

Les particules présentées sur la [Figure 2.1a](#) montrent une forme sphérique avec des particules fines et une distribution de taille allant de 45 à 75  $\mu\text{m}$  tandis que les particules observées sur la [Figure 2.1b](#) possèdent une forme irrégulière et une distribution de taille de 13 à 48  $\mu\text{m}$ . Pour les particules exposées sur la [Figure 2.1c](#), elles correspondent à des nanoparticules agglomérées avec des tailles variant de 15  $\mu\text{m}$  à 150  $\mu\text{m}$ .

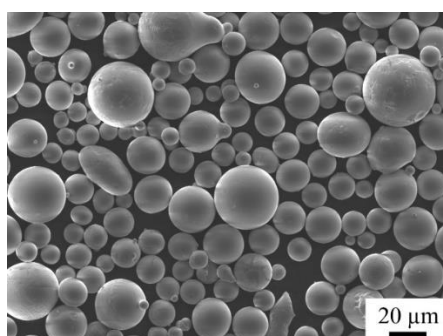
Il est à noter que les poudres disponibles pour la projection thermique sont dopées (8 m% en  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) avec un pourcentage molaire correspondant (4,5%) supérieur aux 3% molaire employés dans les échantillons massifs par Stella *et al.* (référence 53 du chapitre 1). Cependant, ces matériaux commerciaux présentent un niveau partiel de transformation martensitique. Le recours à des poudres 3YSZ, moins disponibles, sera justifié après optimisation des paramètres de dépôt dans la présente étude.

### 2.1.1.2 Poudre NiCrBSi

Afin de réduire la porosité du revêtement YSZ, une quantité différente de poudre NiCrBSi (HOGANAS 1660-02) à hauteur de 5 wt.%, 15 wt.% et 25 wt.% a été ajoutée à la poudre de YSZ (b) : Saint Gobain). La composition chimique du NiCrBSi est présentée dans le [Tableau 2.1](#) et sa morphologie est donnée sur la [Figure 2.2](#). Cette poudre présente une forme sphérique avec une taille allant de 10  $\mu\text{m}$  à 40  $\mu\text{m}$ .

**Tableau 2.1 : Composition chimique du NiCrBSi**

poudre	C	Ni	Fe	Cr	Si	B	Mn	Mo	O
NiCrBSi (wt.%)	0,75	bal.	3,70	14,80	4,30	3,10	-	-	0,042



**Figure 2.2 : Morphologie des poudres NiCrBSi**

### **2.1.2 Substrats**

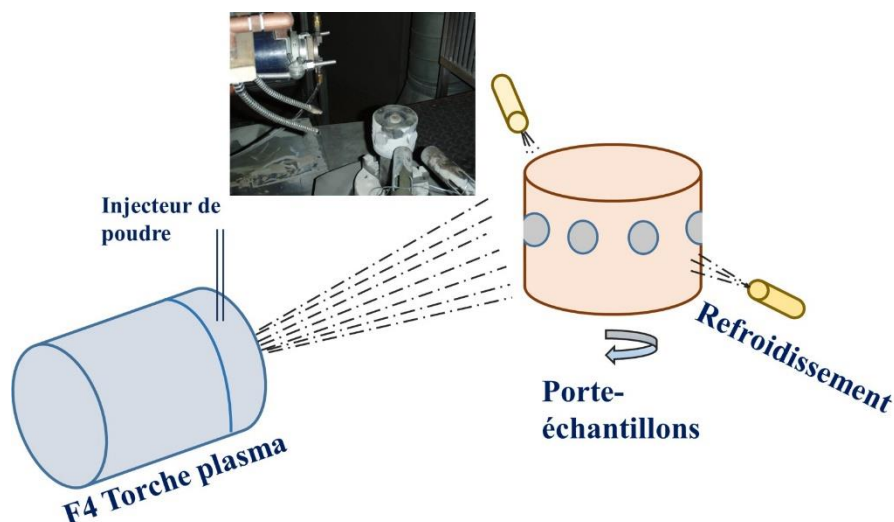
Des disques en acier inoxydable de dimensions  $\text{Ø}25 \times 9$  mm ont été utilisés comme substrats. Les substrats ont d'abord été nettoyés par ultrasons dans un bain d'acétone pendant 20 min et après sablés par des particules de corindon pour éliminer la couche d'oxydation à une pression de 4 bars pour augmenter l'adhérence du revêtement sur le substrat.

## **2.2 Matériel utilisé pour l'élaboration des revêtements par projection plasma sous air (APS) et projection plasma sous vide (VPS)**

### **2.2.1 Projection par APS**

Le procédé de projection plasma atmosphérique utilise une torche plasma Sulzer-Metco de type F4 (Oerlikon Metco, Suisse) montée sur le bras articulé d'un robot ABB (Zurich, Suisse) pour assurer son déplacement. Les substrats sont placés sur un porte échantillons circulaire ( $\text{Ø} 20$  cm) tournant à la vitesse de 100 tr/min (cf. [Figure 2.3](#)). Avant la projection, ces substrats ont été préchauffés avec le jet plasma sans poudre. Pendant la projection, de l'air comprimé est soufflé en permanence sur les substrats afin de réguler la température des éprouvettes.

Un mélange Ar-H<sub>2</sub> a été utilisé comme gaz plasma (respectivement 35 NL/min, 11 NL/min). L'argon a également été utilisé en tant que gaz porteur pour acheminer la poudre dans le jet plasma. Au cours du processus de projection plasma, l'intensité du courant est restée égale à 620 A. Cela correspondait à une tension moyenne de 60 V pour une puissance nette de 36 kW. Le [Tableau 2.2](#) synthétise les conditions de fonctionnement du procédé plasma.



**Figure 2.3 : Schéma de la projection plasma atmosphérique**

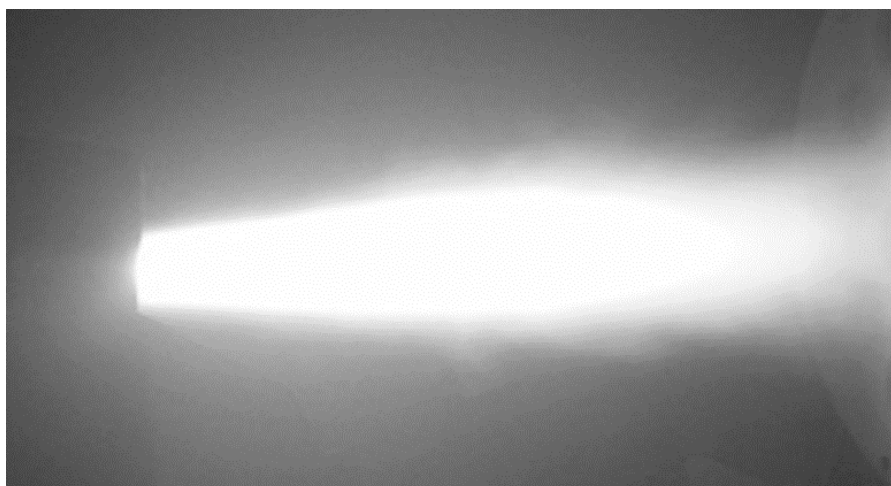
**Tableau 2.2 : Paramètres de projection plasma**

Paramètres	Valeur
Intensité de la torche (A)	600
Débit de gaz primaire (NL/min) Ar	35
Débit de gaz secondaire (NL/min) H <sub>2</sub>	11
Débit de gaz porteur (NL/min)	3.8
Vitesse de projection (m/s)	1
Distance de projection (mm)	115

Au cours de ces projections, des mesures de vitesse et de température des particules en vol ont été effectuées. Ainsi, la température, la vitesse et la taille des particules à la distance de projection de 115 mm ont été mesurées par l'appareil commercial DPV 2000 (Tecnar automation Ltee, St-Bruno, Canada). Pour chaque essai, plus de 2000 particules ont été détectées, ce qui donne une valeur moyenne et un écart type. La précision des paramètres de vitesse, de l'ordre de 1%, se rapporte à la distance entre les deux fentes de mesure et à la définition des signaux collectés sur la base du masque utilisé. En ce qui concerne la température, la précision est d'environ 3% en raison de l'hypothèse ou des approximations faites pour le calcul [6].

### 2.2.2 Projection plasma sous vide (VPS)

La projection par plasma sous vide ou dite sous atmosphère contrôlée est effectuée dans une enceinte. L'air est évacué et régulé par deux groupes de pompage à une pression de 200 mbar. Une torche plasma de type F4 (Oerlikon Metco, Suisse) est montée sur un robot ABB (Zurich, Suisse) pour assurer son déplacement. Les substrats sont placés également sur un porte échantillons circulaire (Ø20 cm) et préchauffés à 600°C. L'utilisation d'un équipement sous vide vise à réduire le changement d'énergie entre le jet plasma et l'atmosphère environnante, entraînant un jet de plasma plus long (cf. [Figure 2.4](#)), même à une longue distance à la sortie de la torche [1]. Par la suite, on pourrait éventuellement obtenir un revêtement avec une densité supérieure. Les paramètres de projection sont illustrés dans le [Tableau 2.3](#).



**Figure 2.4 : Jet de plasma pendant la projectionVP**

**Tableau 2.3 : Paramètres de projection plasma sous vide pour YSZ**

Paramètres	Valeur
Pression (mbar)	200
Intensité de la torche (A)	700
Débit de gaz primaire (Nl/min) Ar	45
Débit de gaz secondaire (Nl/min) H <sub>2</sub>	12
Distance de projection (mm)	190
Température du substrat (°C)	600

### 2.2.3 Protocole de projection suivi

Avant de réaliser la projection, les poudres ont été étuvées à une température de 80°C pendant une durée de 120 min pour retirer l'humidité et augmenter l'écoulement de la matière première avant d'être utilisées.

Les substrats ont été préchauffés ou non avant d'être revêtus. La plage de température testée varie de l'ambient à 300 °C afin d'étudier l'effet de ce paramètre sur la microstructure des revêtements. Le Tableau 2.4 indique le type de poudre employée et la température de préchauffage choisie pour les expériences réalisées.

**Tableau 2.4 : Distribution de taille de différentes poudres et température de préchauffage**

Étiquette	Fournisseur	Distribution de taille (µm)	Température de préchauffage (°C)
A	Oerlikon Metco	45-75	sans
B-1			sans
B-2	Saint-Gobain	13-48	150
B-3			300
C	Inframat	15-150	sans

## 2.3 Collecte de particules à l'impact par projection APS

### 2.3.1 Procédure pour l'obtention d'écrasements de particules

Les revêtements sont constitués par dépôt successif de simples splats (particules étalées individuelles sur une surface). La collecte de particules à l'impact permet d'obtenir des informations utiles pour la compréhension de la construction du dépôt. Elle permet d'une part de connaître l'état de fusion des particules sachant qu'une



lamelle parfaitement étalée correspond à une particule entièrement fondue tandis qu'une particule sphérique est signe d'une particule solidifiée avant impact. D'autre part, elle permet d'avoir une idée de la taille des objets arrivant sur le substrat. Les splats de zircone stabilisée à l'yttrium (YSZ) et d'acier inoxydable ont été obtenus par projection plasma sur des substrats en acier inoxydable. Le comportement d'érosion par cavitation des splats unitaires est étudié. L'érosion par cavitation des splats d'acier a également été réalisée pour servir de référence dans l'étude du mécanisme de cavitation d'un revêtement conçu par projection thermique. Les splats ont été obtenus selon les paramètres présentés dans le [Tableau 2.5](#).

**Tableau 2.5 : Paramètres de projection plasma pour splats**

Parameters	YSZ	304SS
Intensité de la torche (A)	620	600
Débit de gaz primaire (NL/min) Ar	35	50
Plasma gas (NL/min) H <sub>2</sub>	11	6
Débit de gaz secondaire (NL/min) H <sub>2</sub>	1.8	2.2
Vitesse de déplacement (m/s)	5	5
Distance de projection (mm)	110	125

### **2.3.2 Analyse des particules en vol**

Le capteur DPV 2000 a été utilisé pour mesurer la température, la vitesse et la taille des particules en vol avant impact. Plus de 2000 particules ont été détectées pour calculer les valeurs moyennes.

## **2.4 Traitement de refusion laser**

La refusion laser est reconnu comme un traitement prometteur pour donner une étanchéité de surface pour les revêtements YSZ. Il peut fournir une couche

cristalline dense avec une microstructure raffinée, de rugosité réduite et une surface sans pores [2,3]. Cependant, la refusion laser de surfaces céramiques induit des réseaux de fissures perpendiculaires à la surface [4], qui sont considérés comme bénéfiques pour l'adaptation de la contrainte pendant le cycle thermique [5]. Raheleh *et al.* [6] ont observé que la résistance aux chocs thermiques des revêtements YSZ projetés par plasma est améliorée d'un facteur 4 après traitement au laser de fissures segmentaires perpendiculaires à la surface. D'autres études [6–8] ont confirmé que la durée de vie cyclique des barrières thermiques obtenues par projection thermique peut être prolongée par refusion laser. En outre, cette technique permettrait également d'améliorer la résistance à la corrosion à chaud des TBC. En ce qui concerne les turbines à gaz, les espèces corrosives, telles que le sodium et le vanadium, se trouvent dans des carburants de faible qualité, diffusées dans un revêtement et réagissent avec des composants métalliques, ce qui entraîne l'échec des TBC [10–12]. La refusion laser est considérée comme une technique utile pour réduire la pénétration des sels fondus dans les surfaces revêtues en raison de la diminution de la rugosité et de la porosité [13] [14] [15].

Le procédé de post traitement laser a été réalisé avec une source laser Nd-YAG conçue par la société Cheval (Cheval, Pirey, France). Ce laser peut fournir une puissance jusqu'à 1100 W. La durée de l'impulsion peut être réglée de 0,5 à 10 ms. La longueur d'onde et la fréquence maximale sont respectivement de 1064 nm et 200 Hz. La distance de fonctionnement est fixée à 340 mm et le diamètre du spot est de 3 mm à ce point de focalisation.

Pendant le processus de refusion laser, trois facteurs ont été principalement utilisés pour contrôler la densité linéaire de l'énergie laser, afin d'obtenir différentes microstructures et morphologies des revêtements refondus. Il s'agit de la durée de l'impulsion laser, la vitesse de balayage du spot sur la surface et la densité d'énergie. La durée de chaque cycle laser est calculée à partir du rapport  $1/f$ ,  $f$  correspondant à une fréquence donnée. La durée de traitement par laser est le temps de chauffage requis par le laser pendant chaque cycle. Dans ce modèle, on a supposé que la puissance du laser

était constante pendant chaque impulsion [16,17]. Le [Tableau 2.6](#) présente les paramètres du traitement laser utilisés. Pour évaluer l'effet des paramètres laser, dix essais de paramètres ont été réalisés avec différentes vitesses de balayage, différentes durées d'impulsion et différentes densités d'énergie. Un calorimètre (Labmaster 4DOPTICAL, Etats-Unis) a été utilisé pour mesurer la puissance moyenne du laser telle que définie par la relation suivante :

$$P_a = E \cdot f \text{ (Equation 2-1)}$$

où  $P_a$  est sa puissance moyenne (W),  $E$  son énergie (J) et  $f$  sa fréquence (Hz)

L'énergie  $E$  peut être obtenue par la relation suivante:

$$E = P_p \cdot \tau \text{ (Equation 2-2)}$$

où  $P_p$  est la puissance de crête (W) et  $\tau$  la durée d'impulsion du tir d'une impulsion (ms)

La densité de puissance laser peut être calculée par la relation suivante:

$$\phi(r) = \frac{P}{2\pi R^2} \exp\left(-\frac{r^2}{2R^2}\right) \text{ (Equation 2-3)}$$

où  $\frac{P}{2\pi R^2}$  est la densité de puissance du laser par impulsion ( $W \cdot mm^{-2}$ ) et  $R$  représente le rayon de dispersion du laser pulsé (1,5 mm)

La densité laser est répartie comme une distribution gaussienne, qui est le modèle de distribution radiale de puissance le plus courant [18], comme le montre la [Figure 2.5](#).

Les revêtements pulvérisés ont été préchauffés par 4, 8 et 12 passes laser avec une tache de 10 mm et une vitesse de balayage de 50 mm/s avant la refusion elle-même. Ensuite, les revêtements ont été refondus au laser suivant la matrice de paramètres décrite dans le [Tableau 2.6](#), ce qui modifie la durée de tir, la vitesse de balayage et la densité d'énergie.

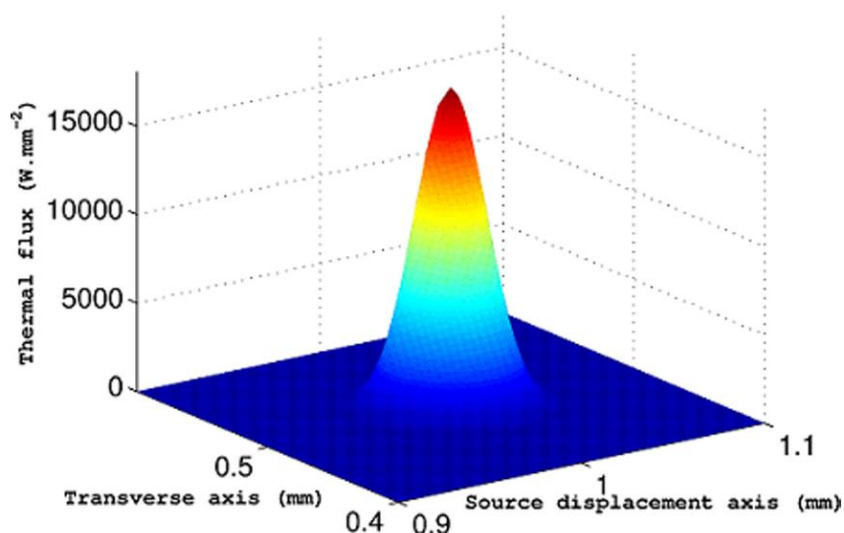


Figure 2.5 : Distribution Gaussienne du flux thermique [19]

Tableau 2.6 : Paramètres et densités d'énergie du procédé de refusion laser

Cas	Durée d'impulsion (ms)	Vitesse de balayage (mm/s)	Puissance moyenne (W)	Puissance crête (W)	Densité d'énergie ( $J/cm^2$ )	Densité d'énergie linéaire (J/mm)
1	3	5	141	4700	332	28.2
2	4	5	261	6525	462	52.2
3	5	5	339	6780	480	67.8
4	6	5	424	7067	500	84.8
3	5	5	339	6780	480	67.8
5	5	10	339	6780	480	33.9
6	5	20	339	6780	480	16.95
7	5	30	339	6780	480	11.3
8	5	5	246	4920	348	49.2
3	5	5	339	6780	480	67.8
9	5	5	402	8060	570	80.60
10	5	5	486	9727	688	97.27

Au cours du processus de refusion laser, la température des revêtements a été mesurée par caméra infrarouge d'imagerie thermique SC 5210 (FLIR, Wilsonville, Etats-Unis).

## **2.5 Techniques de caractérisation des échantillons**

### **2.5.1 Préparation des échantillons**

Des échantillons ont été découpés à la micro tronçonneuse et polis avec des papiers SiC et des suspensions diamantées afin d'obtenir une surface poli miroir pour observer la microstructure en section transversale.

### **2.5.2 Observation des microstructures**

Un microscope optique (OM) a permis de caractériser la microstructure globale des revêtements projetés. Pour les observations à plus fort grossissement en section ou en surface des échantillons bruts de projection, traités par laser et soumis à la cavitation, un microscope électronique à balayage (MEB) JSM-5800LV (JEOL, Japon) a été utilisé à la fois en mode électronique secondaire et en rétrodiffusion. En complément, la spectrométrie d'analyse dispersive en énergie (EDS) a permis de déterminer les éléments présents dans les revêtements ainsi que leur répartition et concentration.

### **2.5.3 Composition des revêtements**

La diffraction des rayons X a été effectuée pour caractériser les compositions des revêtements sous 35 kV, 40 mA avec un anticathode cobalt (Bruker AXS D8 focus, Allemagne).

### **2.5.4 Rugosité de surface**

Les profils de surface des revêtements quant à eux ont été analysés par un profilomètre 3D (Altisurf 500-ALTIMET, Sainte-Hélène du lac, France) équipé d'un capteur optique.

### **2.5.5 Microdureté Vickers**

La microdureté de Vickers a été déterminée avec un microduromètre Leitz (Wetzler, Allemagne) (Figure 2.5) avec une charge de 300 g (HV0,3) pendant 15 s sur les sections transversales polies des revêtements. Une moyenne de 15 mesures a été calculée (cf. Figure 2.6).

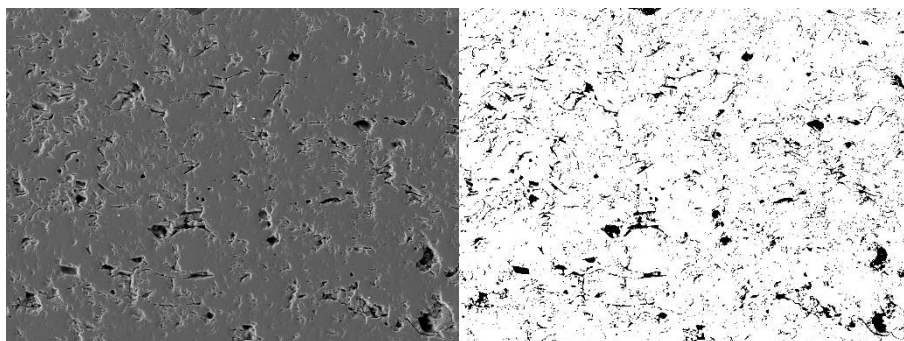


**Figure 2.6 : Microduromètre Vickers**

### **2.5.6 Analyses des microstructures**

#### **2.5.6.1 Taux de porosité**

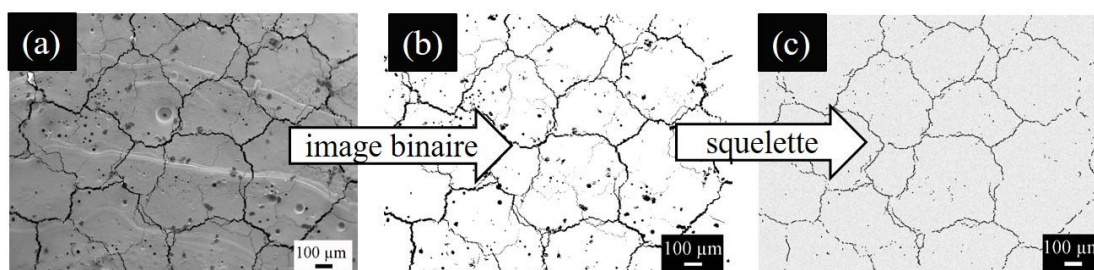
La porosité des revêtements a été estimée par analyse d'images avec au minimum 10 images prises au MEB (grossissement x500) de façon aléatoire. Les images ont été converties en mode blanc et noir par le logiciel Image J. Les pixels noirs correspondent aux pores dans les revêtements tandis que les blancs sont liés à la partie dense (cf. Figure 2.7). La proportion des zones en pixels noirs dans l'image entière correspond à la porosité du revêtement.



**Figure 2.7 : Images utilisées pour la mesure de la porosité**

### 2.5.6.2 Densité de fissures de surface

Des mesures de densité de fissure de surface ont également été réalisées en utilisant le logiciel Image J sur des images MEB (grossissement x60) de la surface des revêtements traités au laser. Les images ont d'abord été converties en mode noir et blanc pour distinguer les fissures des autres parties des revêtements en définissant une valeur de seuil. Ainsi, les pixels noirs correspondent aux fissures sur la surface des revêtements tandis que les pixels blancs sont liés à la partie dense. Ensuite, les images ont été converties en binaire et «squelettisées» de sorte que la largeur des fissures soit négligeable (Figure 2.8). Ainsi, la longueur totale des fissures est reliée avec le nombre de pixels noirs dans la zone observée [20]. Par la suite, le rapport entre les pixels noirs et les pixels totaux a été identifié comme la valeur de la densité de surface des fissures.



**Figure 2.8 : Conversion de l'image binaire et du squelette lors de la mesure des fissures**

### 2.5.7 Test d'érosion par cavitation

Les tests d'érosion par cavitation ont été réalisés selon la norme ASTM G32. Les échantillons ont été placés dans de l'eau distillée. Les essais ont été effectués sous une fréquence de 20 kHz en utilisant une sonotrode de 13 mm de diamètre. La distance entre la pointe et l'échantillon d'essai était de 0,5 mm [21].

Des bulles sont produites en proche surface des échantillons sur lesquels elles vont venir s'effondrer/exploser induisant une dégradation. Ce test permet une approche efficace pour estimer la résistance à la cavitation des matériaux et pour étudier les mécanismes de dégradation.

L'oscillation à haute fréquence de la sonde (20 kHz) induit une formation cyclique de très fortes et très faibles pressions générant une tension négative élevée dans le liquide [22]. Dans ces conditions, le champ acoustique généré par le mouvement d'amplitude imposé de la pointe de la sonde est donné par :

$$X(t) = A \cos(2\pi ft) \text{ (Equation 2-4)}$$

où  $X(t)$  est la position verticale de la pointe de la sonde à l'instant  $t$ ,  $A$ ,  $f$  représentent respectivement l'amplitude et la fréquence des oscillations vibratoires de la pointe.

La pression acoustique résultante est calculée à partir de :

$$p = \rho_l c_l \dot{X} = -2\pi f \rho_l c_l A \sin(2\pi ft) \text{ (Equation 2-5)}$$

où  $\rho_l$  est la densité du liquide et  $c_l$  est la vitesse du son dans le liquide.

Sous des paramètres de 20 kHz et une amplitude de l'extrémité de la sonde de 25  $\mu\text{m}$ , la pression appliquée sur l'eau est :

$$p = -4.7 \times 10^6 \sin(2\pi ft) \text{ Pascals (Equation 2-6)}$$

Un nuage de cavitation hémisphérique se forme sur la face exposée de l'échantillon, entraînant avec une dynamique importante, une succession de croissance et d'effondrement de bulles de cavitation.

Le schéma du dispositif ultrasonique utilisé pour le test d'érosion par cavitation est illustré à la [Figure 2.9](#).

Les échantillons ont été polis jusqu'à atteindre une rugosité de 0,4  $\mu\text{m}$  avant le test, et ensuite ils ont été nettoyés par ultrasons dans un bain d'alcool pendant 10 min



avant l'essai. L'usure par érosion a été déterminée en mesurant la perte de masse des échantillons périodiquement en utilisant une balance (Sartorius, Allemagne) de précision de 0,1 mg.

La profondeur moyenne d'érosion (MDE) est l'épaisseur moyenne des matériaux érodés à partir d'une surface spécifiée. Elle est habituellement calculée en divisant la perte de masse mesurée par la densité du matériau pour obtenir la perte de volume, et en divisant par l'aire de surface testée. Elle est donc obtenue à partir de l'équation suivante :

$$\text{MDE } (\mu\text{m}) = \frac{\Delta w}{1000\rho A} \quad (\text{Equation 2-7})$$

où  $\Delta w$  est la perte de masse en mg,  $A$  représente la zone exposée en  $\text{mm}^2$  et  $\rho$  est la densité du matériau en  $\text{g/cm}^3$ .

La MDE du revêtement YSZ est déterminée en fonction de l'équation suivante :

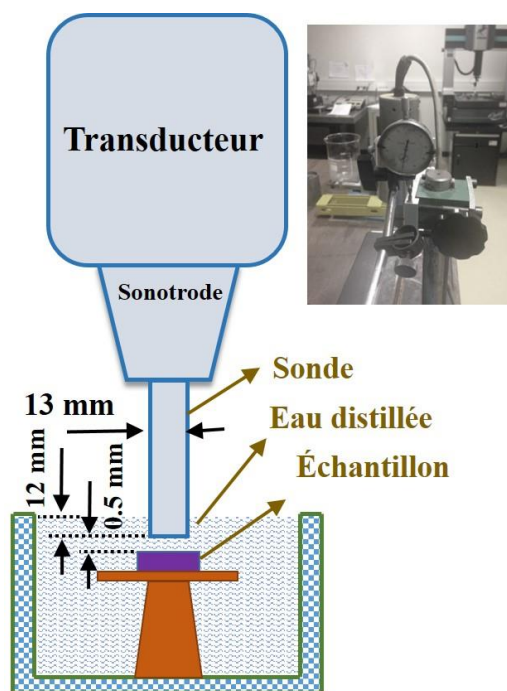
$$\text{MDE } (\mu\text{m}) = \frac{\Delta w(1-p)}{1000\rho A} \quad (\text{Equation 2-8})$$

où  $\Delta w$  est la perte de masse en mg,  $A$  représenté la zone exposée en  $\text{mm}^2$ ,  $\rho$  est la densité du matériau en  $\text{g/cm}^3$  et  $p$  est the porosité du revêtement.

La MDE du revêtement composite est calculé à partir de l'équation suivante:

$$\text{MDE } (\mu\text{m}) = \frac{\Delta w(1-p)w_1}{1000\rho_1 A} + \frac{\Delta w(1-p)(1-w_1)}{1000\rho_2 A} \quad (\text{Equation 2-9})$$

où  $\Delta w$  (mg) est la perte de masse,  $\rho_1, \rho_2$  ( $\text{g/cm}^3$ ) est la densité du matériau 1 et du matériau 2,  $p$  représente la porosité du revêtement et  $w_1$  est la fraction massique de la poudre du matériau 1.



**Figure 2.9 :** Schéma du test d'érosion par cavitation par ultrasons

## 2.6 Analyse numérique

La pression exercée par l'effondrement des bulles sur la surface de l'échantillon a été évaluée en utilisant le modèle numérique de la cavitation acoustique, défini par Lebon et al. [23]. Ce modèle 3D a été exécuté sur la base de la configuration expérimentale (figure 2.9) permettant une représentation complète des pressions d'impact agissant sur la surface. Des informations détaillées sur le solveur sont décrites dans [23,24]. En résumé, les équations régissant la propagation du son sont résolues en conjonction avec un modèle représentant la dynamique de bulles individuelles. Les composantes de pression et de vitesse initiales dans le liquide sont supposées égales à zéro. Le liquide est supposé contenir  $10^{11}$  bulles par  $m^3$ , chacune d'un rayon moyen de  $10 \mu m$ . Toutes les surfaces solides sont supposées être parfaitement réfléchissantes aux ondes sonores. La surface libre est approximée en fixant les pressions au-dessus du niveau de l'eau à 0 Pa. La solution à ces équations nécessite une méthode de discrétisation de haut ordre qui minimise la dispersion numérique. Dans notre implémentation, un maillage uniforme crénelé de la géométrie illustrée sur la figure 2b

est utilisé car la méthode de discrétisation nécessite une grille uniforme dans chaque direction de coordonnées.

Le jet de vitesse de bulle effondrement  $v_{jet}$  est estimé en tenant compte de l'asymétrie de bulle adjacente à une surface solide selon la théorie de Plesset et Chapman [25] qui est

$$v_{jet} = 8.97 \gamma^2 \sqrt{\frac{p-p_v}{\rho_l}} \quad (\text{Equation 2-10})$$

où  $\gamma$  est la distance non-dimensionnelle du centre de la bulle à la surface. Il est calculé par  $H/R$  où  $H$  est la distance et  $R$  est le rayon de la bulle. La pression  $p$  est obtenue à partir de la solution de l'équation d'onde dans des milieux bulles comme décrit dans [23,24].  $p_v$  et  $\rho_l$  sont la pression de vapeur et la densité de l'eau, respectivement.

Cette vitesse de jet est utilisée comme un paramètre du modèle de [26] pour estimer la contrainte de coup de bélier appliquée sur la surface de l'échantillon  $p_{hammer}$ :

$$p_{hammer} \approx v_{jet} \rho_l c_l \quad (\text{Equation 2-11})$$

où  $c_l$  est la vitesse du son dans l'eau pure.

La déformation se produit quand  $p_{hammer}$  est plus grand qu'une pression critique au-dessus de laquelle l'écoulement plastique du matériel se produit. Par conséquent, pour atteindre la limite d'élasticité du matériau, une vitesse critique  $v_{crit}$  doit être atteinte [26].

$$v_{crit} = \sqrt{\frac{p_y}{\rho_l} \left( 1 - \left( 1 + \frac{p_y}{B} \right)^{-\frac{1}{n}} \right)} \quad (\text{Equation 2-12})$$

où  $p_y$  représente la limite d'élasticité du matériau,  $B = 300$  MPa et  $n = 7$

$$p_{def} \approx v_{def} \rho_l c_l = (v_{jet} - v_{crit}) \rho_l c_l \quad (\text{Equation 2-13})$$

où  $p_{def}$  et  $v_{def}$  sont la pression de déformation et la vitesse de déformation, respectivement.

## **2.7 Conclusions**

Ce chapitre présente les matériaux ainsi que les procédés de projection thermique utilisés (APS et VPS) au cours de cette thèse. Les moyens et méthodes de caractérisation des revêtements sont aussi exposés. Enfin le modèle numérique de la cavitation acoustique est donné et sera utilisé pour expliquer les phénomènes se produisant à la surface des revêtements lors des essais de cavitation.

## **Références bibliographiques du chapitre 2**

- [2-1] He P, Sun H, Gui Y, Lapostolle F, Liao H, Coddet C. Microstructure and properties of nanostructured YSZ coating prepared by suspension plasma spraying at low pressure. *Surf Coatings Technol* 2015;261:318–26. doi:10.1016/j.surfcoat.2014.11.010.
- [2-2] Liu Z. Crack-free surface sealing of plasma sprayed ceramic coatings using an excimer laser. *Appl. Surf. Sci.*, vol. 186, North-Holland; 2002, p. 135–9. doi:10.1016/S0169-4332(01)00613-4.
- [2-3] Chwa SO, Ohmori A. Microstructures of ZrO<sub>2</sub>-8wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings prepared by a plasma laser hybrid spraying technique. *Surf Coatings Technol* 2002;153:304–12. doi:10.1016/S0257-8972(01)01686-3.
- [2-4] Morks MF, Berndt CC, Durandet Y, Brandt M, Wang J. Microscopic observation of laser glazed yttria-stabilized zirconia coatings. *Appl Surf Sci* 2010;256:6213–8. doi:10.1016/j.apsusc.2010.03.143.
- [2-5] Lee JH, Tsai PC, Chang CL. Microstructure and thermal cyclic performance of laser-glazed plasma-sprayed ceria-yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Surf Coatings Technol* 2008;202:5607–12. doi:10.1016/j.surfcoat.2008.06.118.
- [2-6] Ghasemi R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R, Jamali H, Hajizadeh-Oghaz M, Ahmadi-Pidani R. The influence of laser treatment on hot corrosion behavior of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings. *J Eur Ceram Soc* 2014;34:2013–21. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2014.01.031.
- [2-7] Jasmin KM, West DRF, Steen WM. Laser sealing of plasma-sprayed calcia-stabilized zirconia. *J Mater Sci Lett* 1988;7:1307–9. doi:10.1007/BF00719966.
- [2-8] Troczynski T, Yang Q, John G. Post-Deposition Treatment of Zirconia Thermal Barrier Coatings Using Sol-Gel Alumina. *J Therm Spray Technol* 1999;8:229–34. doi:10.1361/105996399770350458.
- [2-9] Ahmaniemi S, Vuoristo P, Mäntylä T, Gualco C, Bonadei A, Di Maggio R. Thermal cycling resistance of modified thick thermal barrier coatings. *Surf Coatings Technol* 2005;190:378–87. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.02.028.
- [2-10] Park SY, Kim JH, Kim MC, Song HS, Park CG. Microscopic observation of degradation behavior in yttria and ceria stabilized zirconia thermal barrier coatings under hot corrosion. *Surf Coatings Technol* 2005;190:357–65. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.04.065.

- [2-11] Gurrappa I. Identification of hot corrosion resistant MCrAlY based bond coatings for gas turbine engine applications. *Surf Coatings Technol* 2001;139:272–83. doi:10.1016/S0257-8972(00)01156-7.
- [2-12] Gurrappa I, Sambasiva Rao A. Thermal barrier coatings for enhanced efficiency of gas turbine engines. *Surf Coatings Technol* 2006;201:3016–29. doi:10.1016/j.surfcoat.2006.06.026.
- [2-13] Ghasemi R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R, Jamali H. Laser glazing of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Ceram Int* 2013;39:9483–90. doi:10.1016/j.ceramint.2013.05.066.
- [2-14] Tsai PC, Hsu CS. High temperature corrosion resistance and microstructural evaluation of laser-glazed plasma-sprayed zirconia/MCrAlY thermal barrier coatings. *Surf Coatings Technol* 2004;183:29–34. doi:10.1016/j.surfcoat.2003.08.090.
- [2-15] Batista C, Portinha A, Ribeiro RM, Teixeira V, Oliveira CR. Evaluation of laser-glazed plasma-sprayed thermal barrier coatings under high temperature exposure to molten salts. *Surf Coatings Technol* 2006;200:6783–91. doi:10.1016/j.surfcoat.2005.10.011.
- [2-16] Liu J, Wang Y, Costil S, Bolot R. Numerical and experimental analysis of molten pool dimensions and residual stresses of NiCrBSi coating treated by laser post-remelting. *Surf Coatings Technol* 2017;318:341–8. doi:10.1016/j.surfcoat.2017.03.024.
- [2-17] Liu J, Wang Y, Li H, Costil S, Bolot R. Numerical and experimental analysis of thermal and mechanical behavior of NiCrBSi coatings during the plasma spray process. *J Mater Process Technol* 2017;249:471–8. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.06.025.
- [2-18] Mumtaz KA, Hopkinson N. Selective Laser Melting of thin wall parts using pulse shaping. *J Mater Process Technol* 2010;210:279–87. doi:10.1016/j.jmatprotec.2009.09.011.
- [2-19] Masmoudi A, Bolot R, Coddet C. Investigation of the laser–powder–atmosphere interaction zone during the selective laser melting process. *J Mater Process Technol* 2015;225:122–32. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.05.008.
- [2-20] Liu Q, Danlos Y, Song B, Zhang B, Yin S, Liao H. Effect of high-temperature preheating on the selective laser melting of yttria-stabilized zirconia ceramic. *J Mater Process Technol* 2015;222:61–74. doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.02.036.
- [2-21] Taillon G, Pougoum F, Lavigne S, Ton-That L, Schulz R, Bousser E, et al. Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal–

- ceramic HVOF coatings. *Wear* 2016;364:201–10.  
doi:10.1016/j.wear.2016.07.015.
- [2-22] Chahine KKG. *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction* 2014;106:738. doi:10.1007/978-94-017-8539-6.
- [2-23] Lebon GSB, Tzanakis I, Pericleous K, Eskin D. Experimental and numerical investigation of acoustic pressures in different liquids. *Ultrason Sonochem* 2018;42:411–21. doi:10.1016/j.ultsonch.2017.12.002.
- [2-24] Lebon GSB, Tzanakis I, Djambazov G, Pericleous K, Eskin DG. Numerical modelling of ultrasonic waves in a bubbly Newtonian liquid using a high-order acoustic cavitation model. *Ultrason Sonochem* 2017;37:660–8.  
doi:10.1016/J.ULTSONCH.2017.02.031.
- [2-25] Plesset MS, Chapman RB. Collapse of an initially spherical vapour cavity in the neighbourhood of a solid boundary. *J Fluid Mech* 1971;47:283.  
doi:10.1017/S0022112071001058.
- [2-26] Dular M, Coutier-Delgosha O. Numerical modelling of cavitation erosion. *Int J Numer Methods Fluids* 2009;61:1388–410. doi:10.1002/flid.2003.

**Chapitre 3 Érosion par cavitation des revêtements obtenus par projection plasma atmosphérique - Analyse de l'écrasement d'une particule YSZ et analyse numérique de la cavitation acoustique**



*Le présent chapitre analyse la microstructure des revêtements YSZ formés par projection plasma atmosphérique à partir de poudres de distributions granulométriques différentes et obtenus sur des substrats préchauffés aux deux températures de 150°C et 300°C. Le comportement face à l'érosion par cavitation des revêtements a été étudié ainsi que l'évolution de la porosité à la surface des revêtements pendant le test de cavitation en fonction des paramètres opératoires.*

*Cette étude est complétée par l'analyse du comportement de particules unitaires projetées (splats) face à la cavitation pour comprendre le mécanisme de dégradation. Pour cela, un passage rapide de la torche devant le substrat a été réalisé pour collecter uniquement des particules étalées sans construire de revêtement. Pour cet essai, la zircone stabilisée à l'yttrium (YSZ) a été choisie et a été projetée sur un substrat en acier inoxydable 304 (304SS). Le procédé utilisé est la projection plasma. Ensuite, ces échantillons ont été soumis à l'érosion par cavitation afin d'étudier leur comportement mécanique. En complément à ces résultats expérimentaux, une simulation acoustique de type Caflisch de la cavitation a été utilisée pour estimer la vitesse du jet d'eau et les contraintes exercées à la surface de l'échantillon par l'effondrement des bulles.*

### **3.1 Érosion par cavitation du revêtement YSZ**

#### **3.1.1 Microstructures du revêtement YSZ**

Le [Tableau 3.1](#) rappelle l'ensemble des conditions opératoires pour l'obtention des revêtements. Les coupes transversales polies des revêtements sont illustrées en [Figure. 3.1](#). Quelles que soient les poudres utilisées, les revêtements obtenus par projection plasma APS présentent une microstructure poreuse. On constate qu'une poudre plus grosse (cf. [Figure. 3.1 A](#), [Figure. 3.1 C](#)) a tendance à générer plus de porosités tandis que les revêtements du groupe B fabriqués avec des particules plus petites présentent une microstructure plus dense. Pour ces essais, l'optimisation des paramètres opératoires de chaque poudre n'a pas été étudiée. Des mesures de porosité

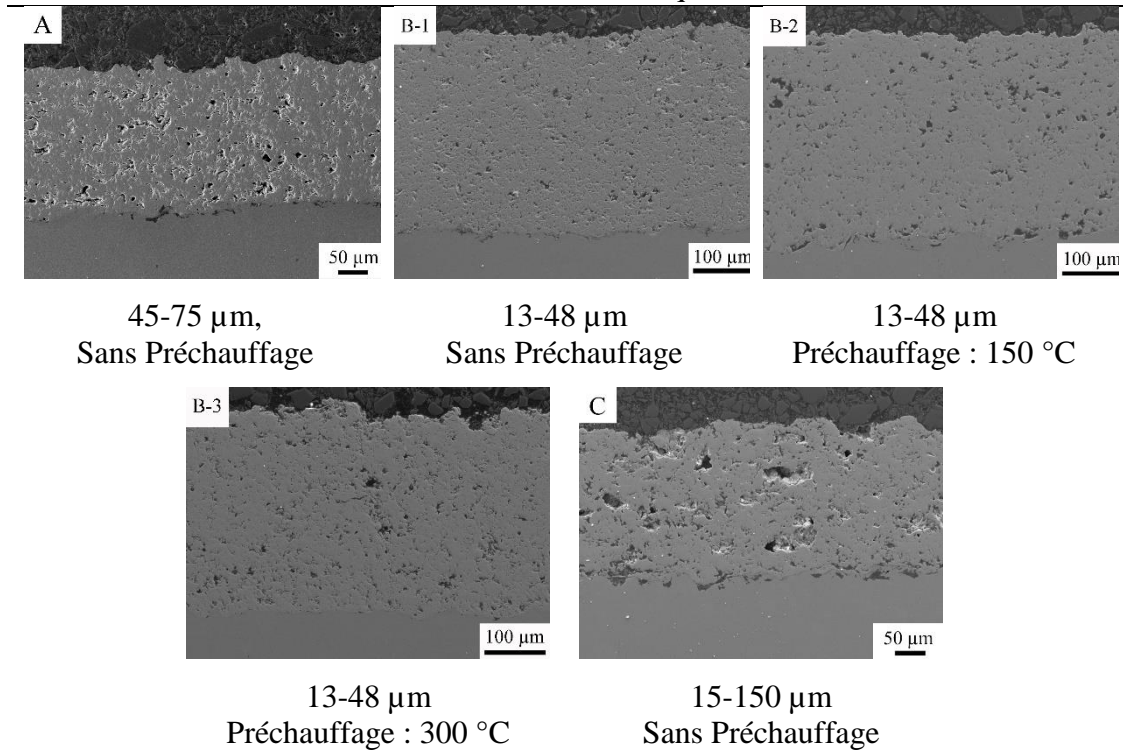
ont été effectuées et viennent confirmer ces observations. Les revêtements A et C présentent un taux de porosité de  $8,8 \pm 1,0\%$  et  $10,6 \pm 1,1\%$  alors que les revêtements du groupe B affichent un taux de porosité variant de 4,0 à 5,0% (Figure. 3.2). On remarque aussi que le taux de porosité des revêtements B diminue légèrement lorsque le substrat est préchauffé jusqu'à 300 °C et que le revêtement fabriqué avec des nanoparticules agglomérées contient de grandes cavités générant le plus grand taux de porosité relativement à ce même groupe B.

Ce comportement peut s'expliquer par une meilleure fusion des particules plus fines par rapport à des grosses, pour une même enthalpie du plasma, s'accompagnant d'un taux d'étalement plus grand. La présence d'infondus, liés aux particules de gros diamètres, est source de défauts et de porosités [1–5]. Par contre, la microdureté des revêtements est similaires quelles que soient les conditions (cf. Figure. 3.3).

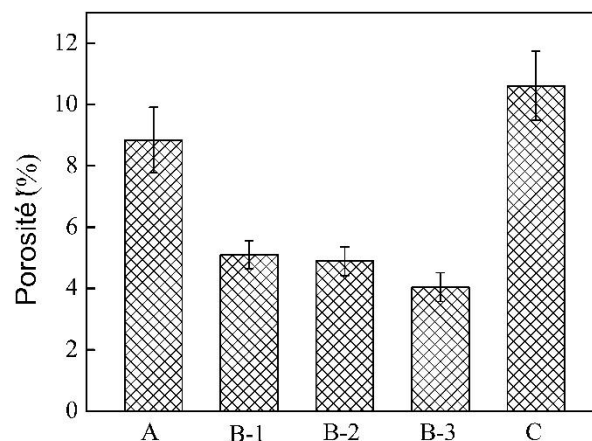
**Tableau 3.1 : Conditions opératoires pour l'obtention des revêtements YSZ**

Paramètres	Valeur
Intensité de la torche (A)	600
Débit de gaz primaire Ar (NL/min)	35
Débit de gaz secondaire H <sub>2</sub> (NL/min)	11
Débit de gaz porteur Ar (NL/min)	3.8
Vitesse de déplacement (m/s)	1
Distance de projection (mm)	115
Poudre (µm)	A (45-75), B (13-48), C (15-150)
Préchauffage (°C)	A, B-1, C (sans), B-2 (150), B-3 (300)

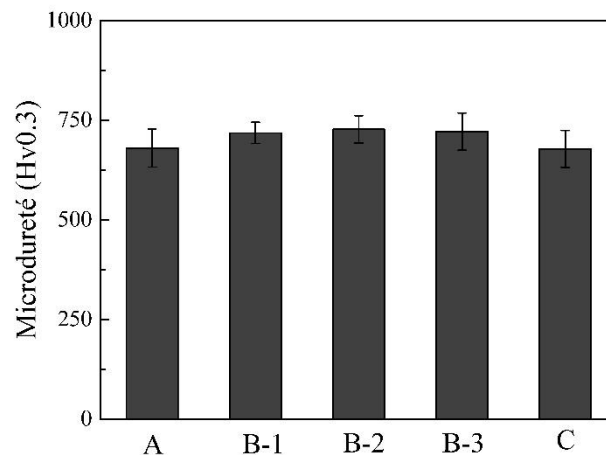
Chapitre 3 Érosion par cavitation des revêtements obtenus par projection plasma atmosphérique. Analyse de l'écrasement d'une particule YSZ et analyse numérique de la cavitation acoustique



**Figure 3.1 :** Images MEB des coupes transversales des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C

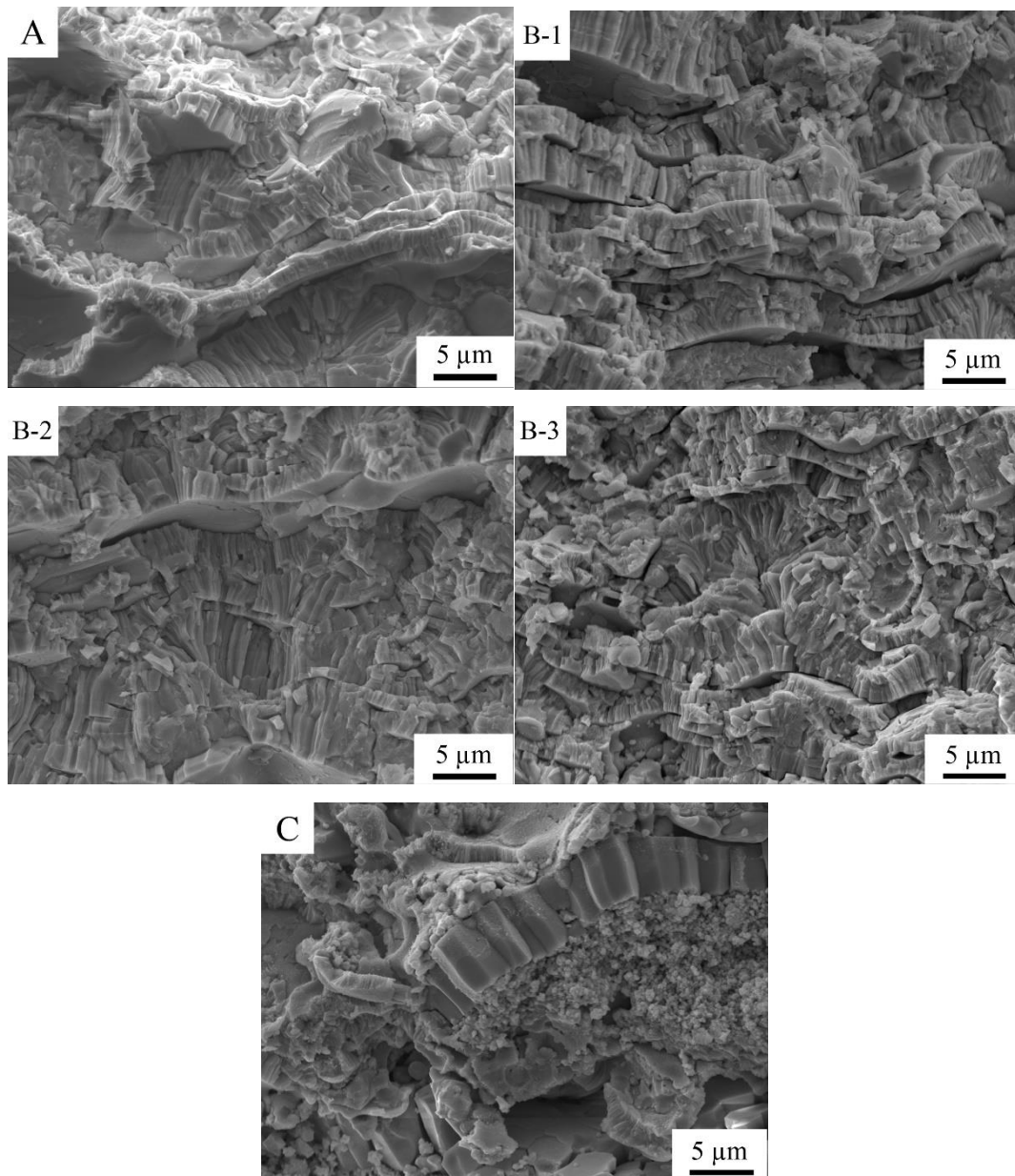


**Figure 3.2 :** Taux de porosité des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C



**Figure 3.3 : Microdureté des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C**

La [Figure 3.4](#) montre les faciès de rupture des revêtements fracturés. On observe des structures lamellaires typiques des revêtements obtenus par projection thermique atmosphérique. Les défauts initiaux consistent en des contacts incomplets entre les particules étalées (fissures interlamellaires), des pores et des fissures verticales. Pendant la projection thermique, de fortes contraintes de traction sont générées en raison de la trempe rapide (retrait) des lamelles étalées puis de leur durcissement. Par conséquent, des fissures verticales sont formées pour libérer les contraintes. Les études de Friis *et al.* [6] démontrent que le préchauffage permet une meilleure adhérence entre les splats (premières lamelles étalées) et la surface du substrat en contact. Egalement, il permet de nettoyer la surface des adsorbats et condensats [7]. En accord avec ces études, les [Figures 3.4-B2 et 3.4-B3](#) montrent que moins de pores et de fissures sont présentes au sein du revêtement lorsque le préchauffage est appliqué.



**Figure 3.4 :** Faciès de fractures des revêtements YSZ fabriqués avec différentes poudres et températures de préchauffage : A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C

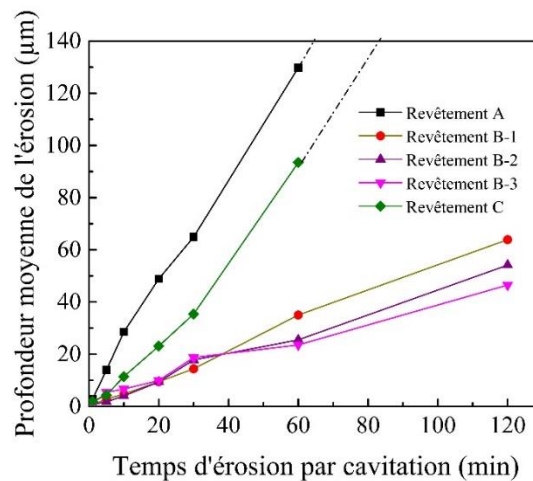
### **3.1.2 Résistance des revêtements YSZ face à l'érosion par cavitation**

Lors du test de cavitation, la perte de masse des revêtements en fonction du temps d'exposition à la cavitation a été mesurée (cf. [Figure 3.5](#)). Avec l'augmentation du temps d'exposition, la perte de masse augmente de façon quasi linéaire. Différents effets sont à noter :

- Les pertes de masse des revêtements A et C ont atteint des valeurs élevées de 114,9 mg et 93,4 mg après 60 min d'essai de cavitation. En outre, pour ces deux revêtements, le test ne peut excéder un temps de 60 min puisqu'au-delà, un délaminage critique de tout le revêtement intervient, laissant apparaître le substrat.

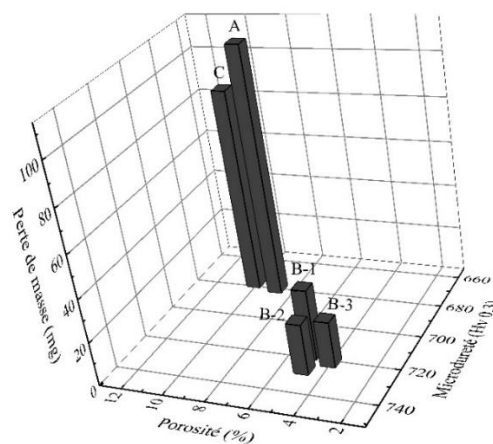
- Les revêtements issus de la poudre B projetée sous différentes conditions montrent que le temps d'exposition peut dépasser la barrière précédente de 60 min. La résistance est bien meilleure. Pour différencier les performances de résistance à l'érosion, il faut attendre 120 min de test., On constate alors l'effet de la température de préchauffage sur les pertes massiques des revêtements : l'absence de préchauffage induit une épaisseur érodée supérieure de l'ordre de 44% par rapport aux revêtements préchauffés à 300°C et de 22% supérieure à ceux préchauffés à 150°C

Il est à noter qu'il existe deux types de porosités dans un revêtement fabriqué par projection thermique : l'une correspond à la porosité grossière (entre des particules mal étalées par exemple, à côté d'infondus, etc.) et l'autre est liée au contact incomplet entre les lamelles (caractérisée par une taille de pores plus petits[6]). Malheureusement, il est difficile de distinguer et de mesurer les pores de faible dimension en utilisant la technique décrite dans le chapitre précédent, seule la microporosité, pouvant être mesurée par analyses d'images. Il est à noter que des moyens existent pour déterminer les porosités de dimension sub-micrométriques tels que l'USAXS [8]. Sampath *et al.*[9] indiquent que la température élevée du substrat améliore significativement le contact inter-lamelles. Par conséquent, il peut être entendu que la plus grande résistance à l'érosion contre la cavitation vient de l'amélioration du contact à l'interface entre lamelles grâce au processus de préchauffage.



**Figure 3.5 : Perte de masse avec différentes poudres et températures de préchauffage: A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C pour des échantillons soumis au test de cavitation**

La Figure 3.6 illustre la relation entre la perte de masse après 60 min d'exposition au test de cavitation, la microdureté et la porosité des revêtements. Il est ainsi confirmé que les revêtements YSZ ont une meilleure résistance à l'érosion par cavitation lorsque leur porosité est faible et que leur microdureté de surface est élevée [10].



**Figure 3.6 : Relation entre perte de masse (après 60 min de test de cavitation), porosité et microdureté des revêtements YSZ fabriqués à partir de différentes poudres et différentes températures de préchauffage**

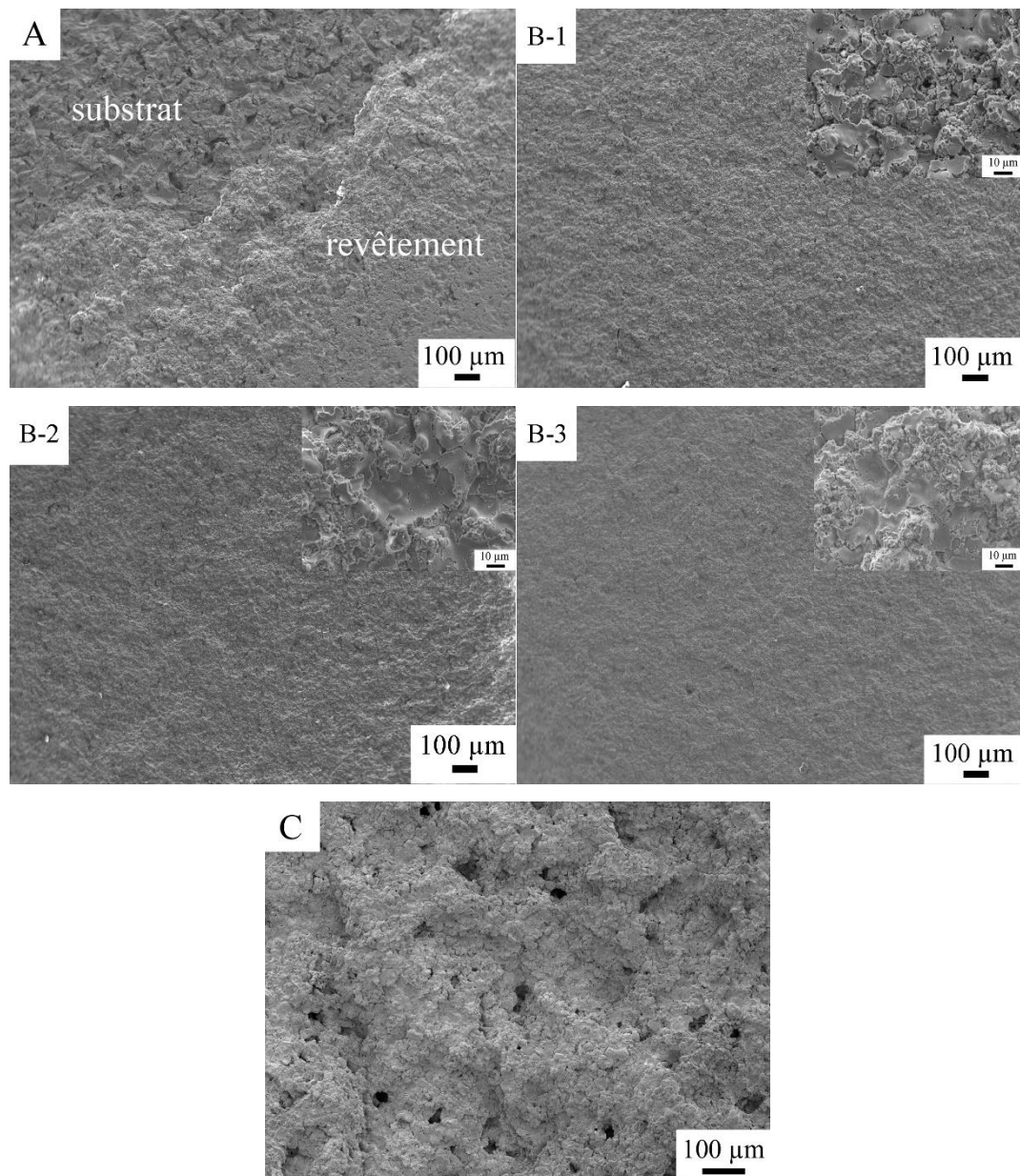
Selon ce graphique, le revêtement A présente une valeur de microdureté plus importante par rapport à celle du revêtement C, et aussi un taux de porosité plus faible que celui du revêtement C. Guidé par les conclusions précédentes, on pourrait donc s'attendre à une perte de masse plus faible pour l'échantillon A que C. Cependant, le revêtement C est plus résistant à l'érosion par cavitation que le revêtement A. Ceci peut être attribué au fait que les revêtements déposés par des nanoparticules agglomérées présentent généralement des tailles de pores plus petites et des surfaces de contact entre particules plus grandes que pour des revêtements issus de poudres micrométriques. Lima *et al.* ont montré que les zones nanostructurées participent à la meilleure résistance mécanique des revêtements, limitant la propagation des fissures [11]. La dimension de l'échelle des particules et donc des grains, augmente les liaisons au niveau des joints de grain [12]. Le contact inter-splats et inter-grains est amélioré, et du coup la résistance à la cavitation est meilleure.

### **3.1.3 Dégradation de surface des revêtements YSZ**

Les morphologies des surfaces érodées après un temps d'exposition au test de cavitation de 60 min pour revêtement A et C, et 120 min pour revêtement B sont présentées en [Figure 3.7](#). On peut remarquer que certaines parties des revêtements sont complètement éliminées en laissant le substrat non revêtu (cf. [Figures 3.7 A et 3.7 C](#)) Cela correspond à la perte de masse rapide (cf. [Figure 3.5](#)) et à une délamination critique qui n'a pas permis de continuer le test. La distribution des tailles de pores a été analysée et elle est donnée sur la [Figure 3.8](#).

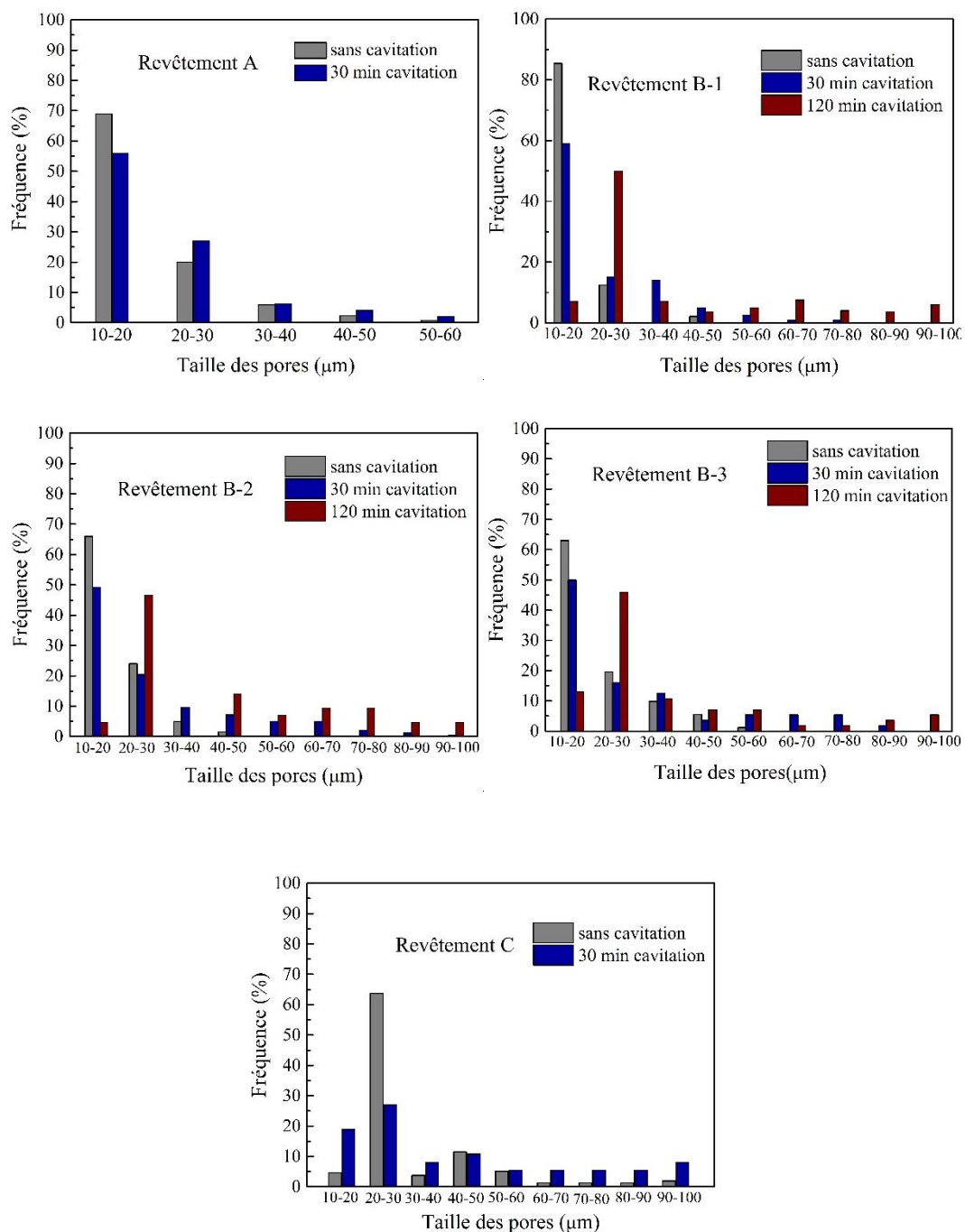
On constate que le revêtement C après cavitation présente des pores plus grands qu'avant cavitation (comparaison donnée en [Figure 3.9](#)). Sous l'effet de la cavitation, les pores originaux s'élargissent et gagnent en profondeur. Pour la poudre de type B, les revêtements affichant la meilleure résistance, les surfaces érodées se différencient en terme de rugosité. En effet, plus la température de préchauffage est grande, et plus la rugosité à l'issue du test est fine. Cela traduit une érosion de matière à plus petite échelle en lien étroit avec la perte de masse plus faible mesurée.





**Figure 3.7 :** Surfaces érodées de différents revêtements YSZ après exposition de 60 min au tests d'érosion des: A) poudre A, B) poudre B : sans préchauffage (1), 150°C (2), 300°C (3) et C) poudre C

Chapitre 3 Érosion par cavitation des revêtements obtenus par projection plasma atmosphérique. Analyse de l'écrasement d'une particule YSZ et analyse numérique de la cavitation acoustique



**Figure 3.8 : Evolution de la répartition de la taille des pores lors de l'exposition à l'érosion de la cavitation**

La répartition de la taille des pores après différents temps d'érosion est illustrée en Figure 3.8. Avant le test de cavitation, la taille des pores des revêtements A, B-1, B-2 et B-3 se répartissent principalement entre 10 et 20 µm. En revanche, le revêtement C présente une taille de pores beaucoup plus grande avec près de 60% de

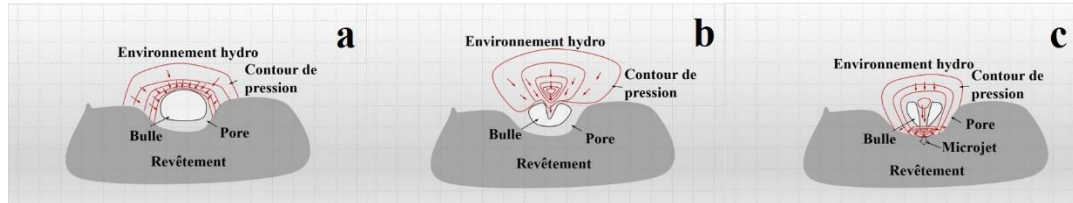
pores variant de 20  $\mu\text{m}$  à 30  $\mu\text{m}$  conjuguée à une fraction non négligeable de pores de taille supérieure à 70  $\mu\text{m}$ . Ce résultat est en accord avec l'image de la microstructure du revêtement C (cf. [Figure. 3.1 C](#)). Cependant, ce n'est pas le cas pour les revêtements A et B où presque toutes les pores sont inférieurs à 60  $\mu\text{m}$ . Généralement, les pores sont formés en raison du remplissage incomplet de l'interstice entre les particules, de sorte que de grandes particules conduiraient à de gros pores et à une grande porosité. À mesure que l'exposition à l'érosion par cavitation atteint 30 min, la quantité des petits pores diminue alors que le nombre des gros pores augmente. En effet, avant l'érosion par cavitation, 20% des pores du revêtement A ont une dimension de 20  $\mu\text{m}$  à 30  $\mu\text{m}$ . Cette valeur augmente à presque 30% après 30 minutes d'érosion. De plus, on peut remarquer à partir de [Figure. 3.8 C](#) que le nombre des pores de grande taille augmente fortement lorsque le temps d'érosion augmente à 30 min. La fréquence des pores de petite taille augmente elle aussi. Cela indique que les cavités créées par la cavitation se forment à la suite de l'arrachement de matériaux pendant l'érosion par cavitation. En ce qui concerne les revêtements fabriqués sous la condition de projection B, la distribution de la taille des pores principaux varie de 10-20  $\mu\text{m}$  à 20-30  $\mu\text{m}$ . Après 120 min d'essai, des pores de dimension de 90  $\mu\text{m}$  à 100  $\mu\text{m}$  apparaissent avec une proportion respective de 6%, 4,7% et 5,4% pour les revêtement B-1, B-2 et B-3. Sur la base des analyses, le [Tableau 3.2](#) récapitule l'ensemble des résultats.

**Tableau 3. 2: Résumé des résultats de l'expérience**

Poudre	Taille ( $\mu\text{m}$ )	Préchauffage ( $^{\circ}\text{C}$ )	Profondeur moyenne de l'érosion ( $\mu\text{m}$ )
A	45-75	sans	129 (60 min)
B-1	13-48	sans	63.8 (120 min)
B-2	13-48	150	54.2 (120 min)
B-3	13-48	300	46.5 (120 min)
C	15-150	sans	93.4 (60 min)

Il peut être conclu que l'érosion par cavitation des revêtements YSZ conduit

d'une part à un élargissement de la taille des pores à la surface des revêtements et d'autre part à la formation de nouvelles cavités en surface. Par conséquent, les revêtements avec une porosité initiale plus élevée présentent une résistance inférieure contre l'érosion par cavitation.



**Figure 3.9 : Contours de pression lors de l'effondrement d'une bulle**

A partir de différentes études [13–17], il est possible de définir les contours de pression lors de l'effondrement d'une bulle produite par cavitation (cf. Figure 3.9). Les bulles commencent à s'affaisser lorsque la pression atteint une valeur critique. À ce moment-là, la pression au sommet de la bulle est beaucoup plus élevée comparativement aux autres parties. La vitesse d'effondrement de cette zone est alors beaucoup plus élevée que celle de la partie inférieure, ce qui conduit à la formation d'un micro-jet de haute pression (cf. Figure 3.9.C). Ces micro-jets sont associés à une forte densité d'énergie relevée sur la surface impactée. L'apparition répétée de ce processus entraîne une fatigue à la surface des composants.

Pour le matériau massif, lors de l'érosion par cavitation, on voit apparaître d'abord la formation de puits de cavitation (cavités). Ensuite, ils s'effondrent et des microfissures se développent. Ces fissures se propagent et entraînent des arrachements de matière. En ce qui concerne maintenant les revêtements, il existe des défauts initiaux tels que les pores, les microfissures et les défauts de contact entre les lamelles. Sous l'effet de la cavitation, une perte de masse est observée dès les premiers instants ce qui laisse à penser que l'effondrement de la bulle coïncide avec les zones situées juste à l'intérieur du pore (le formant). Cela peut alors induire une contrainte de cisaillement sur les parois latérales du pore ainsi qu'une contrainte normale sur le fond de la paroi.

Ce processus est itératif et entraîne une fatigue et, par la suite, des phénomènes d'élimination et de délamination. Les revêtements de projection thermique présentent une structure lamellaire. Cette structure, associée à la contrainte de cisaillement sur la paroi latérale du pore, facilite l'élimination des revêtements et, par conséquent, la taille du pore est augmentée sous un effet érosif constant. Par conséquent, on peut conclure que la surface avec une faible porosité présente une plus grande résistance à l'érosion de la cavitation, particulièrement dans ce type de revêtements.

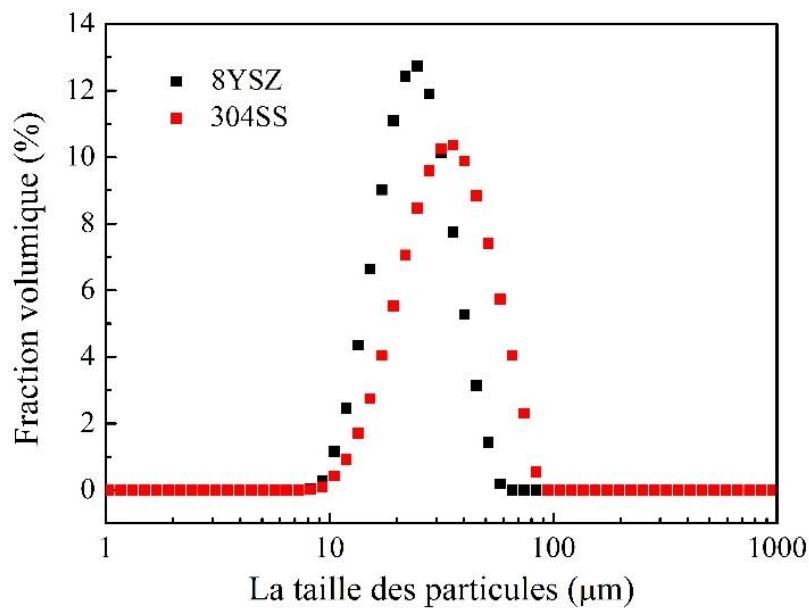
## **3.2 Érosion par cavitation sur une particule étalée unitaire**

### **3.2.1 Introduction**

Un revêtement par projection thermique est construit par le dépôt successif de particules de taille variable, fondues ou partiellement fondues. Par conséquent, des différences sur les caractéristiques des particules à l'impact (diamètre d'étalement, taux d'éclaboussure) sont inévitables et conduisent à des microstructures différentes [4]. La connaissance du comportement d'un seul splat est très important pour comprendre la formation finale du dépôt, ses propriétés, sa microstructure et dans notre cas, les dommages liés à la cavitation. Les défauts présents à l'origine au sein des revêtements tels que les fissures, les pores, les contacts imparfaits aux interfaces contribuent à l'endommagement précoce du revêtement sous cavitation. Il est reconnu que les particules complètement fondues qui se déposent dans ce cas sous forme de disques presque parfaits sur le substrat entraînent une microstructure améliorée du revêtement avec en général une adhérence forte, une porosité réduite et pour les revêtements YSZ une conductivité thermique et un module d'élasticité élevés [5]. Par conséquent, il est essentiel de comprendre le comportement d'érosion par cavitation d'une seule particule déposée. Dans la présente étude, des splats de YSZ et 'acier inox 304L sont projetés par plasma sur des substrats en acier inoxydable. Puis les échantillons ont été soumis à l'érosion par cavitation afin d'étudier le comportement mécanique face à l'érosion.

### 3.2.2 Elaboration des revêtements

Deux poudres YSZ (Saint-Gobain, France) et 304 SS (LTS Research Laboratories, USA) ont été projetées par plasma sur des substrats en acier inoxydable 304. La diffraction laser (Mastersizer 2000, Malvern, Angleterre) a été utilisée pour déterminer leur distribution en taille : une taille moyenne de 26,8  $\mu\text{m}$  a été trouvée pour la poudre YSZ tandis que la taille moyenne de la poudre de 304SS est de 38,1  $\mu\text{m}$  (cf. Figure 3.10).



**Figure 3.10 : Distribution en taille des poudres YSZ et 304SS**

Quelques propriétés physiques de ces deux matériaux sont données dans le [Tableau 3.3](#). La température en vol, la vitesse et la taille des particules à la distance de projection ont été mesurées avec l'appareil de diagnostic DPV 2000 (Tecnar automation Ltee, St-Bruno, Canada). Plus de 2000 particules ont été détectées desquelles une valeur moyenne et un écart type ont été déduits. La morphologie des poudres initiales et les microstructures des particules étalées individuelles ont été observées avant et après le test de cavitation.

**Tableau 3. 3 : Propriétés physiques des matériaux YSZ et 304SS**

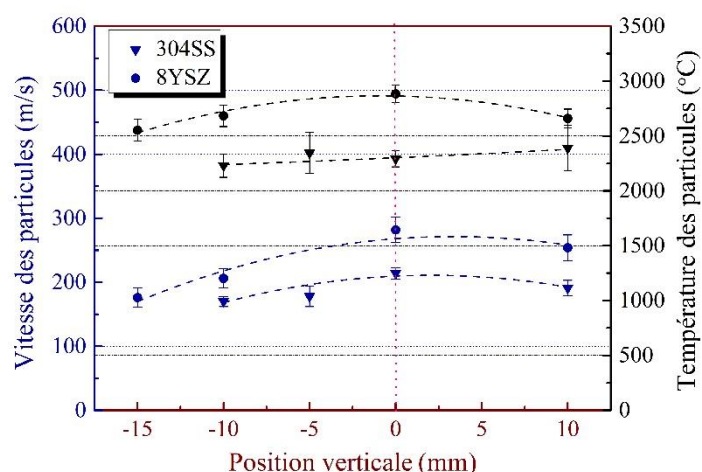
Propriétés	Masse volumique (g/cm <sup>3</sup> )	Point de fusion (°C)	0.2%	Conductivité thermique (W/m·K)
			Contrainte de rendement (MPa)	
YSZ	~6.1	2800	-	~1.5
304SS	8.03	~1400	290	~13

Les mesures de la température de surface et de la vitesse des particules en vol sont indiquées sur la [Figure 3.11](#). Les mesures ont été effectuées à partir de la position (repérée par la valeur 0) qui correspond à la position de la trajectoire optimale de la poudre pour son diamètre moyen. Cette référence estimée par rapport à l'axe du jet de poudre signifie que le débit du gaz porteur est optimisé. Les températures de surface des particules 304SS sont comprises entre 2230 et 2390 °C et sont largement supérieures à la température de fusion de ce matériau (1400°C). L'écart type sur ces mesures est faible d'environ 100 °C indiquant qu'il n'y a qu'une très faible influence de la position du point de la mesure. Dans ces conditions, il peut être conclu que les particules 304SS sont toutes bien fondues lorsqu'elles atteignent le substrat. Concernant la vitesse de ces particules, la valeur la plus élevée est de 218 m/s et la plus faible de 170 m/s selon la position du point de mesure. L'écart type sur cette mesure de vitesse est faible aussi de l'ordre de 5%.

En ce qui concerne le matériau YSZ, la vitesse des particules à la distance de projection varie entre une valeur maximale de 282 m/s et une valeur minimale de 176 m/s (écart type des mesures de l'ordre de 10% à alors que sa température de surface est comprise entre une valeur haute de 2884 °C et une valeur basse de 2552 °C (écart type de mesure de l'ordre de 5%). Ces valeurs évoluent en fonction de la position du point de mesure liée aussi à la taille des particules (valeurs mesurées du diamètre entre 25,3

et 30,6  $\mu\text{m}$ ). La température de fusion des particules YSZ étant d'environ 2700°C, cela signifie que toutes les particules YSZ ne sont pas fondues à cœur lorsqu'elles arrivent sur le substrat. Il serait possible d'optimiser les paramètres de projection pour améliorer le traitement dans une perspective de ce travail. On peut remarquer aussi que les valeurs de vitesse et de température de ce dernier matériau sont plus élevées que celles du matériau 304SS pour une même position de mesure. La vitesse des particules diminue avec l'augmentation du diamètre des particules en raison de l'inertie plus élevée des particules plus grosses. Dans cette présente étude, les particules 304SS ont une taille supérieure à celle des particules YSZ et une masse volumique plus élevée aussi ( $\sim 8,03 \text{ g/cm}^3$  pour 304SS comparée à  $\sim 6,1 \text{ g/cm}^3$  pour YSZ). Ceci permet d'expliquer la différence de vitesse observée entre ces deux matériaux. Pour la température, les températures du jet de plasma sont les plus fortes en sortie de buse et diminuent très rapidement à cause du mélange avec l'air ambiant [18]. Dans ces conditions, les particules commencent à refroidir au cours de leur passage dans le jet. Cependant, la trajectoire moyenne des particules des deux matériaux étant sensiblement la même par rapport à la position du jet plasma, on doit tenir compte de la différence de conductivité thermique entre eux ( $\sim 1,5 \text{ W/m}\cdot\text{K}$  pour YSZ contre  $\sim 13 \text{ W/m}\cdot\text{K}$  pour 304SS) pour justifier que la température de surface des particules YSZ soit plus élevée que celle des particules 304SS (Tableau 3.3).





**Figure 3.11 :** Vitesse et température des particules à différentes positions de mesure 0 correspond à la position de la trajectoire du maximum de poudre

Les caractéristiques d'une simple particule impactant sur le substrat ont été obtenues en utilisant le montage expérimental présenté en Figure 2.3 selon les conditions de projection indiquées dans le Tableau 3.4.

**Tableau 3. 4 :** Conditions de projection

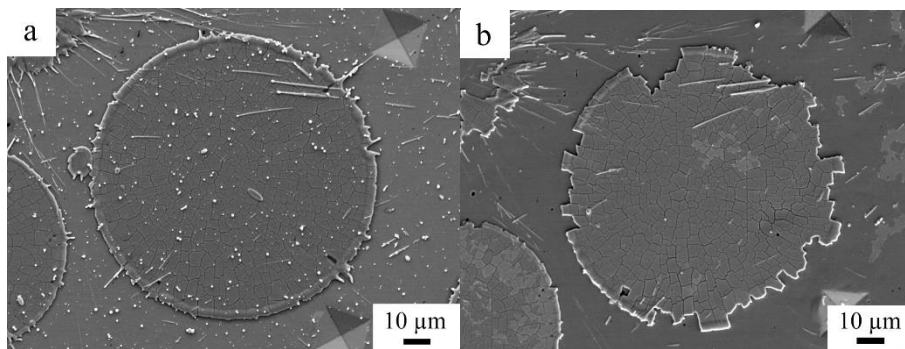
Paramètres	YSZ	304SS
Courant d'arc électrique (A)	620	600
Tension d'arc électrique (V)	60	56
Gaz plasma (NL/min) Ar	35	50
Gaz plasma (NL/min) H <sub>2</sub>	11	6
Gaz porteur (NL/min)	1.8	2.2
Vitesse du revêtement (m/s)	5	5
Distance de projection (mm)	110	125

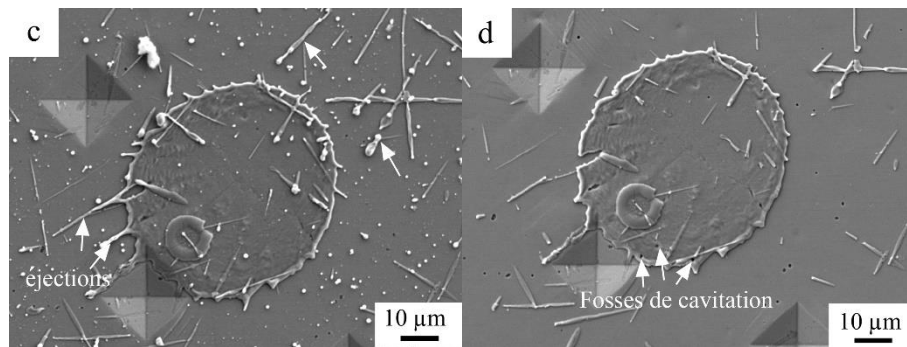
Pour ces essais, la principale différence réside dans la vitesse de déplacement de la torche devant le substrat. En effet, cette vitesse doit être largement plus élevée que

celle fixée pour la réalisation des dépôts pour que les images de particules étalées puissent être exploitables individuellement et que la déduction de leur caractéristique puisse être finalement obtenue. Au préalable à la projection, les substrats ont été polis miroir et préchauffés à 180 °C. Ils ont été placés sur un porte échantillon rotatif tournant à la vitesse angulaire de 500 tr/min. Les paramètres de projection correspondent à ceux utilisés pour la fabrication des dépôts.

### 3.2.3 Essais d'érosion par cavitation sur des particules unitaires étalées

Lors de l'impact, une particule subit un étalement et une solidification en moins de 1,5  $\mu$ s [19]. L'énergie cinétique de la particule qui s'est déposée est partiellement convertie en énergie visqueuse, énergie de surface et énergie thermique. Le préchauffage du substrat est bénéfique pour évaporer les adsorbats de la surface et permettre que la particule forme un disque homogène [7,20]. C'est ce qui est obtenu pour les impacts d'une particule de chacun des deux matériaux, YSZ et 304SS (cf. Figures 3.12a et c). Seulement quelques éjections de très faibles longueurs sont trouvées en périphérie des particules étalées YSZ et 304SS. Un réseau de fissures sur la particule YSZ déposée est formé en raison de la relaxation des contraintes de trempe dû au comportement fragile du matériau YSZ. La périphérie de la particule 304SS déposée présente un léger bourrelet qui est créé par le refroidissement non uniforme de la particule. En effet, il est montré qu'un front de solidification s'établit et qu'il génère des effets ondulatoires sur la microstructure de la particule étalée [20].





**Figure 3.12 :** Morphologies d'une particule YSZ a) avant le test de cavitation et b) après 2 min de test ; et 304SS c) avant le test de cavitation et d) après 2 min de test

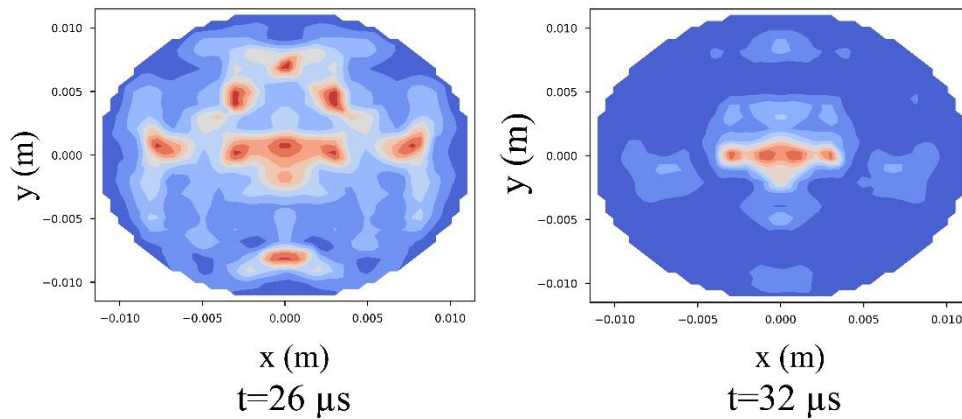
Ces particules déposées ont été successivement soumises au test de cavitation. Leur morphologie après 2 min d'érosion est représentée sur les [Figures 3.12b et d](#). Les effets d'érosion sont clairement observables sur ces images qui montrent certaines délaminations en périphérie de la particule YSZ déposée (indication par les flèches noires sur la [Figure 3.12b](#)). D'autre part, on constate que les éclaboussures présentes sur les bords des particules étalées YSZ et 304SS ont été supprimées par le test. Des piqûres de cavitation sont finalement observées sur la périphérie de la particule 304SS déposée (comme signifié par les flèches blanches de la [Figure 3.12d](#)). Ces piqûres renseignent sur la déformation plastique de la surface due à la fatigue induite par l'apparition de micro-jets. D'après Tzanakis *et al.* [21], l'accumulation de piqûres de cavitation devrait être considérée sur la période où la destruction des surfaces d'ingénierie telles que les splats se produit. Il est évident que la délamination domine les effets d'érosion de la particule YSZ, alors que la fragmentation due à l'initiation de piqûres de cavitation et à la formation/croissance des fissures gouverne le mécanisme d'érosion pour des particules métalliques de 304SS.

### 3.3 Analyse numérique

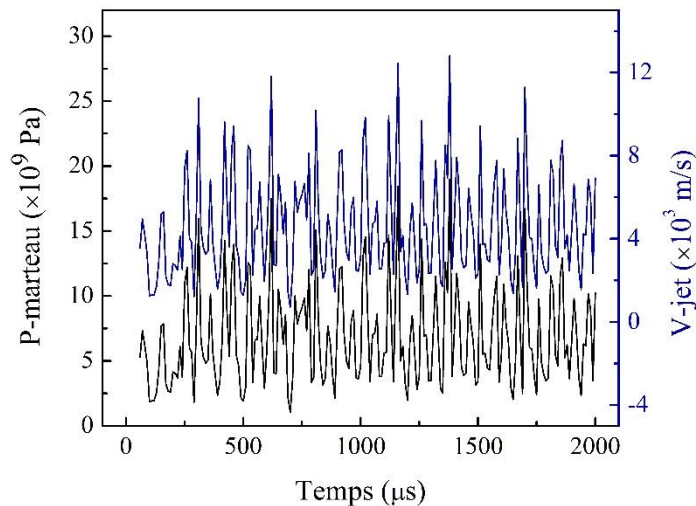
Lors de l'essai d'érosion par cavitation, les ultrasons induisent un nuage de cavitation constitué de nombreuses bulles de différentes tailles. Lors de la phase

d'effondrement des bulles, elles sont comprimées ce qui induit des pressions et des températures locales très élevées. Le centre de la bulle se déplace et produit un anneau de vortex creux. Le mouvement de la paroi de la bulle entraîne le rebond de la bulle et un transit de pression. Par la suite, une onde de choc se produit devant la surface solide et l'interaction répétée de l'onde de choc avec la limite solide entraîne une dégradation localisée de la surface [22]. Comme le montrent les résultats numériques de la [Figure 3.13](#), les pressions élevées induites par l'effondrement des bulles ne sont pas uniformément réparties sur la surface de la particule étalée mais elles apparaissent sur des zones localisées. Ceci est en accord avec les travaux de Fatjó *et al.* [23] qui montrent qu'une cavitation sévère est identifiée dans des zones spécifiques de l'échantillon et non sur toute la surface. Les impacts de cavitation commencent donc à partir de la périphérie de la particule étalée puis progressent vers le centre, ce qui s'accorde avec les observations expérimentales et les commentaires donnés pour la [Figure 3.11](#). La pression maximale générée par le jet d'eau est de l'ordre de 10 GPa [24]. Une telle pression va bien au-delà de la limite d'élasticité des matériaux et produit des dommages localisés de cavitation [25,26]. Un jet plus fort entraîne un impact et une contrainte plus élevée ([Figure 3.14](#)) qui est considérée comme le principal mécanisme responsable des dommages dus à la cavitation [27]. Le jet d'eau induit par l'effondrement des bulles frappe la surface solide de l'échantillon à une vitesse d'environ  $6 \times 10^3$  m/s, et s'accompagne alors d'une pression locale instantanée d'environ 10 GPa.

Sur la base des recherches très récentes de l'EPFL [28], lorsque les systèmes métalliques sont soumis à des contraintes telles que les chocs de cavitation, le mécanisme principal lors de la première étape d'endommagement correspond à la fracture des particules. Les contraintes peuvent atteindre localement jusqu'à 16 GPa pour une surface sans défaut. De plus, les zones atteintes sont soumises aussi à des impacts de contraintes locales élevés de l'ordre de 2-3 GPa. Par conséquent, une pression d'impact élevée de quelques GPa devrait être atteinte (cf. [Figure 3.15](#)). Ceci est en bon accord avec les résultats actuels.

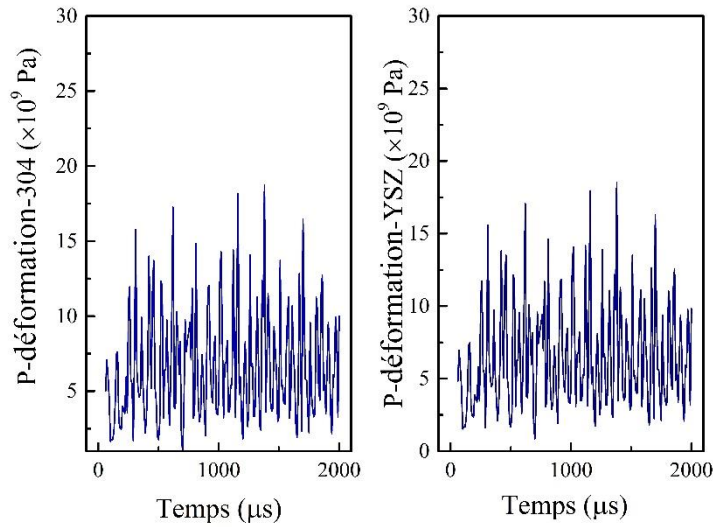


**Figure 3.13 : Contour de pression sur la surface de l'échantillon à différents moments**



**Figure 3.14 : Pression de choc moyenne et vitesse du jet au cours du test de cavitation**

B. Vyas et C. M. Preece [29] ont mesuré la contrainte moyenne de 890 MPa produite dans un solide par cavitation dans les conditions de fréquence 20 kHz et d'amplitude de 75  $\mu\text{m}$ . La limite élasticité de matériau 304SS est d'environ 620 MPa, sa contrainte d'écoulement est de 290 MPa environ. La particule déposée est donc fracturée et la faible adhérence à l'interface particule / substrat est attribuée à l'arrachement d'éléments constitutifs de la particule.



**Figure 3.15 : Évolution transitoire des pressions de déformation moyennes pour la particule déposée 304 et YSZ**

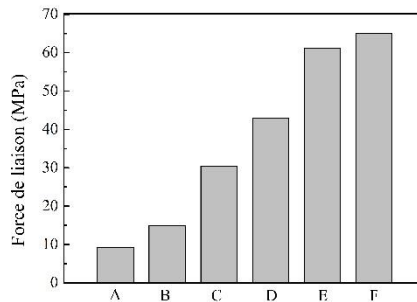
Cependant, l'érosion par cavitation est un processus de dégradation amorcé par une déformation plastique sévère dans les métaux ductiles et par la formation de fissures dans les matériaux céramiques. Une telle dégradation se produit non seulement en surface, mais aussi à l'intérieur. Ainsi, l'énergie libérée par l'effondrement des bulles est transmise par des ondes de choc sur plusieurs micromètres au-delà de la surface. L'atténuation de la pression acoustique et des ondes de choc au cours de leur propagation est significative. Plus de 50% de l'énergie initiale est absorbée au cours des 25 premiers  $\mu\text{m}$  de la propagation entraînant une modification du profil de pression en fonction de la profondeur de pénétration [30]. Des explications similaires sont rapportées par Brujan *et al.* [31], qui montre que la pression est de  $1,3 \pm 0,3$  GPa à une distance de 68  $\mu\text{m}$  de la paroi de la bulle alors que la pression agissant sur la paroi rigide peut atteindre  $7,7 \pm 1,6$  GPa. Dans la présente étude, le nuage de bulles était supposé être situé à 0,25 mm de la surface. Cela signifie que plus de 50% de l'énergie issue de la pression est dissipé à la surface de la particule. Cela pourrait expliquer pourquoi de telles pressions ne détruisent pas immédiatement les revêtements mais qu'il faut un certain temps pour déclencher le phénomène d'érosion. Comme observé sur les Figures

3.12 et 13, des impacts de pression importants au centre de la particule déposée ne conduisent pas directement à des dommages. Cela corrobore la conclusion précédente qui montrait la dépendance du processus d'érosion par cavitation avec le temps bien que les pressions exercées par la bulle diminuent significativement. La première perte de masse se produit lorsque des fissures suffisamment grandes pour arracher le matériau de la surface sont formées (cela correspond alors à un état de dommage critique. Ainsi, bien que la contrainte calculée puisse être valable sur la surface dépassant la limite d'élasticité de la plupart des matériaux, la perte de a masse a lieu avec un décalage temporel dans plusieurs métaux et alliages de faible résistance [32–34]. Ces matériaux présentent également des périodes d'incubation car les couches inférieures doivent également être déformées cycliquement.

Généralement, deux types de défaillances dans le revêtement permettent d'analyser les phénomènes d'érosion par cavitation: les défaillances adhésives et cohésives. Dans ce type de revêtement, l'adhérence peut être vue comme la liaison entre le revêtement et le substrat ou entre deux matériaux différents. Au contraire, la cohésion correspond communément aux forces de résistance à l'intérieur d'une seule particule déposée.

Si une bonne adhérence sur toute la surface d'un revêtement relativement épais est obtenue, les revêtements pourraient malgré tout présenter une rupture cohésive et la courbe représentant l'érosion du matériau en fonction du temps pourrait présenter un aspect similaire à celui produit dans les matériaux massifs. Dans ce cas, l'analyse de la microstructure montrerait une perte progressive de la matière produite par la dégradation mécanique, en conséquence de quoi l'énergie de cavitation pourrait être efficacement transmise dans les couches sous-jacentes du revêtement. En fait, la contrainte de liaison d'un revêtement obtenu par projection thermique est inférieure à 100 MPa, (cf. [Figure3.16](#)). L'adhérence entre des surfaces dissemblables qui présenteraient des compositions chimiques différentes, telles que des éclaboussures, est souvent très faible Par conséquent, une faille adhésive est attendue avec un arrachement précoce de certains éléments du revêtement dans YSZ et des éjections dans les deux

revêtements.



**Figure 3.16 :** Résistance de la liaison de différents revêtements obtenus par projection thermique: A [35]: hydroxyapatite par procédé plasma, B [36]: YSZ par procédé plasma, C [37]:Ni<sub>20</sub>Cr, par projection plasma, D [38]: composite amorphe à base de fer par HVOF, E [37]: Ni<sub>20</sub>CrMo par projection plasma et F [39] projetés par procédé plasma Al-Si et B<sub>4</sub>C

### 3.4 Conclusions

Concernant les revêtements YSZ obtenus à partir de poudres de granulométries différentes, il apparaît que celui issu de particules plus grandes tailles présente une porosité la plus élevée autour de 8,8%. En diminuant la taille du particules, un taux de porosité de l'ordre de 4% à 5% est obtenu. Un essai utilisant des particules nanométriques agglomérées aboutit à un taux de porosité de 10%. La microstructure présente certains pores de taille importante comparés aux autres poudres. Cependant il faut noter que les paramètres de projection n'ont pas été optimisés sur cette poudre et cela peut être une perspective intéressante à condition de maîtriser la part des particules nanométriques dans la microstructure micrométrique. Les résultats des tests de résistance à l'érosion par cavitation révèlent qu'une plus grande porosité et une plus faible dureté de surface entraînent plus de risques de d'érosion. En effet, la masse des débris de matière du revêtement issu de la poudre la plus grosse est de 114,9 mg après 30 min de test alors que poudre une granulométrie plus fine couplé au préchauffage du substrat à 300°C, la perte est de 40,4 mg après 120 min. En outre, l'évolution de la



distribution de taille des pores indique que l'érosion par cavitation est un processus de dégradation de surface avec une taille de pores qui croît progressivement avec le temps et créant également de nouvelles cavités.

En général, les différents revêtements céramiques obtenus par projection plasma avec des poudres de grosse granulométrie présentent plus de porosité, sauf si ce sont des agglomérats de nanoparticules ce qui entraîne un meilleur comportement mécanique. Il est important de maîtriser la microstructure pour éviter surtout la présence de grosses porosités qui seraient alors affectées par des contraintes de cisaillement produites à partir de bulles en cavitation, et donc, sont sujettes à la formation de trous et à l'élimination complète du revêtement. Au contraire, des poudres appropriées plus fines permettent de former une microstructure plus dense, avec des pores plus petits qui semblent moins sensibles à la formation et à l'effondrement des bulles de cavitation. Par conséquent, ce type de microstructures présente une résistance significativement plus élevée à la cavitation par érosion:

Dans un second temps, l'effet du préchauffage sur l'amélioration des performances des revêtements a été mis en évidence. La présence de cette étape diminue la porosité du revêtement de 5% à 4% lorsque la température de préchauffage augmente de 25°C à 300°C. En outre, la microstructure du revêtement est améliorée avec le préchauffage avec la diminution des fissures aux interfaces et au sein des lamelles, améliorant la densité, l'adhérence entre lamelles et la résistance à la cavitation. Le choix de la matière première et la distribution granulométrique initiale régissent les dimensions des pores, facteur prédominant pour obtenir un revêtement résistant.

Des splats de YSZ et 304 SS ont été obtenus par projection plasma pour étudier leur comportement face à l'érosion par cavitation. L'analyse microstructurale laisse présumer que la faible adhérence entre les splats et le substrat produit une concentration de stress dans de petits volumes, y compris dans le volume de l'interface de faible adhérence. L'arrachement commence sur l'interface périphérique des splats avec le substrat, et progresse vers le centre des splats. Un effet similaire a été observé à la fois dans les morceaux céramiques fragiles et ceux métalliques ductiles. La

résistance des splats contre l'arrachement est nettement supérieure à celle correspondant aux petites saillies de projection, qui sont typiquement produites à partir d'éclaboussures. Sur la base des résultats de cette étude, l'augmentation de l'adhérence liée aux splats afin d'améliorer la résistance à la cavitation des revêtements obtenus par projection thermique est un facteur essentiel à considérer.

L'analyse numérique confirme que l'effondrement des bulles exerce un jet à haute vitesse d'une valeur d'environ  $6 \times 10^3$  m/s pouvant induire une pression de  $8 \times 10^9$  Pa. La haute pression induite par la cavitation n'est pas partout mais localisée. Les emplacements à haute pression se déplacent de la périphérie vers le centre de l'échantillon.

### Références bibliographiques du chapitre 3

- [3-1] Kulkarni A, Vaidya A, Goland A, Sampath S, Herman H. Processing effects on porosity-property correlations in plasma sprayed yttria-stabilized zirconia coatings. *Mater Sci Eng A* 2003;359:100–11. doi:10.1016/S0921-5093(03)00342-3.
- [3-2] Joulia A, Duarte W, Goutier S, Vardelle M, Vardelle A, Rossignol S. Tailoring the Spray Conditions for Suspension Plasma Spraying. *J Therm Spray Technol* 2014;24:24–9. doi:10.1007/s11666-014-0184-0.
- [3-3] Shinozaki M, Clyne TW. A methodology, based on sintering-induced stiffening, for prediction of the spallation lifetime of plasma-sprayed coatings. *Acta Mater* 2013;61:579–88. doi:10.1016/j.actamat.2012.09.079.
- [3-4] Wang Z, Kulkarni A, Deshpande S, Nakamura T, Herman H. Effects of pores and interfaces on effective properties of plasma sprayed zirconia coatings. *Acta Mater* 2003;51:5319–34. doi:10.1016/S1359-6454(03)00390-2.
- [3-5] Kulkarni A, Wang Z, Nakamura T, Sampath S, Goland A, Herman H, et al. Comprehensive microstructural characterization and predictive property modeling of plasma-sprayed zirconia coatings. *Acta Mater* 2003;51:2457–75. doi:10.1016/S1359-6454(03)00030-2.
- [3-6] Friis M, Persson C, Wigren J. Influence of particle in-flight characteristics on the microstructure of atmospheric plasma sprayed yttria stabilized ZrO<sub>2</sub>. *Surf Coatings Technol* 2001;141:115–27. doi:10.1016/S0257-8972(01)01239-7.
- [3-7] Li C-J, Li J-L. Evaporated-gas-induced splashing model for splat formation during plasma spraying. *Surf Coatings Technol* 2004;184:13–23. doi:10.1016/j.surfcoat.2003.10.048.
- [3-8] Bacciochini A, Ilavsky J, Montavon G, Denoirjean A, Ben-ettouil F, Valette S, et al. Quantification of void network architectures of suspension plasma-sprayed (SPS) yttria-stabilized zirconia (YSZ) coatings using Ultra-small-angle X-ray scattering (USAXS). *Mater Sci Eng A* 2010;528:91–102. doi:10.1016/J.MSEA.2010.06.082.
- [3-9] Sampath S, Jiang X, Matejicek J, Leger A. Substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part I: Case study for partially stabilized. *Mater Sci* 1999.

- [3-10] Bhagat RB. Cavitation erosion of composites — a materials perspective. *J Mater Sci Lett* 1987;6:1473–5. doi:10.1007/BF01689327.
- [3-11] Lima RS, Marple BR. Enhanced ductility in thermally sprayed titania coating synthesized using a nanostructured feedstock. *Mater Sci Eng A* 2005;395:269–80. doi:10.1016/J.MSEA.2004.12.039.
- [3-12] Gell M. Applying nanostructured materials to future gas turbine engines. *JOM* 1994;46:30–4. doi:10.1007/BF03222605.
- [3-13] Lauer E, Hu XY, Hickel S, Adams NA. Numerical modelling and investigation of symmetric and asymmetric cavitation bubble dynamics. *Comput Fluids* 2012;69:1–19. doi:10.1016/j.compfluid.2012.07.020.
- [3-14] Kim J, Lee JS. Numerical study of cloud cavitation effects on hydrophobic hydrofoils. *Int J Heat Mass Transf* 2015;83:591–603. doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.12.051.
- [3-15] Petkovšek M, Dular M. Simultaneous observation of cavitation structures and cavitation erosion. *Wear* 2013;300:55–64. doi:10.1016/j.wear.2013.01.106.
- [3-16] Dular M, Petkovšek M. On the mechanisms of cavitation erosion – Coupling high speed videos to damage patterns. *Exp Therm Fluid Sci* 2015;68:359–70. doi:10.1016/j.expthermflusci.2015.06.001.
- [3-17] Lauterborn W, Bolle H. Experimental investigations of cavitation-bubble collapse in the neighbourhood of a solid boundary. *J Fluid Mech* 1975.
- [3-18] Vardelle M, Vardelle A, Fauchais P. Spray Parameters and Particle Behavior Relationships During Plasma Spraying n.d.
- [3-19] Vardelle M, Vardelle A, Leger AC, Fauchais P, Gobin D. Influence of particle parameters at impact on splat formation and solidification in plasma spraying processes. *J Therm Spray Technol* 1995;4:50–8. doi:10.1007/BF02648528.
- [3-20] Yang K, Fukumoto M, Yasui T, Yamada M. Role of substrate temperature on microstructure formation in plasma-sprayed splats. *Surf Coatings Technol* 2013;214:138–43. doi:10.1016/j.surfcoat.2012.11.016.
- [3-21] Tzanakis I, Hadfield M, Garland N. Cavitation damage incubation with typical fluids applied to a scroll expander system. *Tribology Int* 2011:1–11. doi:10.1016/j.triboint.2011.06.013.

- [3-22] Sreedhar BK, Albert SK, Pandit AB. Improving cavitation erosion resistance of austenitic stainless steel in liquid sodium by hardfacing – comparison of Ni and Co based deposits. *Wear* 2015;342:92–9. doi:10.1016/j.wear.2015.08.009.
- [3-23] Fatjó GG-A, Torres Pérez A, Hadfield M. Experimental study and analytical model of the cavitation ring region with small diameter ultrasonic horn. *Ultrason Sonochem* 2011;18:73–9. doi:10.1016/J.ULTSONCH.2009.12.006.
- [3-24] CHAHINE GL. PRESSURES GENERATED BY A BUBBLE CLOUD COLLAPSE. *Chem Eng Commun* 1984;28:355–67. doi:10.1080/00986448408940143.
- [3-25] Wang Y, Darut G, Poirier T, Stella J, Liao H, Planche M-P. Cavitation erosion of plasma sprayed YSZ coatings produced by feedstocks with different initial sizes. *Tribol Int* 2017;111. doi:10.1016/j.triboint.2017.03.019.
- [3-26] Wang Y, Stella J, Darut G, Poirier T, Liao H, Planche M-P. APS prepared NiCrBSi-YSZ composite coatings for protection against cavitation erosion. *J Alloys Compd* 2017. doi:10.1016/j.jallcom.2017.01.034.
- [3-27] Tzanakis I, Eskin DG, Georgoulas A, Fytanidis DK. Incubation pit analysis and calculation of the hydrodynamic impact pressure from the implosion of an acoustic cavitation bubble. *Ultrason Sonochem* 2014;21:866–78. doi:10.1016/J.ULTSONCH.2013.10.003.
- [3-28] Mueller MG, Žagar G, Mortensen A. In-situ strength of individual silicon particles within an aluminium casting alloy. *Acta Mater* 2018;143:67–76. doi:10.1016/J.ACTAMAT.2017.09.058.
- [3-29] Vyas B, Preece CM. Stress produced in a solid by cavitation. *J Appl Phys* 1976;47:5133–8. doi:10.1063/1.322584.
- [3-30] Pecha R, Gompf B. Microimplosions: Cavitation Collapse and Shock Wave Emission on a Nanosecond Time Scale. *Phys Rev Lett* 2000;84:1328–30. doi:10.1103/PhysRevLett.84.1328.
- [3-31] Brujan EA, Ikeda T, Matsumoto Y. On the pressure of cavitation bubbles. vol. 32. 2008. doi:10.1016/j.expthermflusci.2008.01.006.
- [3-32] Krella A. Cavitation erosion of TiN and CrN coatings deposited on different substrates. *Wear* 2013;297:992–7. doi:10.1016/j.wear.2012.11.049.
- [3-33] Krella A. An experimental parameter of cavitation erosion resistance for TiN

coatings. *Wear* 2011;270:252–7. doi:10.1016/j.wear.2010.10.065.

- [3-34] Haosheng C, Jiang L, Darong C, Jiadao W. Damages on steel surface at the incubation stage of the vibration cavitation erosion in water. *Wear* 2008;265:692–8. doi:10.1016/j.wear.2007.12.011.
- [3-35] Yang YC, Chang E. Influence of residual stress on bonding strength and fracture of plasma-sprayed hydroxyapatite coatings on Ti–6Al–4V substrate. *Biomaterials* 2001;22:1827–36. doi:10.1016/S0142-9612(00)00364-1.
- [3-36] C.S. R, V. B, P.V. A, V. V. Influence of the intermixed interfacial layers on the thermal cycling behaviour of atmospheric plasma sprayed lanthanum zirconate based coatings. *Ceram Int* 2012;38:4081–96. doi:10.1016/j.ceramint.2012.01.066.
- [3-37] Tian J-J, Yao S-W, Luo X-T, Li C-X, Li C-J. An effective approach for creating metallurgical self-bonding in plasma-spraying of NiCr-Mo coating by designing shell-core-structured powders. *Acta Mater* 2016;110:19–30. doi:10.1016/j.actamat.2016.03.020.
- [3-38] Zhang C, Zhou H, Liu L. Laminar Fe-based amorphous composite coatings with enhanced bonding strength and impact resistance. *Acta Mater* 2014;72:239–51. doi:10.1016/j.actamat.2014.03.047.
- [3-39] Sarikaya O, Celik E, Okumus SC, Aslanlar S, Anik S. Effect on residual stresses in plasma sprayed Al–Si/B4C composite coatings subjected to thermal shock. *Surf Coatings Technol* 2005;200:2497–503. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.08.071.



# **Chapitre 4 Optimisation des microstructures des revêtements YSZ et effet sur la résistance à l'érosion par cavitation**



*Dans ce chapitre, différentes quantités d'additifs NiCrBSi vont être mélangées à la poudre YSZ et la résistance à l'érosion par cavitation de ces revêtements composites NiCrBSi-YSZ sera évaluée. L'influence de la microstructure du revêtement composite sur son comportement vis-à-vis de la résistance à la cavitation sera discutée.*

*L'effet d'un post traitement de refusion laser est également étudié, en raison de son potentiel pour densifier le revêtement. Différents paramètres du traitement laser seront étudiés pour observer l'influence de la refusion laser sur la microstructure du revêtement YSZ projeté par plasma, en particulier l'effet du préchauffage. Certains revêtements seront ensuite imprégnés sous vide par de la résine époxy afin de remplir les fissures induites par refusion laser (imprégnation). Ensuite, ces échantillons imprégnés seront polis jusqu'à retrouver la surface du revêtement originel YSZ pour ne laisser la résine que dans les interstices et défauts microstructuraux du dépôt afin d'éviter l'influence de l'époxy pur sur la résistance à la cavitation. Enfin, les échantillons de référence (sans traitement de refusion) et les revêtements refondus et renforcés de résine seront exposés à l'érosion par cavitation afin d'étudier l'endommagement de chacun.*

*La projection plasma sous atmosphère contrôlée (VPS) sera enfin étudiée comme alternative aux techniques antérieures pour améliorer la microstructure, facteur déterminant sur la résistance à la cavitation, et notamment les cohésions entre particules aux interfaces. Des essais de cavitation (ASTM G32) seront réalisés et les microstructures transversales et les morphologies des surfaces érodées seront observées par microscopie électronique à balayage (MEB). La résistance à l'érosion par cavitation du revêtement VPS sera comparée à celle des revêtements APS.*

## **4.1 Érosion par cavitation de revêtements composites YSZ-NiCrBSi**

### **4.1.1 Introduction**

Le matériau NiCrBSi est un alliage auto-fondant à base de Ni fréquemment utilisé dans les matériaux de rechargement dur. Généralement, il est choisi dans des applications de résistance à l'usure et à la corrosion en raison de sa dureté élevée, sa bonne ténacité et résistance à la fatigue et son coût relativement faible [1–3]. De plus, le matériau NiCrBSi est également appliqué dans les systèmes de machines hydrauliques afin d'améliorer la résistance à l'érosion par cavitation. Les études de Kwok *et al.* [4] ont montré que la résistance à la cavitation des revêtements NiCrBSi

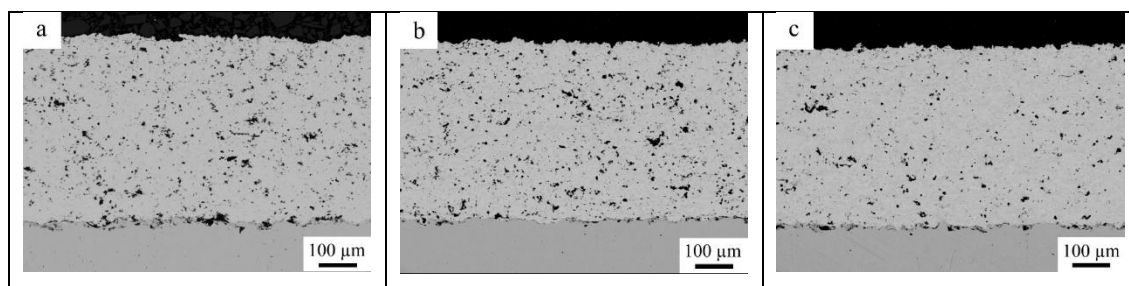
(d'abord projetés à la flamme puis refondus au laser) peut être améliorée de manière significative. Enfin, des revêtements composites NiCrBSi-0,5wt% YSZ ont été préparés par projection APS pour une application de résistance à l'usure par Cae *et al.* [5]. Les résultats de cette étude révèlent que la présence de 0,5% de YSZ dans les revêtements composites diminue l'usure. Par conséquent, le comportement face à l'érosion par cavitation des revêtements composites YSZ-NiCrBSi présente un intérêt significatif.

La présente étude vise à étudier la résistance à l'érosion par cavitation des revêtements composites YSZ-NiCrBSi avec différentes quantités de NiCrBSi dans la matrice YSZ. Les revêtements ont été élaborés par projection plasma atmosphérique et ensuite soumis à une érosion par cavitation. La microstructure et le comportement de résistance à l'érosion par cavitation des revêtements ont été étudiés.

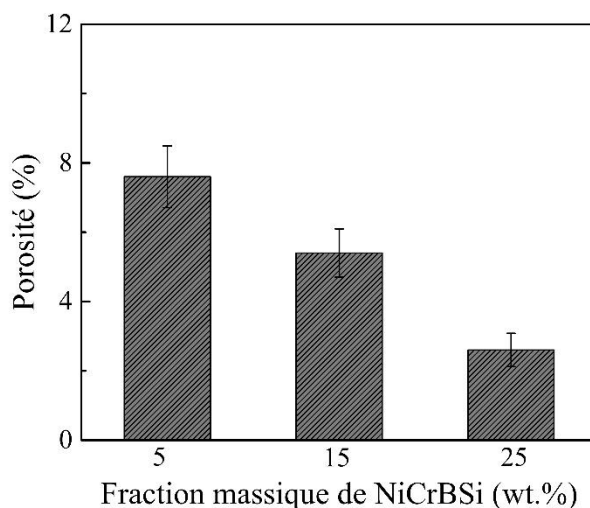
#### **4.1.2 Les structures des revêtements YSZ-NiCrBSi**

Les sections transversales polies des revêtements de poudres avec 5 à 25% de NiCrBSi sont présentées sur la [Figure. 4.1](#). Les trois revêtements présentent tous des microstructures uniformes avec des épaisseurs quasiment similaires variant de 450  $\mu\text{m}$  à 460  $\mu\text{m}$  à iso paramètres de projection. Les revêtements ne présentent pas de problèmes d'adhérence à l'interface avec le substrat (aucun écaillage). On peut remarquer sur cette [Figure. 4.1](#) aussi que les pores (zones noires) se répartissent de manière homogène dans les revêtements. De plus, il est également important de noter que la densité des pores diminue de manière significative à mesure que la quantité de NiCrBSi dans le mélange initial augmente. Les résultats des mesures de porosité par analyses d'images confirment cette observation puisque les valeurs de porosité sont respectivement de 7,6 %, 5,4% et 2,6% pour une quantité croissante de 5 à 25 wt.% de NiCrBSi (cf. [Figure. 4.2](#)). Ainsi, les quantités croissantes de particules de NiCrBSi contribuent à densifier la microstructure des revêtements composites YSZ-NiCrBSi. Par principe, un revêtement fabriqué par projection thermique à l'atmosphère est formé par l'empilement successif de particules fondues ou partiellement fondues et la porosité du revêtement est essentiellement liée au degré de déformation du splot. Il a été vérifié qu'une augmentation de la température entraîne une diminution de la viscosité dynamique et des forces visqueuses du matériau [6]. Deux nombres adimensionnels, le nombre de Reynolds  $Re = \frac{\rho dv}{\mu}$  (qui compare les forces d'inertie aux forces de viscosité) et le nombre de Weber  $We = \frac{\rho dv^2}{\sigma}$

qui compare l'énergie cinétique par unité de volume aux forces de pression associées à la tension de surface sont généralement utilisés pour caractériser les forces en présence et les phénomènes générés et le nombres de Weber sont nettement plus élevés que ceux des oxydes [7]. Par cette évaluation sommaire, on constate que les particules fondues de NiCrBSi peuvent être plus facilement déformées. Elles ont donc potentiellement susceptibles de combler de manière plus efficace les cavités qui existent entre les splats YSZ. En conséquence, l'ajout des particules NiCrBSi à des poudres devrait réduire le taux de porosité dans les revêtements composites YSZ-NiCrBSi. Ceci est bien en accord avec les résultats de la [Figure 4.2](#).

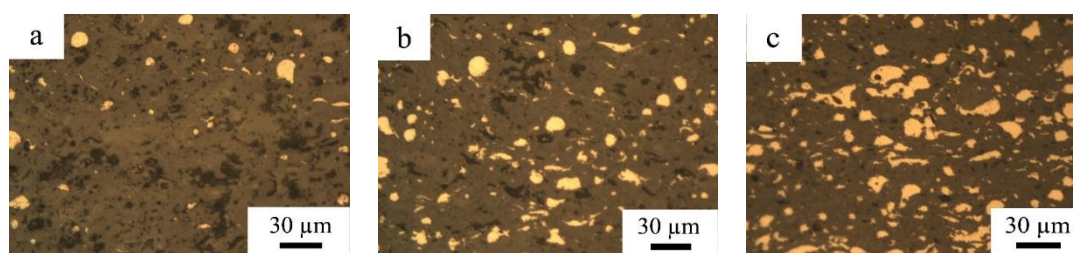


**Figure 4.1 :** Microstructure en coupe transversale des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt% (a), 15 wt % (b) et 25 wt% (c)



**Figure 4.2 :** Porosité des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt% (a), 15 wt % (b) et 25 wt% (c)

Les images optiques des revêtements composites sont données sur la [Figure 4.3](#). Les pixels noirs correspondent aux pores, les pixels brillants correspondent au matériau NiCrBSi, et le reste des pixels correspond au matériau YSZ. Dans la [Figure 4.3a](#) on remarque que le matériau NiCrBSi se retrouve au sein du dépôt sous la forme de petites gouttelettes sphériques (infondus). Lorsque la quantité de NiCrBSi augmente (cf. [Figure 4.3 b et c](#)), la distribution du matériau NiCrBSi devient uniforme avec la présence de particules sphériques et d'autres sous la forme de lamelles. Cela conforte les conclusions précédentes qui posaient que lors de l'impact des particules, les particules NiCrBSi présentent une bonne fluidité et remplissent les cavités entre les lamelles YSZ.

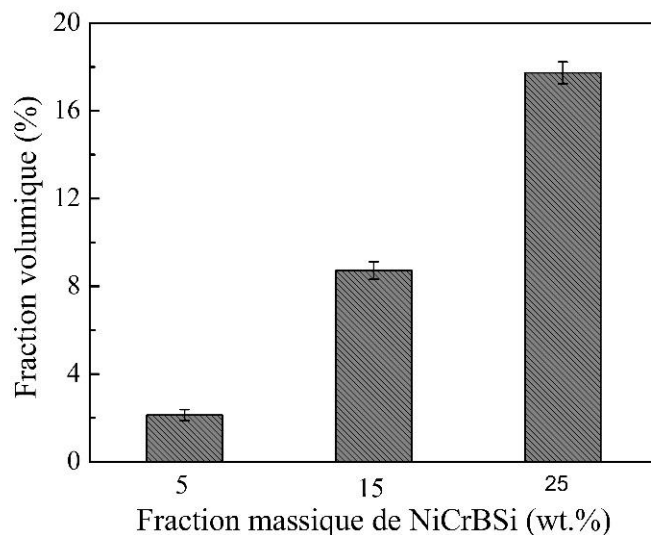


**Figure 4.3 : Images optiques des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt% (a), 15wt % (b) et 25 wt% (c)**

Comme l'illustre la [Figure 4.4](#), la fraction volumique de NiCrBSi dans les revêtements composites atteint des rapports de 1,0 4,0: 8,3, ce qui correspond à un rapport massique de fraction égal à 1: 3,72: 6,72 pour les trois types de revêtements. Ces valeurs sont à contraster avec les valeurs initiales de rapport massique de fraction égales à 1, 3 et 5. Il indique que la poudre de NiCrBSi présente une efficacité de dépôt supérieure à celle de la poudre YSZ. Ce fait peut être attribué à différentes propriétés entre les particules NiCrBSi et YSZ, [Tableau 4.1](#).

**Tableau 4. 1: Propriétés de matériaux YSZ et NiCrBSi**

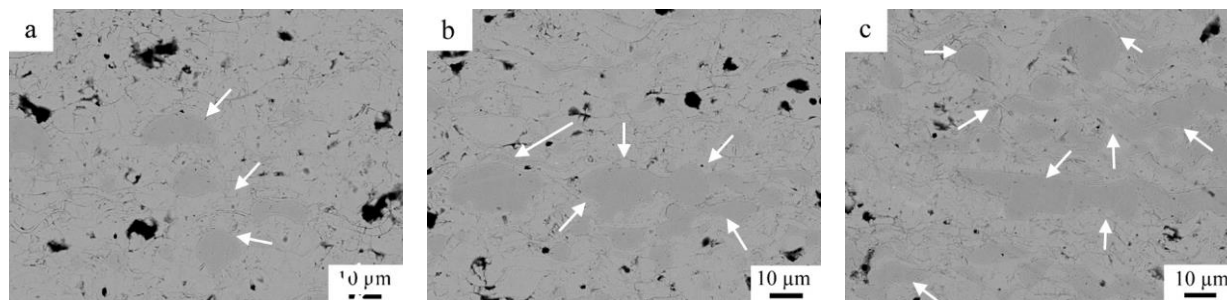
Propriétés	Densité (g/cm <sup>3</sup> )	Point de fusion (°C)	Conductivité thermique (W/mK)
YSZ	~6.1	2800	1.5
NiCrBSi	6.53	1000	9.5



**Figure 4.4 : Fraction volumique de la quantité de NiCrBSi dans les revêtements issus d'un mélange initial de poudres (YSZ /NiCrBSi) contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%**

Généralement, les particules sont injectées dans un jet de plasma en utilisant un gaz porteur et un injecteur. Et à la sortie de l'injecteur, les vecteurs de vitesse des particules ne sont pas tous parallèles à l'axe de l'injecteur [8–10]. La divergence entraînerait la perte de certaines particules. En outre, le rendement de dépôt est également lié à l'état de fusion des particules dans le jet de plasma. Ces facteurs donnent lieu à une efficacité de dépôt allant de 50 à 90% normalement [11]. Les particules de NiCrBSi étant plus facilement fondues, leur efficacité spécifique de dépôt est plus élevée, ce qui entraîne une augmentation de la fraction volumique mesurée dans le revêtement.

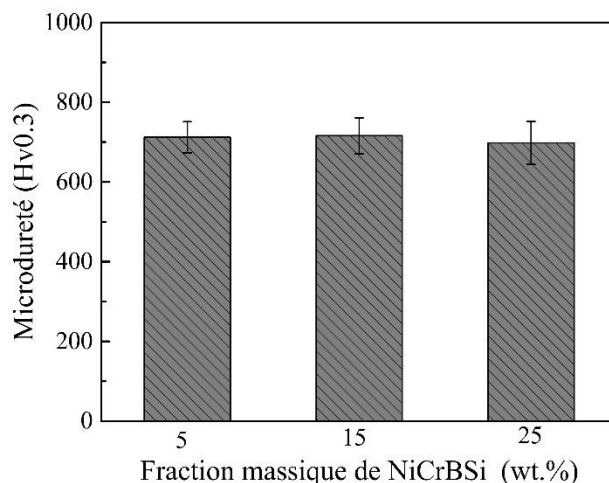
La Figure 4.5 donne les images des coupes transversales polies des dépôts obtenus avec différentes quantités de NiCrBSi. On remarque que les zones NiCrBSi intégrées dans le revêtement composite montrent des formes sphériques et irrégulières et aucune lacune ou zone sans contact n'est observée entre les interfaces des lamelles NiCrBSi-YSZ (cf. Figure 4.5). Cet aspect représente une contribution intéressante à l'obtention d'une microstructure dense des revêtements composites.



**Figure 4.5 :** Microstructures des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.% (MEB)

#### 4.1.3 Propriétés du revêtement composite YSZ-NiCrBSi

Dans cette étude, des mesures de microdureté des revêtements composites ont été effectuées pour les trois quantités de NiCrBSi (a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.% ) dans le mélange initial (cf. Figure 4.6). Généralement, une réduction de la porosité entraîne une augmentation de la microdureté des revêtements.

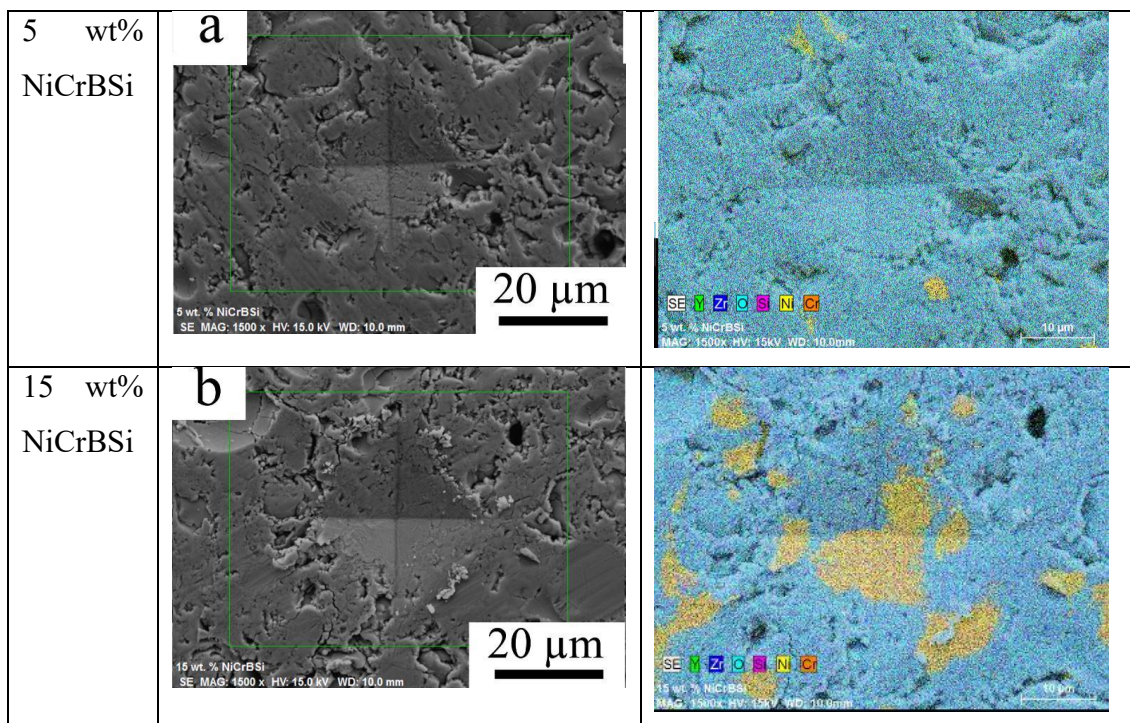


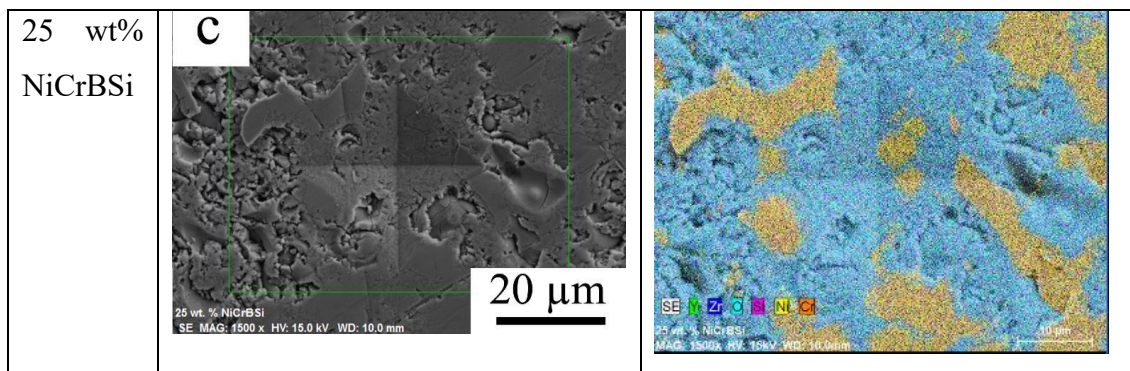
**Figure 4.6 :** Microdureté des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%

Des travaux antérieurs ont démontré que la microdureté des revêtements de NiCrBSi obtenus par projection plasma atmosphérique (APS) est de l'ordre de  $611 \pm 50 \text{HV}_{0.1}$  [12]. Celle des

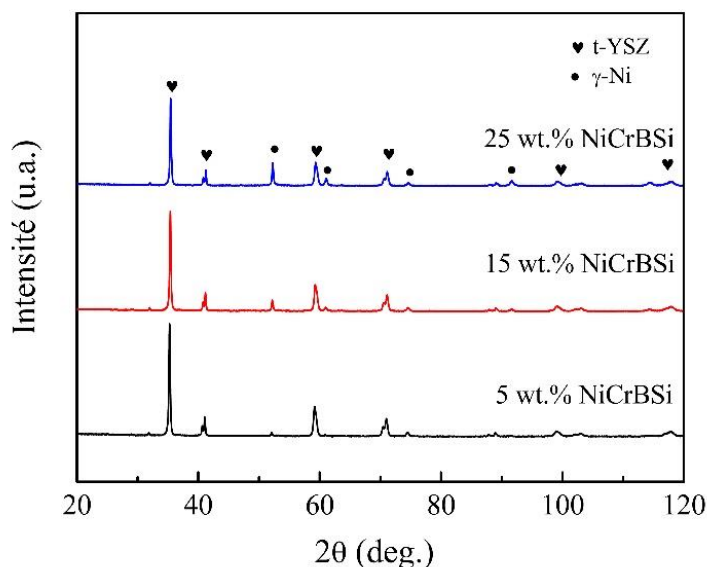
revêtements YSZ est de l'ordre de  $720 \pm 48\text{HV}_{0,3}$ , comme cela a été présenté dans les pages précédentes. La différence n'est pas très significative. Ainsi, il est raisonnable de penser qu'une diminution de la microdureté serait obtenue pour le revêtement avec 25% en poids de NiCrBSi. La diminution n'est qu'infime ( $698 \pm 54\text{HV}_{0,3}$ ). Cette invariance de dureté en fonction de la quantité massique de NiCrBSi indique que l'influence de la porosité sur la microdureté est négligeable en deçà d'une certaine valeur. L'addition supérieure de particules plus déformables réduirait toute la microdureté du revêtement composite dans des échantillons à faible porosité.

La [Figure 4.7](#) montre les photos de l'empreinte d'indentation sur les revêtements composites contenant les trois différentes quantités de poudre de NiCrBSi. On remarque que la taille des empreintes est d'autant plus grande que l'impact se situe sur une zone contenant plus de particules de NiCrBSi. La lamelle NiCrBSi se déforme davantage que la lamelle YSZ sous la charge d'essai. L'analyse XRD révèle que la phase principale des revêtements composites correspond à la phase tétragonale de YSZ. Egalement, à mesure que la quantité de NiCrBSi augmente, une fraction plus élevée de  $\gamma$ -Ni est décelée dans le revêtement (cf. [Figure 4.8](#)).





**Figure 4.7 :** Photos des empreintes des indentations sur les revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi: a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.% et analyses EDS correspondantes



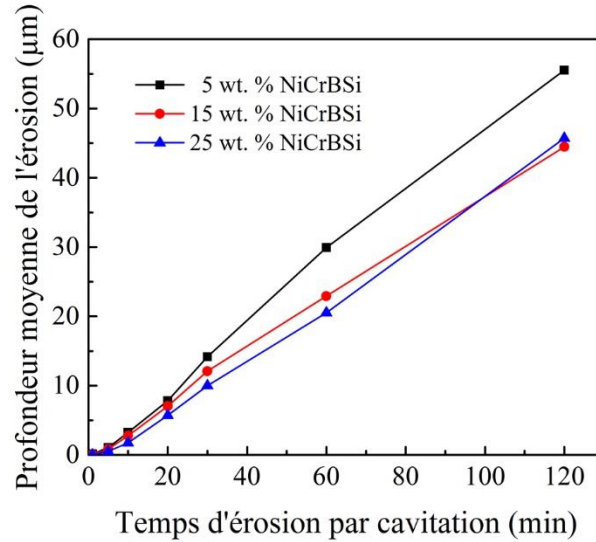
**Figure 4.8 :** Spectres DRX des revêtements composites contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt.%, 15 wt.% et 25 wt.%

#### 4.1.4 Comportement des revêtements composites vis-à-vis du test de cavitation

La Figure 4.9 montre les évolutions des pertes de masse des trois revêtements composites YSZ-NiCrBSi en fonction du temps d'exposition au test de cavitation. Des pertes de masse ont été détectées sur tous les revêtements depuis les premiers instants du test de cavitation. Par conséquent, les revêtements souffrent des effets de la cavitation dès le départ. Avec le facteur temps



d'exposition, on remarque des différences significatives entre les trois revêtements et donc un comportement face à l'érosion par cavitation différent. Le revêtement modifié par phase métallique NiCrBSi présente quant à lui une porosité réduite et en conséquence une résistance améliorée contre l'érosion de la cavitation.



**Figure 4.9 : Profondeur moyenne de l'érosion des revêtements composites contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt%, 15wt % et 25 wt% en fonction du temps d'exposition au test de cavitation**

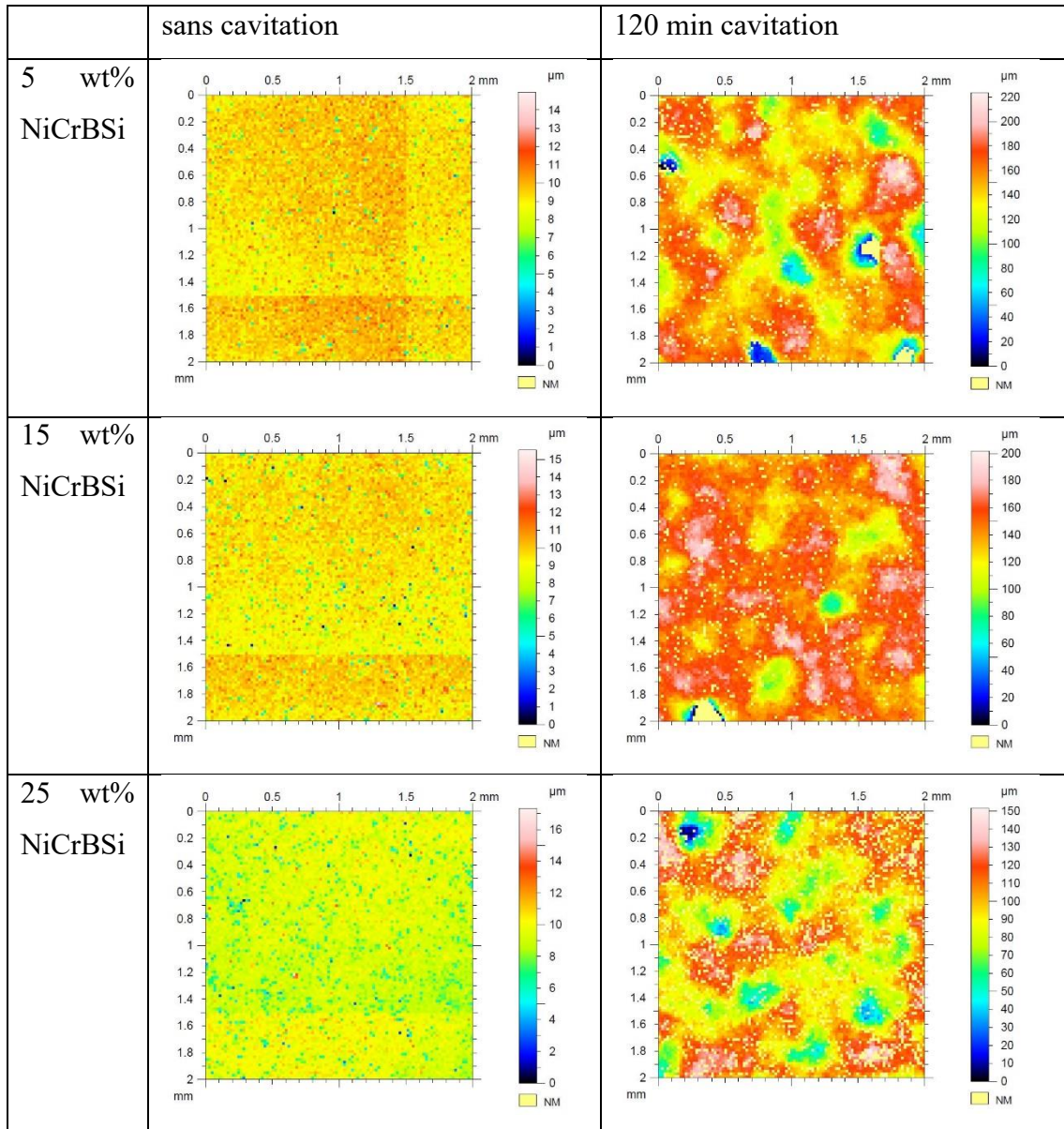
On constate que la perte de masse du revêtement contenant 5 wt.% de NiCrBSi est plus élevée que celles revêtements avec des quantités plus élevées de 15 wt.% et 25 wt.%. Ce comportement est à associer aux morphologies des revêtements et au taux de porosité mesuré dans chacun d'eux. Pendant la cavitation, l'implosion des bulles produit des impacts et des contraintes de cisaillement sur les surfaces de revêtement qui vont se traduire par l'apparition de fissures qui se propagent et mènent à la délamination des revêtements. En raison de la faible adhérence aux interfaces entre lamelles, les parois des pores sont soumises à des contraintes de cisaillement favorisant l'élimination des matériaux des revêtements. Une tendance qui correspond à la perte de masse observée entre les revêtements avec 15 wt.% et 25 wt% de NiCrBSi jusqu'à 60 min de test. Au-delà de cette période, la perte de masse de YSZ avec 25 wt.% de NiCrBSi augmente un peu plus rapidement que celle du revêtement avec 15 wt.% de NiCrBSi. Généralement, les mécanismes typiques de l'érosion par cavitation observés dans les revêtements par projection thermique impliquent la délamination à partir d'une interface entre lamelles ou au sein d'une lamelle [13].

L'analyse menée dans cette étude indique que la quantité croissante de NiCrBSi est favorable à la réduction de la porosité des revêtements composites YSZ-NiCrBSi. D'autre part, la modification de la composition du revêtement (augmentation en NiCrBSi) induit des interfaces plus nombreuses entre lamelles NiCrBSi et YSZ diminuant la microdureté. L'érosion par cavitation des revêtements composites YSZ-NiCrBSi peut être divisée en deux périodes. La première implique la surface polie soumise à la cavitation. Comme les impacts initiaux des bulles de cavitation ont lieu sur la surface du revêtement, on s'attend à ce que les débris soient d'abord éliminés des bords des pores et, par conséquent, la surface des revêtements présentera une porosité plus élevée de par l'érosion. Dans une certaine mesure, au moment où la surface est endommagée, les interfaces entre lamelles sont exposées aux impacts ultérieurs de la bulle provoquée par la cavitation. Les revêtements avec de nombreuses interfaces métal-céramique faibles, sont moins résistants à la cavitation. Ces interfaces métal-céramique peuvent contrecarrer l'influence positive de la faible porosité, qui peut être obtenue en ajoutant plus de quantités de particules de NiCrBSi.

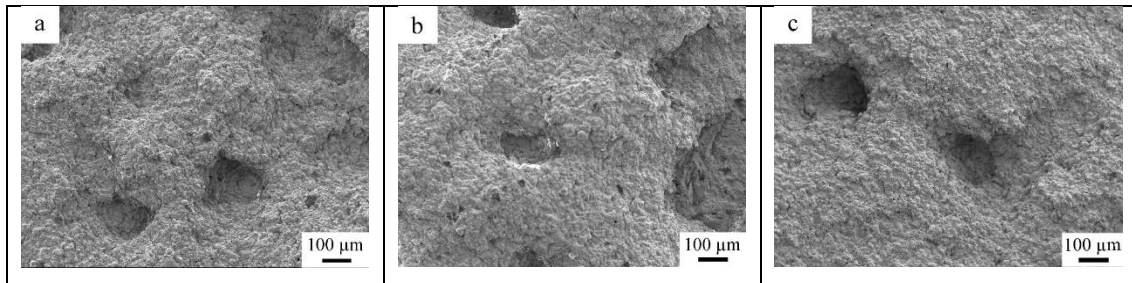
**Tableau 4. 2 : Résumé des résultats de l'expérience YSZ-NiCrBSi après 120 minutes**

	Porosity (%)	Profondeur moyenne de l'érosion (µm)
5 wt%	7,6	55,5
15 wt%	5,4	44,6
25 wt%	2,6	45,7

Les profils de surface 3D des revêtements composites avant et après les tests de cavitation sont illustrés à la [Figure 4.10](#). Quelle que soit la quantité de NiCrBSi dans le revêtement, plusieurs grands cratères avec des diamètres de 100 à 150 µm sont observés sur la surface érodée, (cf. [Figure 4.11](#)). Ainsi, les défauts initiaux des revêtements tels que les pores et fissures fournissent des emplacements préférentiels pour les dégâts de cavitation. Les effondrements répétés de bulles forment des puits de la surface vers l'intérieur du revêtement et conduisent finalement aux cratères identifiés sur la surface érodée (cf. [Figure 4.10](#) et [Figure 4.11](#)).

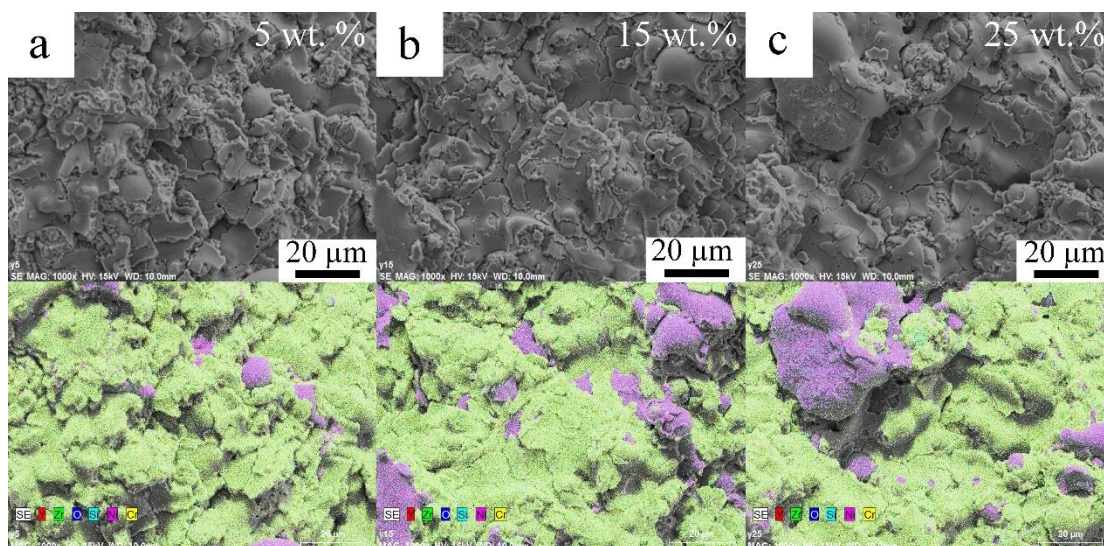


**Figure 4.10 :** Profils 3D des revêtements composites avant et après la cavitation de 120 min contenant différentes quantités de NiCrBSi: 5 wt%, 15 wt % et 25 wt%



**Figure 4.11 : Morphologie des surfaces érodées des revêtements contenant différentes quantités de NiCrBSi: a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%**

Il est également évident que, sous l'effet des phénomènes de cavitation, les fissures initiales dans les lamelles YSZ se propagent et s'intensifient. En outre, certains splats sont arrachés de leur interface, en raison de la fragilité des revêtements. D'une manière différente, on s'attend à ce que les lamelles de NiCrBSi subissent une déformation ductile sous des contraintes de cavitation. Peu à peu, certaines lamelles entières sont supprimées en raison de la faible liaison entre les interfaces NiCrBSi et YSZ accélérant la perte de masse (cf. Figure 4.12).



**Figure 4.12 : Analyse EDS des surfaces érodées des revêtements composites YSZ contenant différentes quantités de NiCrBSi : a) 5 wt.%, b) 15 wt.% et c) 25 wt.%**

## 4.2 Érosion par cavitation de revêtements YSZ après refusion laser

### 4.2.1 Introduction

La refusion laser est reconnu comme un traitement d'étanchéité de surface prometteur pour les revêtements YSZ. En effet, il peut fournir une couche refondue dense avec une microstructure raffinée présentant une rugosité réduite et une surface sans pores [14–16]. Cependant, il induit des réseaux de fissures perpendiculaires à la surface [17]. Ces réseaux sont considérés comme bénéfiques pour l'accommodation des contraintes notamment lors de cyclages thermiques [18]. Raheleh *et al.* [19] ont démontré par exemple que la résistance aux chocs

thermiques des revêtements YSZ projetés par plasma est presque quadruplée après un post-traitement de refusion laser grâce à la formation de fissures segmentées perpendiculaires à la surface. Des études [20–23] ont confirmé aussi que la durée de vie des revêtements de type barrières thermiques (TBC) obtenus par projection plasma peut être prolongée par refusion laser. Ainsi, Ahmadi-Pidani *et al.* [19] ont mis en évidence que la durée de vie de ces barrières thermiques refondues par laser est quatre fois plus grande que celle des TBC ne l'étant pas en raison de l'accommodation à la déformation par la présence des fissures segmentées induites. Selon l'étude de Tsai *et al.* [24], la refusion laser réussit à prolonger significativement la durée de vie des barrières TBC exposées à la corrosion chaude contenant des sels de vanadium. Par conséquent, un post-traitement par laser est un moyen utile pour combler les défauts et densifier les revêtements [25–27]. La problématique de génération de fissures reste à soulever.

#### **4.2.2 Caractérisation des revêtements refondus au laser**

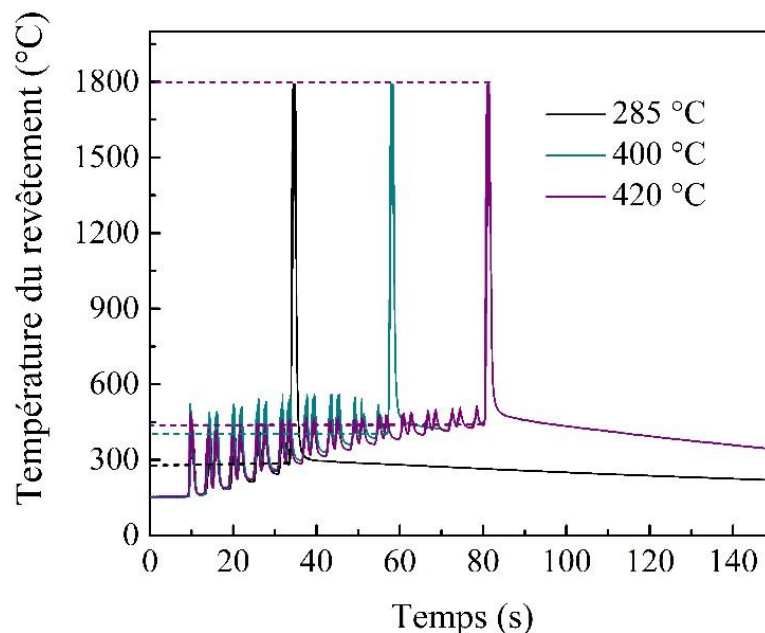
Les revêtements YSZ utilisés pour cette étude ont été obtenus par projection plasma atmosphérique selon les paramètres présentés dans le [Tableau 4.3](#). La poudre utilisée a une taille moyenne de 35.2  $\mu\text{m}$ .

**Tableau 4.3 : Paramètres de projection plasma**

Paramètres	Valeur
Intensité de la torche (A)	600
Débit de gaz primaire (NL/min) Ar	35
Débit de gaz secondaire (NL/min) H <sub>2</sub>	11
Débit de gaz porteur (NL/min)	3.8
Vitesse de déplacement (m/s)	1
Distance de projection (mm)	115

La [Figure 4.13](#) montre l'évolution de la température de surface du revêtement en fonction du temps avant la refusion laser. Cette température a été mesurée avec une caméra infrarouge à imagerie thermique (SC 5210) développée par la société FLIR. Les revêtements ont été préchauffés par 4, 8 et 12 passages laser avec une tache de 10 mm et une vitesse de balayage de 50 mm/s avant la refusion laser. Au préalable, les revêtements ont été préchauffés à 285, 400 et 420°C avec

différents procédés de préchauffage. Pour atteindre ces différentes valeurs, en fonction du procédé utilisé, plusieurs cycles ont été nécessaires pour balayer la surface de l'échantillon (petits pics). Avec chaque cycle de préchauffage, la température du revêtement augmente progressivement. Ensuite, le revêtement refroidit à une vitesse de 280 K/s environ.



**Figure 4.13** : Evolution de la température de surface des revêtements après 4 (noir), 8 (vert) et 12 (violet) passes de préchauffage

Une série chronologique d'images a été prise pour montrer les évolutions des échantillons au cours du temps. La Figure 4.14 présente les morphologies de surface des revêtements refondus pour différents paramètres de traitement par laser. Les paramètres : durée du tir laser, vitesse de balayage et densité d'énergie laser ont été modifiés pour ces essais. Les morphologies de surface sont significativement affectées par ces paramètres. On observe une détérioration de la surface des revêtements (coloration noire) pour des durées de tir laser (6 ms), vitesses de balayage 30 mm/s et puissances laser élevées (486 W). Egalement, l'augmentation de ces paramètres conduit à une largeur de trace de passage du laser supérieure.

Chapitre 4 Optimisation des microstructures des revêtements YSZ et effet sur la résistance à l'érosion par cavitation

V = 5 mm/s P = 339 W				
Durée	N.1 (3 ms)	N.2 (4 ms)	N.3 (5 ms)	N.4 (6 ms)
D = 5 ms P = 339 W				
Vélocité	N.3 (5 mm/s)	N.5 (10 mm/s)	N.6 (20 mm/s)	N.7 (30 mm/s)
D = 5 ms V = 5 mm/s				
Puissance	N.8 (246 W)	N.3 (339 W)	N.9 (402 W)	N.10 (486 W)
D = 5 ms V = 5 mm/s P = 339 W				
Préchauffage	sans	285 °C	400 °C	420 °C

**Figure 4.14 : Morphologies de surface des revêtements YSZ après différents traitements de refusion laser (microscope optique)**

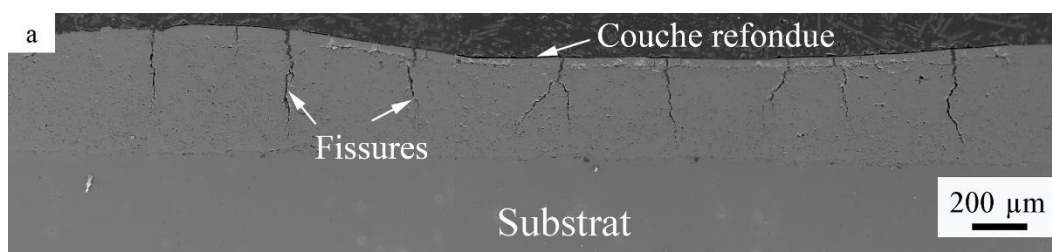
La microstructure de la section transversale polie des revêtements YSZ refondus par laser est illustrée sur la [Figure 4.15](#). Les revêtements présentent une couche refondue avec de nombreuses fissures verticales. La quantité de fissures verticales est beaucoup moins importante pour le revêtement préchauffé que pour celui sans préchauffage. Du fait que la densité d'énergie du spot laser se répartit selon une distribution gaussienne (voir [équation 2-3](#)), l'énergie fournie dans la zone centrale est plus élevée que celle sur les bords, et au contraire, la vitesse de refroidissement de ces dernières zones est beaucoup plus élevée que pour la zone centrale. Par conséquent, la solidification apparaît tout d'abord à la frontière puis migre vers la zone centrale. Ce front de solidification induit alors des contraintes de tension sur les zones centrales causées par la contraction des volumes. En conséquence, des fissures verticales sont générées car les contraintes ne sont pas libérées correctement. Dans ce contexte, la [Figure 4.15a](#) illustre clairement le fait qu'un

certain nombre de fissures verticales sont formées pour libérer les contraintes. Le préchauffage à 420 ° C permet de réduire la différence de températures entre les différentes zones traitées par laser. On constate alors que l'application du chauffage conjoint au traitement laser permet de diminuer considérablement le nombre de fissures verticales (cf. [Figure 4.16b](#)).

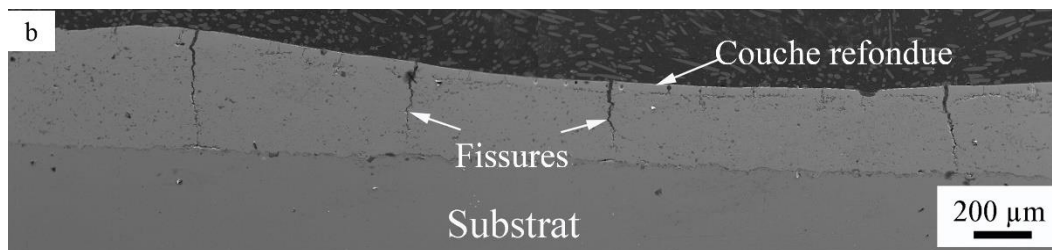
L'observation de la microstructure de la section transversale du revêtement YSZ refondu par laser (cf. [Figure 4.15](#)) indique que deux parties peuvent être distinguées dans ce revêtement :

- une couche refondue se situant sur le dessus du revêtement. Cette zone présente une microstructure dense avec peu de défauts ;
- une couche située sur la partie basse du revêtement proche du substrat.

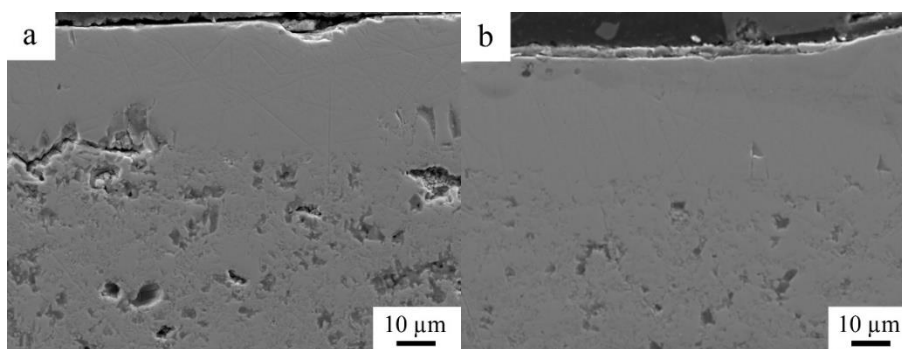
En comparant la [Figure 4.16a](#) et la [Figure 4.16b](#), on peut noter que la profondeur de la couche refondue du revêtement à 420°C est plus grande que celle du revêtement sans préchauffage et que les défauts de la seconde zone sont moins nombreux. Du fait du préchauffage du revêtement, on peut supposer que le gradient thermique entre les couches fondues et les couches non fondues est faible, ce qui réduit les contraintes causées par la vitesse de refroidissement et diminue également les fissures transversales. Puis, pendant le processus de refusion par laser, la couche supérieure du revêtement atteint une température élevée rapidement. Des contraintes thermiques importantes, entre la couche supérieure et la partie située plus en dessous du revêtement, sont générées en raison de la faible conductivité thermique de YSZ. La fragilité du revêtement YSZ provoque alors l'apparition de fissures pour libérer ces contraintes. L'addition d'un préchauffage permet de diminuer le gradient thermique qui se produit entre les deux parties du revêtement pendant le traitement par laser. Ainsi, la contrainte thermique est réduite et, par conséquent, la densité des fissures devient plus faible pour les revêtements préchauffés. La [Figure 4.16](#) montre également une variation d'épaisseur du revêtement le long de la surface.





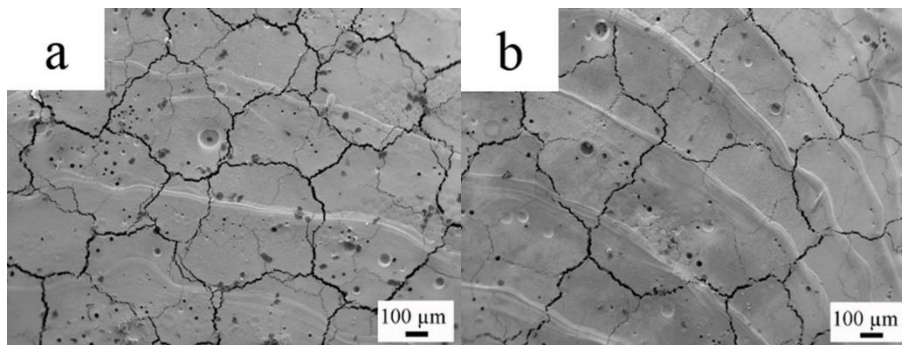


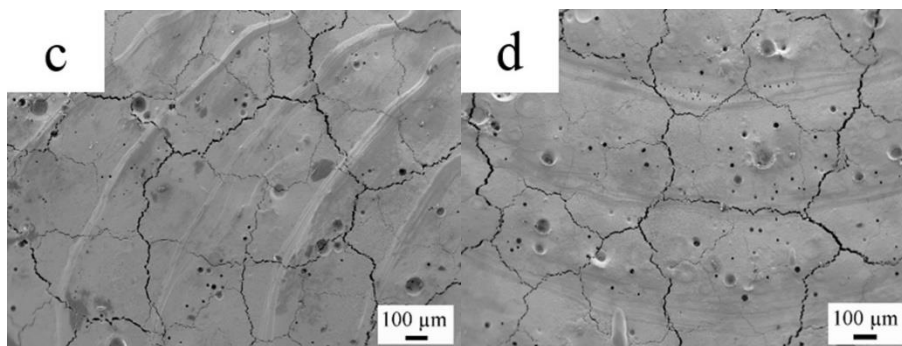
**Figure 4.15** : Microstructure des sections transversales polies des revêtements YSZ refondus par laser selon les paramètres N° 3 : a) sans préchauffage et b) avec un préchauffage à 420°C



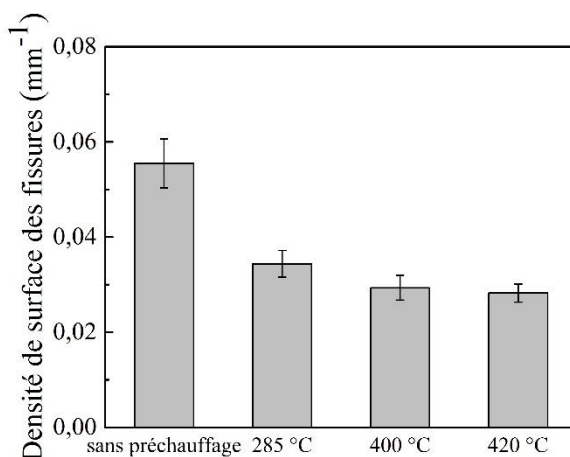
**Figure 4.16** : Microstructure en surface à plus fort grossissement des sections transversales polies des revêtements YSZ refondus par laser selon les paramètres N° 3 : a) sans préchauffage et b) avec un préchauffage à 420°C

La [Figure 4.17](#) illustre les réseaux de fissures de surface en fonction de différents paramètres de refusion laser. Les fissures se rejoignent entre elles sur toute la surface du revêtement refondu par laser. Pendant le préchauffage, le nombre de fissures diminue fortement ainsi que leur largeur. La densité de surface de ces fissures, obtenue par analyse d'image des photographies des surfaces, passe de  $0,055 \text{ mm}^{-1}$  à  $0,028 \text{ mm}^{-1}$  (cf. [Figure 4.18](#)).





**Figure 4.17 :** Morphologie de surface de revêtements YSZ refondus par laser : a) sans préchauffage et avec un préchauffage de b) 285°C, c) 100°C et d) 420°C

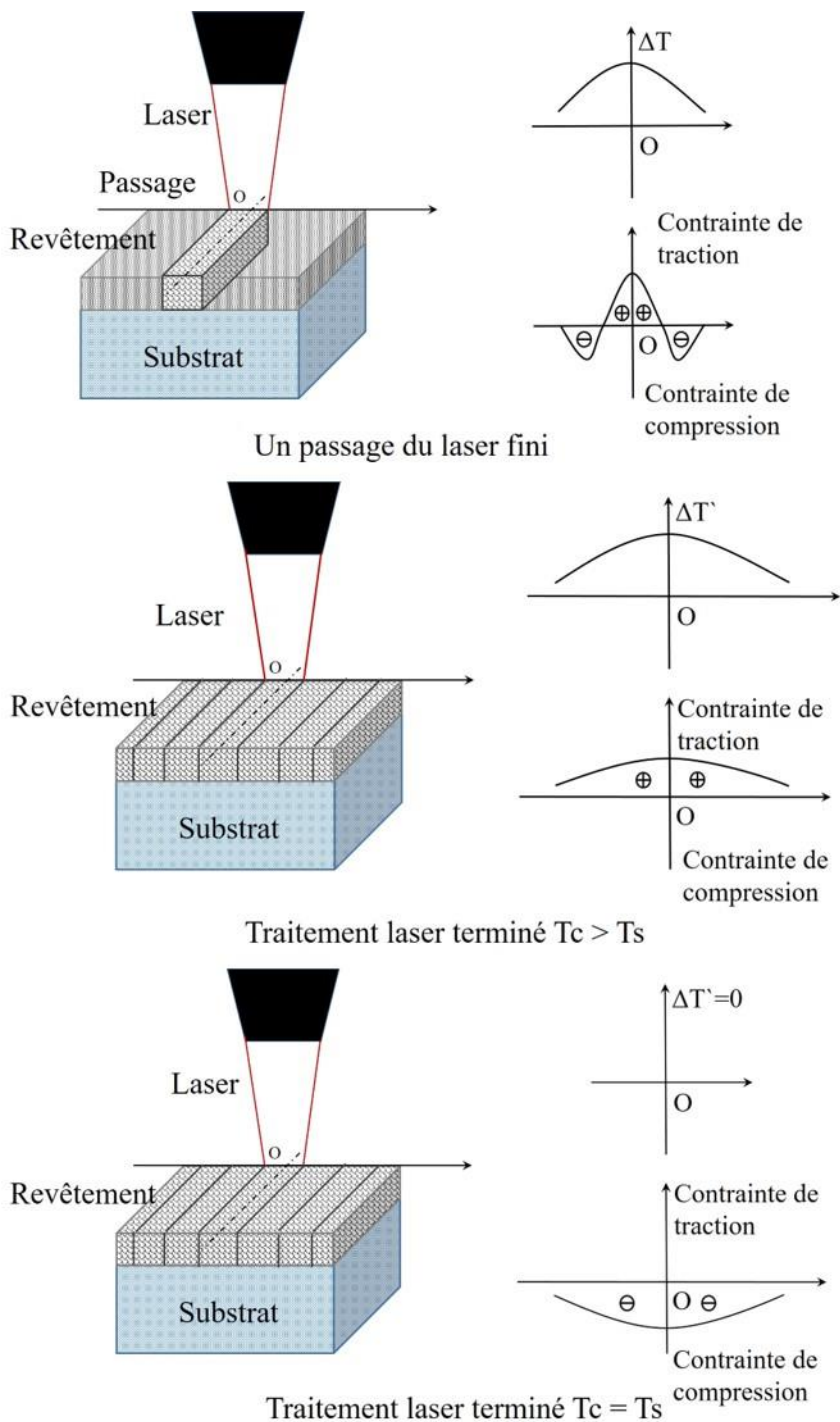


**Figure 4.18 :** Densité surfacique de fissures (liée à la Figure 4.17) en fonction des paramètres de refusion laser

Une analyse simplifiée des contraintes intervenant est proposée pour expliquer ce phénomène (cf. Figure 4.19). Généralement, les contraintes de traction pendant le processus de refroidissement conduisent à la formation de fissures dans les revêtements refondus. Il y a principalement deux types de contraintes de traction :

1. la première se produit immédiatement à la suite du passage du laser. La partie centrale des traces laissées par le laser présente une température plus élevée qu'en périphérie. Le retrait supérieur observé sur la partie centrale génère en conséquence des contraintes de traction plus importantes par rapport aux bords du revêtement ;

2. la seconde apparait juste à la fin de la refusion laser une fois celle-ci achevée. A cet instant, la température du revêtement fondu par laser est plus élevée que celle du substrat. La chaleur va diffuser du revêtement vers le substrat. Afin d'empêcher le phénomène de retrait du revêtement, le substrat génère une contrainte de traction sur le revêtement qui prend fin lorsque les températures du revêtement et du substrat s'égalisent. Ensuite, à partir de ce moment, le substrat en liaison avec le revêtement proche rétrécit plus que le revêtement car son coefficient de dilatation thermique est plus élevé. Ainsi, une contrainte de compression est appliquée au substrat considérée comme bénéfique vis-à-vis des propriétés mécaniques du revêtement. Lorsque le préchauffage est ajouté, le substrat et le revêtement atteignent plus rapidement la même température si bien que le faible gradient thermique n'entraîne pas de dommages irréversibles pour le revêtement. Globalement, la contrainte de traction appliquée au revêtement par le substrat est alors plus faible. Le préchauffage diminue la contrainte de traction qui favorise la formation des fissures. En conséquence, une diminution de la densité superficielle des fissures est observée.v



**Figure 4.19** : Représentation schématique des contraintes qui apparaissent dans le revêtement YSZ pendant et après le processus de refusion laser ( $T_c$ : température du revêtement,  $T_s$ : température du substrat)

### 4.2.3 Densité d'énergie linéaire et microstructure

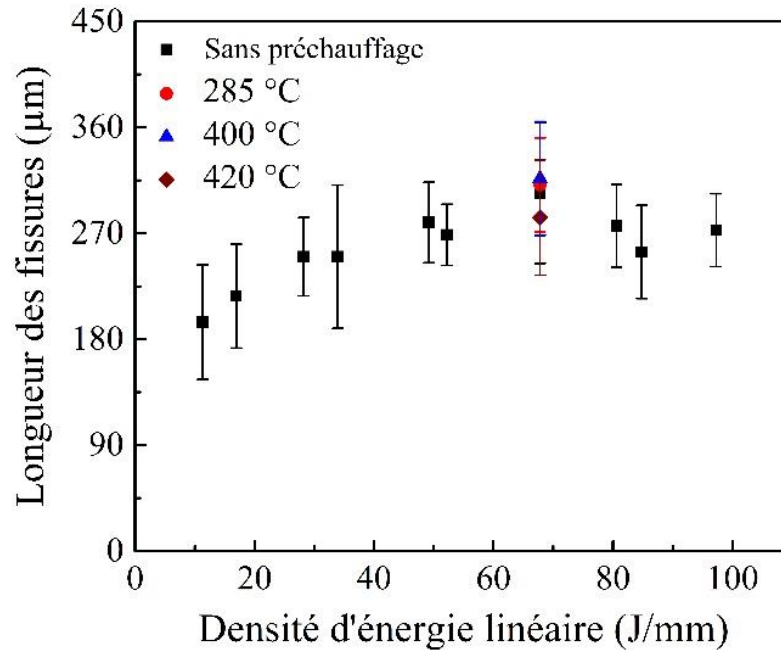
Au cours du processus de refusion laser, différents paramètres (cf. [Tableau 4.4](#)) sont ajustés pour obtenir une microstructure appropriée. L'influence de la densité d'énergie linéaire (Equation  $P_l = \frac{P_m}{v}$ ) qui va influencer les caractéristiques de microstructure des revêtements YSZ refondus par laser est étudiée.

**Tableau 4.4 : Paramètres du processus de refusion laser et densités d'énergie correspondantes**

Cas	L'impulsi on (ms)	Vitesse (mm/s)	Puissance moyenne (W)	Densité d'énergie linéaire (J/mm)
1	3	5	141	28,2
2	4	5	261	52,2
3	5	5	339	67,8
4	6	5	424	84,8
3	5	5	339	67,8
5	5	10	339	33,9
6	5	20	339	16,95
7	5	30	339	11,3
8	5	5	246	49,2
3	5	5	339	67,8
9	5	5	402	80,60
10	5	5	486	97,27

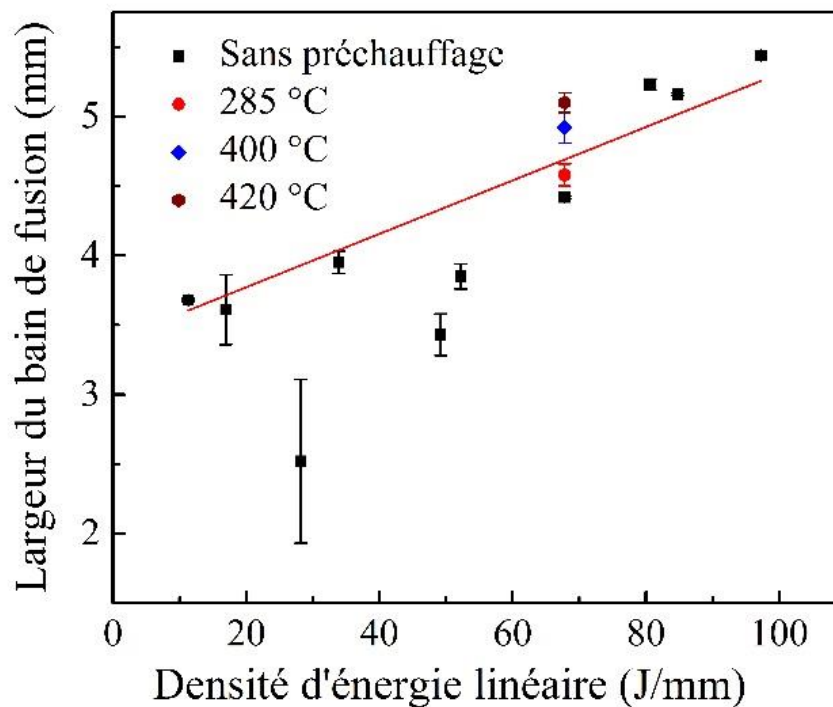
La [Figure 4.20](#) montre l'évolution de la longueur des fissures verticales en fonction de la densité d'énergie linéaire. On peut observer que la densité d'énergie linéaire n'influence pas beaucoup la longueur des fissures sauf à très faible valeur (< 30 J/mm). En effet, lorsque la densité d'énergie linéaire passe de 11,3 J / mm à 33,9 J / mm, la longueur des fissures verticales varie de 190 µm à environ 250 µm. Deux zones sont donc distinctes:

- i. Dans un premier temps, la longueur des fissures augmente avec l'augmentation de la densité d'énergie linéaire ( $< 30 \text{ J/mm}$ ).
- ii. Au second, la longueur des fissures reste autour de  $280 \mu\text{m}$  quel que soit le changement de densité d'énergie linéaire ( $>30 \text{ J/mm}$ ). De plus, la longueur des fissures du revêtement préchauffé ne diffère pas de celle sans préchauffage.



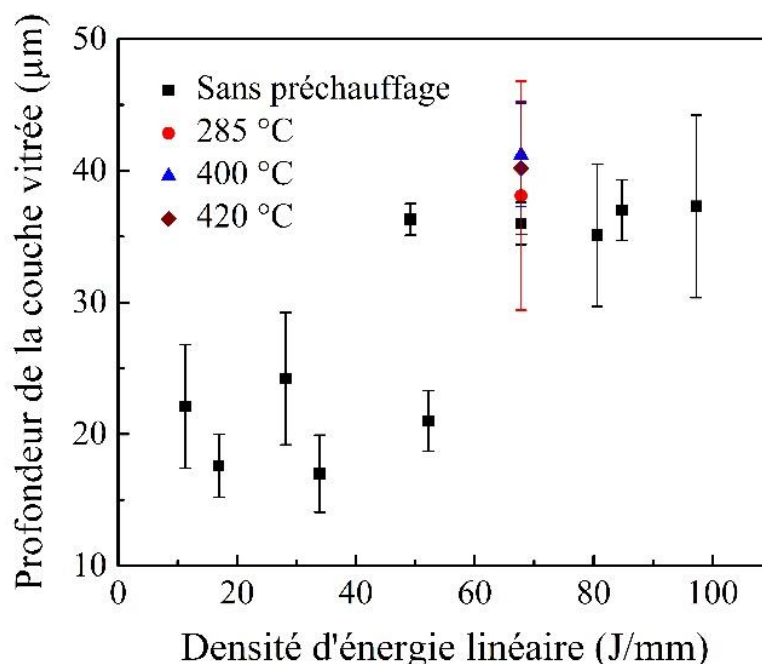
**Figure 4.20 : Longueur des fissures pour différentes densités d'énergie linéaire et différents paramètres de refusion laser**

La largeur de la trace laissée par le passage du laser en fonction de différentes densités d'énergie linéaires est également étudiée. L'augmentation de la densité d'énergie linéaire entraîne l'augmentation linéaire de la largeur de la trace comme le prouvent les résultats donnés dans la [Figure 4.21](#). Les traitements thermiques élargissent également la trace fondue passant de  $4,42 \text{ mm}$  à  $5,1 \text{ mm}$  à mesure que la température augmente de  $20^\circ\text{C}$  à  $420^\circ\text{C}$ .



**Figure 4.21 :** Largeur de la trace laissée par le laser (bain de fusion) pour différentes densités d'énergie linéaires et différents paramètres de refusion laser

La [Figure 4.22](#) montre la relation entre la profondeur de la couche refondue et la densité d'énergie linéaire. Il semble qu'aucune corrélation évidente n'est identifiable entre les deux. Une étude plus approfondie révèle que la vitesse, la durée d'impulsion et la densité d'énergie doivent également être prises en compte pour estimer la profondeur des couches refondues marquées par des cycles différents sur la [Figure 4.22](#). On remarque que le changement de la vitesse de balayage et de la densité d'énergie n'influence pas énormément la profondeur de la couche refondue. Cependant, celle-ci est très sensible à la durée de l'impulsion laser. Lorsque la durée augmente de 3 ms à 6 ms, la profondeur de la couche refondue augmente en conséquence de 21 mm à 36 mm. En conclusion, le préchauffage augmente la profondeur de la couche refondue tout en diminuant le gradient thermique et les fissures dans les revêtements YSZ.



**Figure 4.22 : Profondeur de la couche refondue pour différentes densités d'énergie linéaire et différents paramètres du processus de refusion laser**

#### **4.2.4 Résultats des tests d'érosion par cavitation des revêtements YSZ refondus par laser en surface**

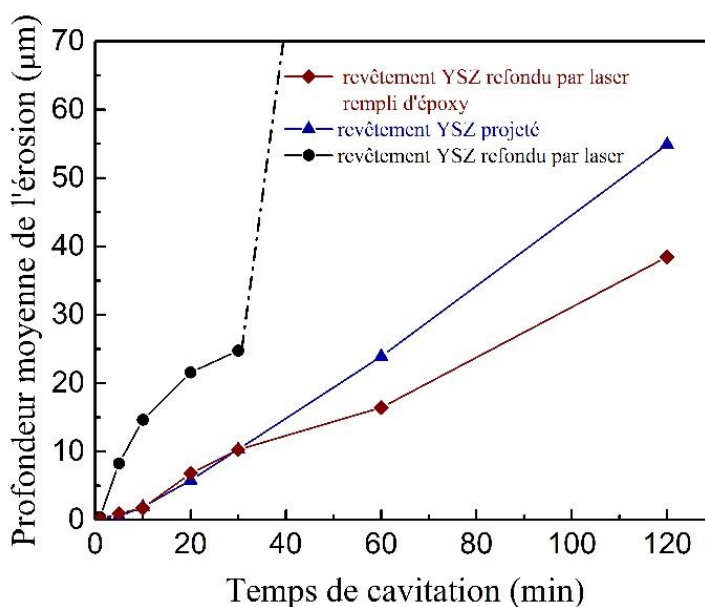
Les tests d'érosion par cavitation sont menés à présent. Trois revêtements sont confrontés :

- revêtement YSZ avec post traitement de refusion laser : condition case 3 présentée dans le [Tableau 4.4](#) ;
- revêtement de référence YSZ sans post traitement : paramètres de projection présentés dans le [Tableau 4.5](#) ;
- revêtement YSZ avec post traitement de refusion laser (case 3) présentée dans le [Tableau 4.4](#)) puis imprégné de résine époxy et enfin poli pour faire réapparaître la surface du dépôt.

La perte de masse cumulative des différents revêtements YSZ refondus et d'un échantillon YSZ massif est présentée sur la [Figure 4.23](#). Le revêtement refondu par laser présente la plus mauvaise résistance à l'érosion par cavitation parmi les revêtements évalués. Après 60 min d'érosion, les revêtements sont progressivement endommagés par la propagation rapide des fissures

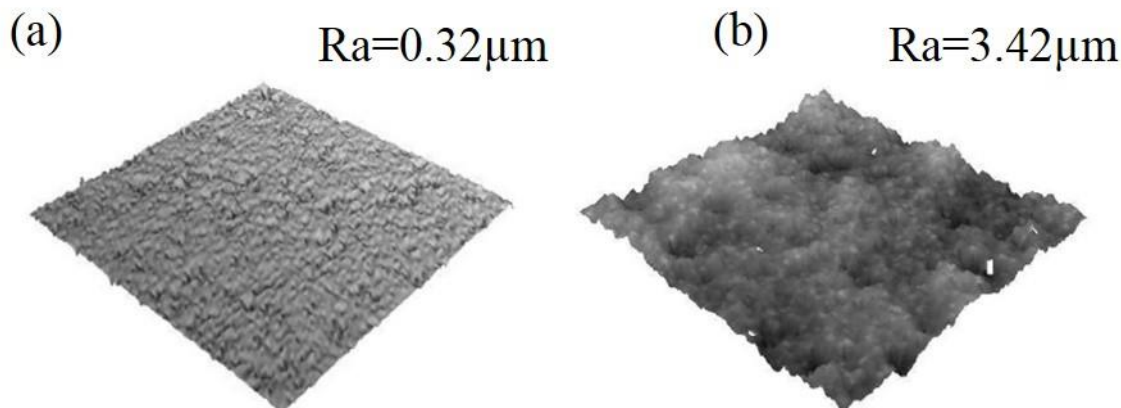


et l'arrachement de blocs importants avec une perte de masse cumulée de 207 mg. Ce dommage conséquent est dû à la délamination de gros morceaux de revêtement issus de l'interface revêtement-substrat. Ceci est probablement due aux fissures longues et profondes déjà présentes suite au traitement ainsi qu'aux contraintes résiduelles induites par ce même traitement par laser. En ce qui concerne le revêtement référence et le revêtement refondu par laser imprégné d'époxy, la perte de masse cumulée augmente linéairement avec l'augmentation du temps d'érosion. Aucune période d'incubation n'est observée pour ces deux types de revêtements. Par contre en terme de performance, la présence d'une couche de surface refondue couplée au comblement des fissures par la résine époxy permet une meilleure performance de résistance à l'érosion par cavitation. Les bulles ont accès à moins de défauts pour détériorer la surface ce qui diminue l'érosion.



**Figure 4.23** : Profondeurs moyennes d'érosion par cavitation de différents revêtements YSZ (référence, refondu laser avec et sans imprégnation de résine époxy)

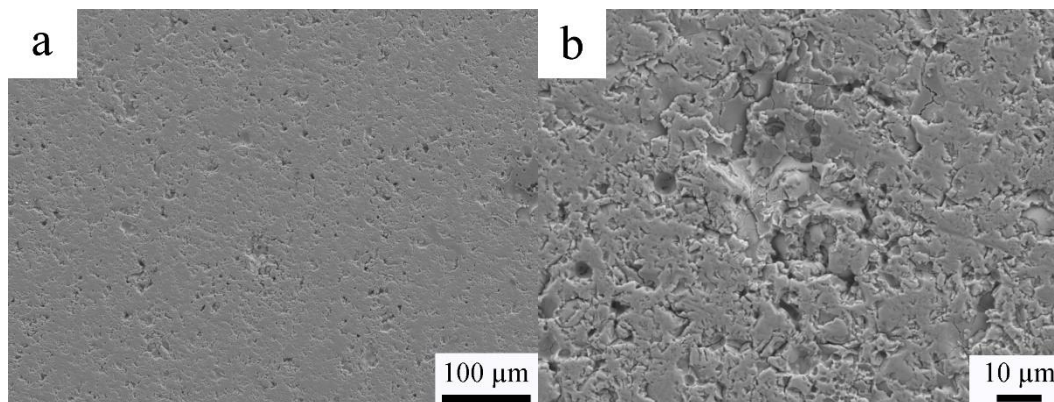
Le profil de surface 3D des échantillons (avant et après le test de cavitation) est présenté sur la Figure 4.24. Il est à noter que la dégradation de la surface est mise en évidence par l'érosion par cavitation. La surface érodée devient nettement plus rugueuse comparée à celle qui n'a pas été soumise au test. En effet, la rugosité de surface ( $R_a$ ) passe de  $0,32 \mu\text{m}$  avant à  $3,42 \mu\text{m}$  pour les éprouvettes exposées pendant 120 min au test de cavitation ultrasonique.



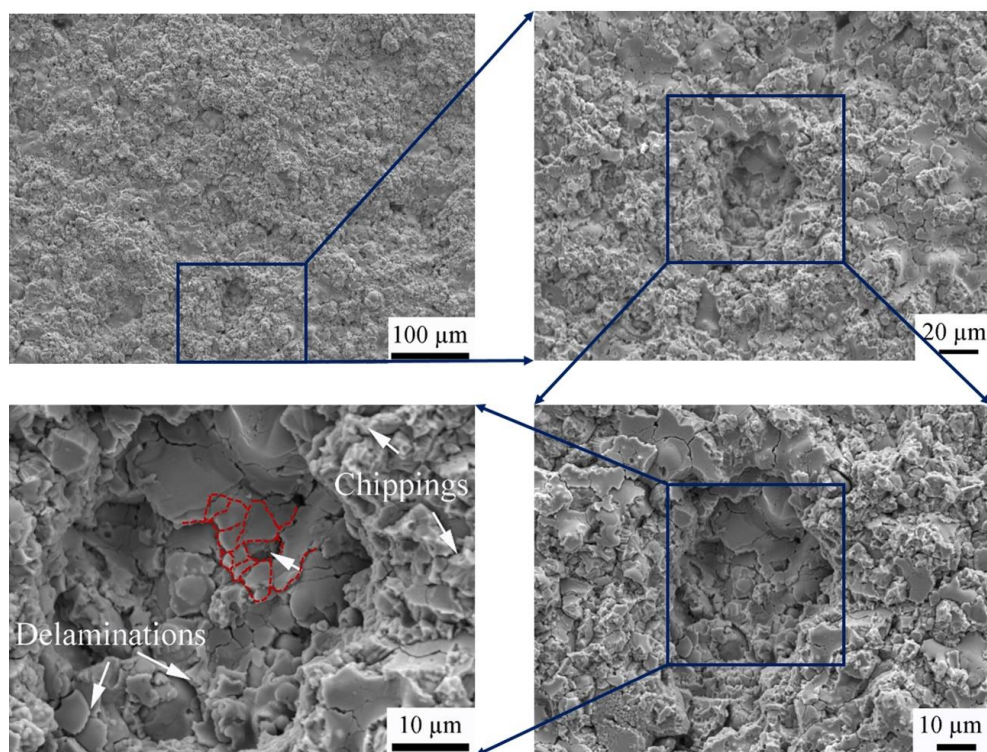
**Figure 4.24 :** Profil 3D de la surface a) avant et b) après le test de cavitation (durée de 120 min) du revêtement YSZ de référence

Des analyses complémentaires de la morphologie de surface par microscope électronique à balayage ont été effectuées (cf. [Figures 4.25, 26 et 27](#)). Le revêtement poli initialement avant le début de l'essai présente certains défauts initiaux, par exemple des cavités et des fissures observables sur la [Figure 4.25b](#). L'érosion par cavitation est un processus de dégradation entraînant la déformation des métaux ductiles et la croissance des fissures dans les matériaux céramiques. Ce phénomène se produit non seulement en surface, mais aussi en profondeur car l'énergie libérée par l'effondrement des bulles est transmise par des ondes de choc de plusieurs micromètres au-delà de la surface. Par conséquent, la perte de masse est amorcée lorsque le matériau de surface et le matériau sous-jacent atteignent une condition critique. Ces défauts initiaux à l'intérieur du revêtement YSZ jouent le rôle de fissures induites par déformation cyclique dans les matériaux massifs. Cela pourrait expliquer le fait qu'il n'y ait pas de périodes d'incubation pour les revêtements YSZ obtenus par projection thermique (cf. [Figure.4.23](#)). Lorsque les échantillons sont exposés au test d'érosion, ils sont soumis à une grande densité d'énergie conduisant à la génération de dommages de fragmentation de surface représentés sur la [Figure 4.26](#). Le revêtement contient des microfissures à l'intérieur d'une particule étalée et aussi à l'interface entre particules. Comme le revêtement est soumis à une forte pression par le test de cavitation, les microfissures initiales agissent comme des points de concentration des contraintes. Dans ces conditions, les fissures se

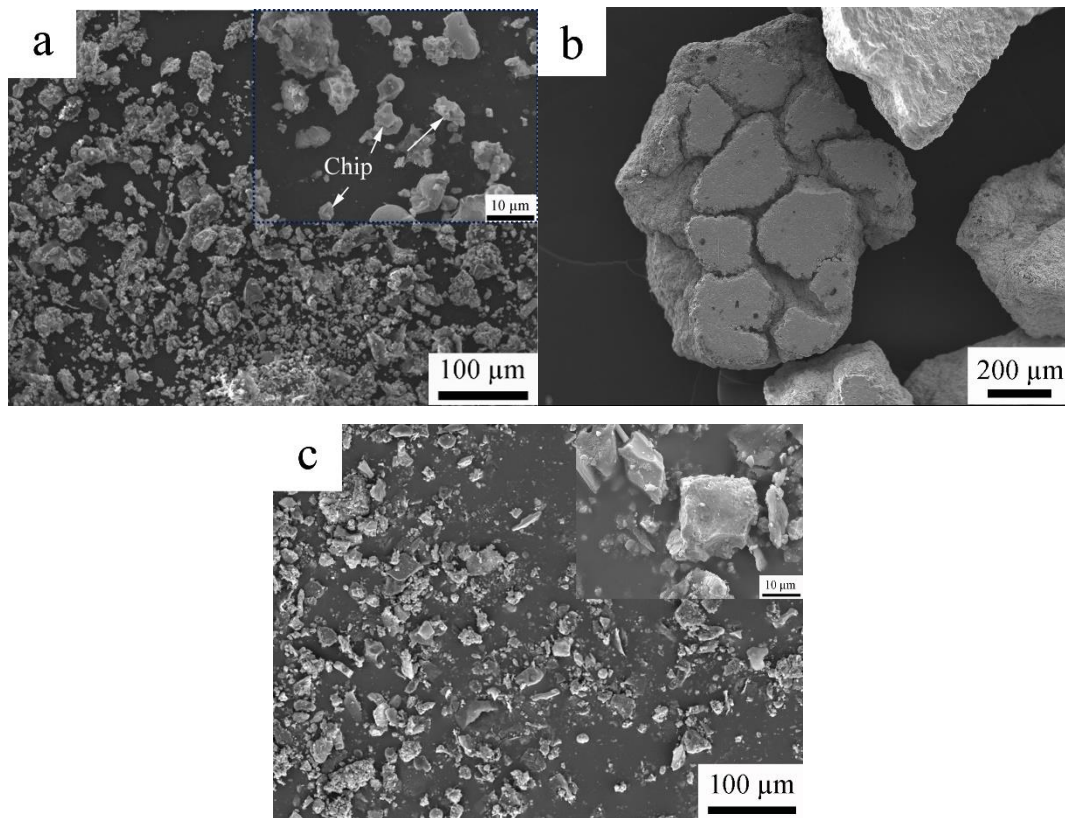
propagent et coalescent rapidement en fonction de la fragilité des revêtements YSZ. Dans une certaine mesure, certaines particules sont désarrimées et d'autres sont fragmentées en splats. La Figure 4.26 montre clairement que la forme de ces microfissures. Ceci est confirmé par les débris d'érosion collectés et observés représentées sur la Figure 4.27a avec une forme irrégulière et une taille de 2  $\mu\text{m}$  à 10  $\mu\text{m}$ .



**Figure 4.25 :** Morphologie de surface du revêtement YSZ avant le test d'érosion par cavitation (a) faible grossissement, (b) fort grossissement



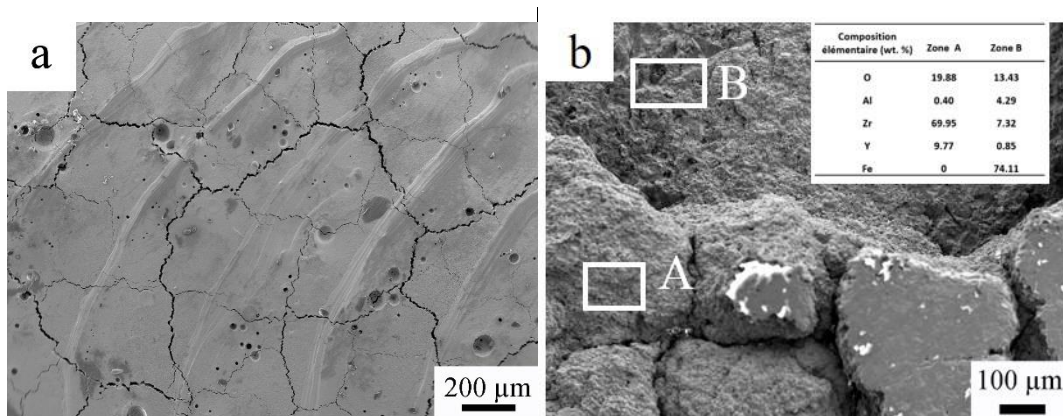
**Figure 4.26 :** Morphologie générale de surface des revêtements YSZ après le test de cavitation

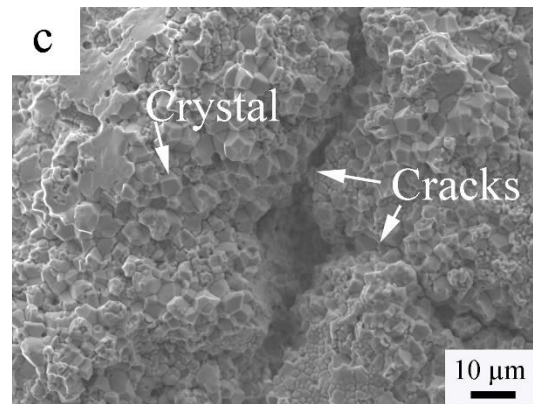


**Figure 4. 27 :** Débris d'érosion collectés sur la surface des revêtements YSZ a) de référence, b) refondus par laser et c) refondu par laser puis imprégné de résine époxy après le test de cavitation de 120 min

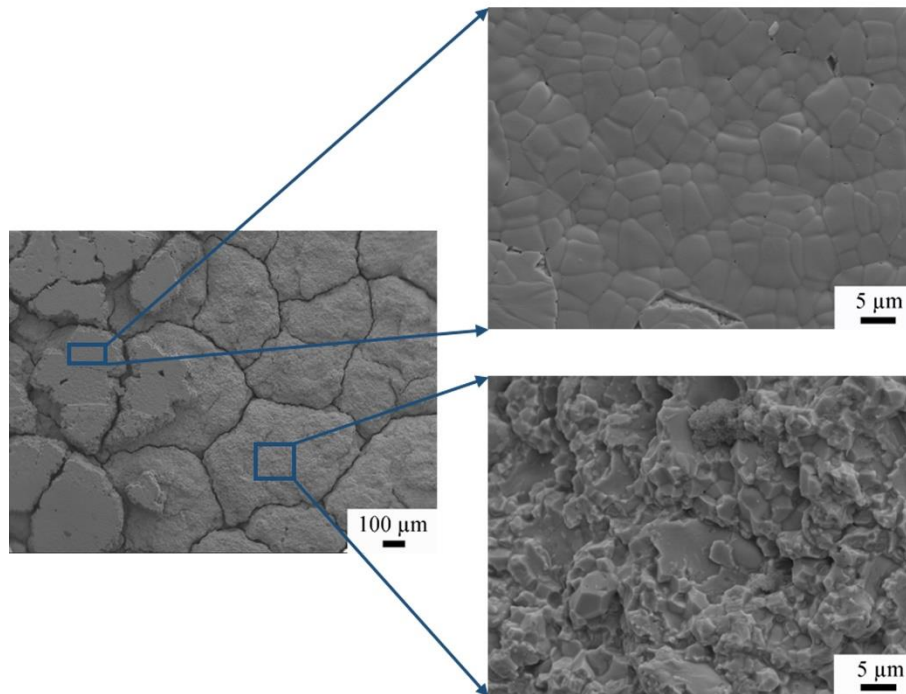
En ce qui concerne les échantillons refondus par laser, des tests d'érosion par cavitation ont été effectués dans les mêmes conditions. Comme mentionné précédemment, le processus de refusion laser produit une couche refondue dense ainsi que des fissures à l'intérieur des revêtements. Des fissures verticales sont observées dans le revêtement et des fissures transversales existent entre la couche refondue et la zone affectée par la chaleur du laser. Au cours du test de cavitation, la pénétration de l'eau dans les fissures se produit [28]. Initialement, certains éléments sont arrachés de façon inter granulaire à proximité des zones fissurées, comme cela est indiqué par la flèche de la Figure 4.28c. En plus de cela, on remarque qu'une partie de la couche refondue qui se compose de fissures transversales est également retirée du revêtement. Les éléments présents aux interfaces entre deux fissures oscillent en formant des fissures transversales entre les interfaces de substrat et de revêtement, ou une croissance de fissures transversales préexistantes entre la couche refondue et la zone affectée par la chaleur. Par conséquent, les échantillons après test sont délamés depuis

l'interface de la couche refondue et de la zone affectée par la chaleur, et même à partir de l'interface revêtement-substrat, comme le montre la [Figure 4.28b](#). Des analyses EDS montrent que des résultats différents pour les deux zones de la surface érodée par cavitation (cf. [Figure.28b](#)). La composition chimique de la zone B contient une grande quantité d'élément Fe. Il indique que les arrachements de matière dans cette zone sont effectués uniquement à partir de la surface du substrat en acier d'origine. Les débris sont montrés sur la [Figure 4.27b](#). Les pièces érodées ont une taille correspondant aux ilots de surface délimitées par les fissures. On peut conclure qu'ils ont été décollés de l'interface substrat-revêtement. Ces résultats correspondent à la perte de masse du revêtement refondu par laser sur la [Figure 4.23](#) et pourraient expliquer la perte de masse significative. Lorsque les fissures sont remplies d'époxy, l'oscillation des ilots est inhibée. Par conséquent, aucun arrachement de gros débris érodés n'est observé à partir du substrat sur la [Figure 4.29](#). De plus, la couche refondue résiste mieux à l'érosion par cavitation. La [Figure 4.29](#) confirme cette hypothèse. Après 120 min d'exposition il n'y a pas d'érosion de la surface de la couche refondue. Le principal mécanisme de dommage est la délamination de la couche refondue dû aux fissures transversales entre la couche refondue et le revêtement d'origine comme le montrent les fissures de la [Figure 4.28c](#). Cela semble contribuer à l'amélioration de la résistance à l'érosion par cavitation. Les mécanismes de dégradation des revêtements YSZ après refusion laser avec/sans imprégnation de résine époxy sont illustré sur la [Figure 4.30](#).

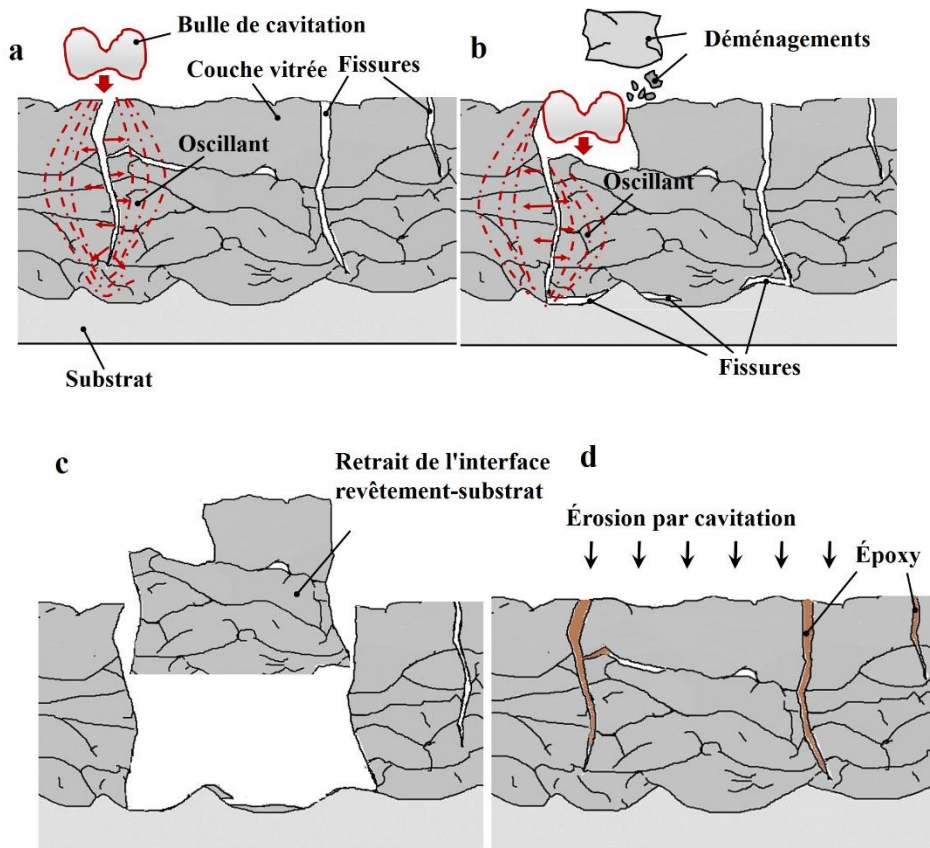




**Figure 4.28** : Morphologie de surface des revêtements YSZ refondu par laser a) avant et b) après le test de cavitation, ainsi c) après imprégnation époxy et test de cavitation (durée du test 120 min)



**Figure 4.29** : Surface érodée du revêtement YSZ refondu par laser puis imprégné d'époxy après 120 min de test



**Figure 4.30** : Schéma de l'érosion des revêtements YSZ refondu par laser a), b), c) sans et d) après imprégnation d'époxy

En d'autres termes, les fissures, en particulier les plus importantes verticalement induites par fusion laser, contrecarrent l'effet de la microstructure améliorée par la couche refondue dans des conditions de cavitation. Lorsque les fissures ont été comblées avec de l'époxy, cela empêche le détachement de gros blocs. La fine couche refondue par laser présentant moins de défauts internes contribue à la résistance à la cavitation améliorée par rapport au revêtement YSZ de référence. De plus, la viscoélasticité de l'époxy pourrait contribuer à absorber l'énergie de cavitation induite par l'effondrement des bulles favorisant l'amélioration de la résistance à la cavitation du revêtement YSZ refondu par laser puis imprégné d'époxy.

### **4.3 Étude de la résistance à l'érosion par cavitation du revêtement YSZ par VPS**

#### **4.3.1 Elaboration de la sous couche MCrAlY**

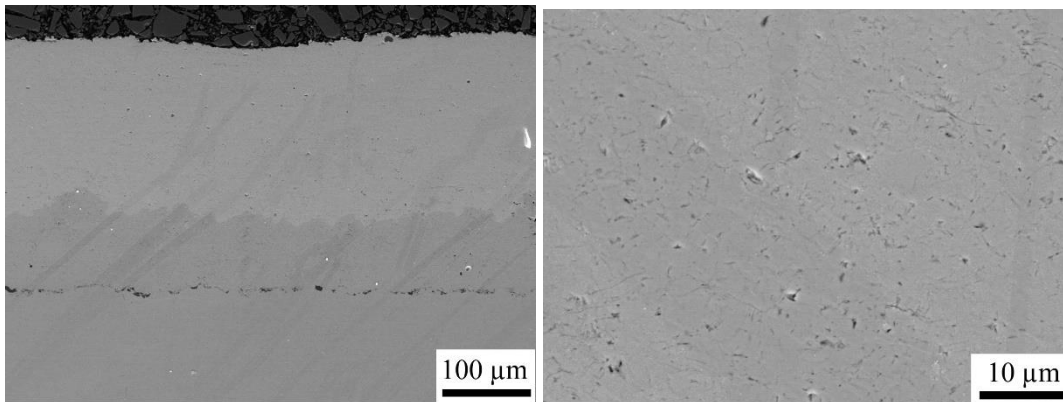
Une sous-couche de type CoCrAlY a été déposée au préalable sur les substrats avant la projection du revêtement YSZ de manière à minimiser les écarts des coefficients de dilatation et aussi d'augmenter l'adhérence du revêtement. C'est une méthode couramment utilisée, car elle permet de protéger le substrat contre l'oxydation à haute température au cours de la projection [29–31].

#### **4.3.2 Microstructures du revêtement VPS YSZ**

La [Figure 4.31a](#) montre la microstructure transversale du revêtement VPS. Le revêtement présente une épaisseur uniforme de 200  $\mu\text{m}$  environ. Une microstructure très dense avec une valeur de porosité inférieure à 1% a été obtenue. Le revêtement adhère bien à la sous couche à l'issue de la projection. Aucune fissure n'est observée aux interfaces entre le revêtement et la couche de liaison ni d'ailleurs à l'intérieur du revêtement lui-même. À plus fort grossissement (cf. [Figure 4.31b](#)), on constate que seulement très peu de pores de taille inférieure à 1  $\mu\text{m}$  sont visibles sur la section transversale du revêtement. Les interfaces entre les différentes particules étalées (splats) ne sont pas facilement identifiables. Seules quelques-unes d'entre elles peuvent être distinguées.

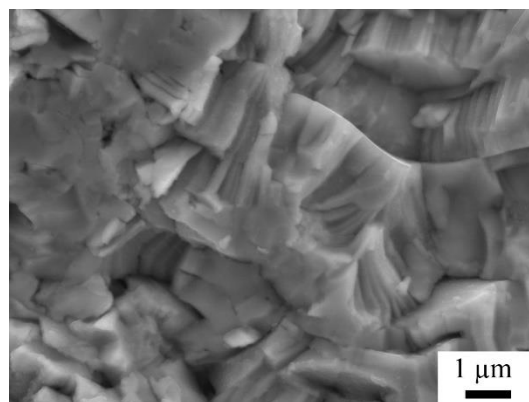
Le procédé VPS permet de travailler dans une atmosphère contrôlée et maintenue à basse pression, jusqu'à  $10^4$  Pa. L'interaction entre le jet plasma et l'environnement est par le fait réduite, ce qui entraîne que la température de dépôt plus élevée (de l'ordre de 700 °C). On considère alors que l'augmentation de la température de dépôt obtenue par la réduction de pression et l'environnement contrôlé favorise de manière significative la liaison inter-lamellaire dans ces revêtements céramiques [32–34]. Il a été trouvé qu'une température de liaison critique ( $T_c$ ) doit être atteinte pour former une liaison entre les particules projetées de céramique fondues par projection plasma et le substrat [35,36] et que dans ce contexte, une faible porosité et une forte adhérence sont obtenues grâce à l'augmentation forte de la vitesse des particules [37,38].





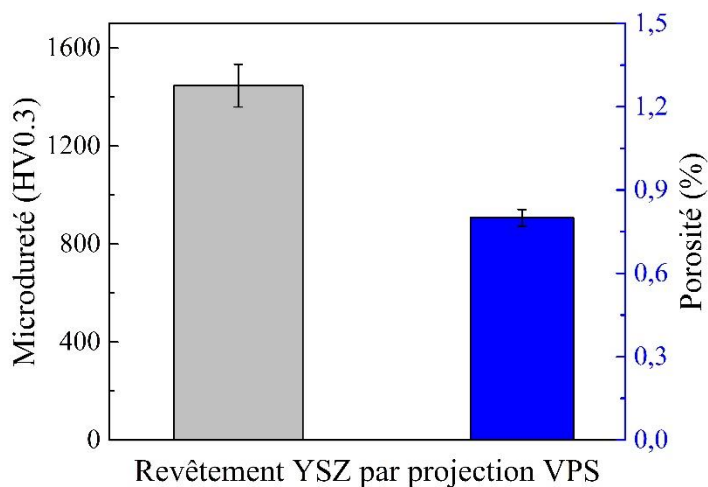
**Figure 4.31 : Morphologies transversales des revêtements VPS YSZ : a) vue globale et b) vue rapprochée**

Le faciès de fracture du revêtement est montré sur la [Figure 4.32](#). Les particules étalées adhèrent bien les unes aux autres. Aucune fissure inter-lamellaire n'est observée. Au cours de la projection VPS, la température des particules dans le jet et la température du dépôt sont augmentées. Les particules sont mieux chauffées et plus accélérées et donc une meilleure liaison à l'interface est alors rendue possible. En effet, au-delà de d'une température de dépôt supérieure à 650 ° C, les particules étalées YSZ peuvent former une liaison forte avec le substrat [35].



**Figure 4.32 : Faciès de fracture du revêtement VPS YSZ**

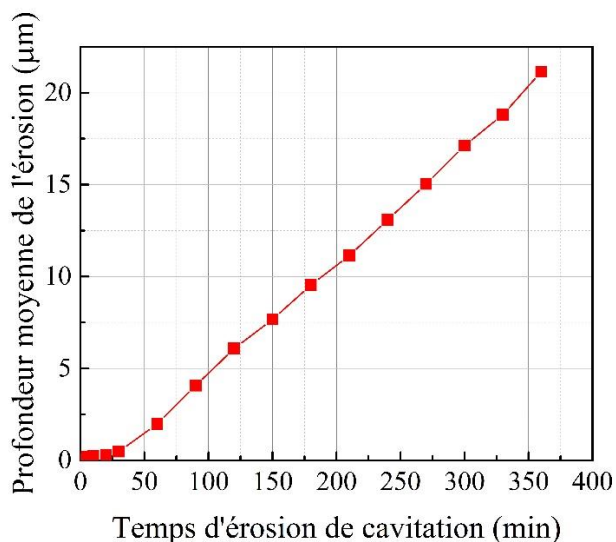
La [Figure 4.33](#) montre les valeurs de microdureté et de porosité du revêtement VPS YSZ. Le revêtement montre une microdureté très élevée de 1400 HV<sub>0.3</sub> qui est attribuée à la faible porosité de revêtement et à l'amélioration de la liaison inter-lamellaire entre les particules étalées.



**Figure 4.33 : Microdureté et porosité du revêtement VPS YSZ**

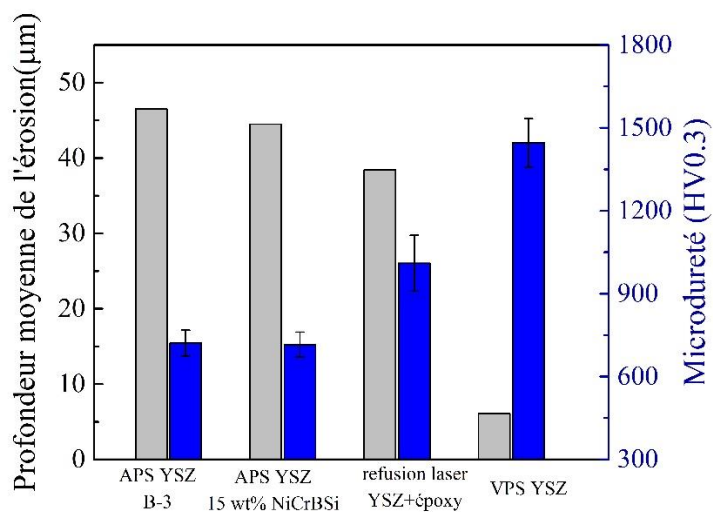
### **4.3.3 Résistance à l'érosion par cavitation du revêtement VPS YSZ**

La profondeur moyenne de l'érosion en fonction du temps d'exposition à l'érosion par cavitation est présentée sur la [Figure 4.34](#). Au cours des 30 premières minutes du test de cavitation (période d'incubation), on n'observe presque aucune perte de masse sur le revêtement. L'arrachement de matière se produit ensuite et augmente linéairement avec l'augmentation du temps d'érosion par cavitation. Après 360 min d'érosion par cavitation, la profondeur moyenne d'érosion atteint une valeur de 21  $\mu\text{m}$ . Si on compare ce résultat avec celui obtenu sur le revêtement YSZ réalisé par projection plasma APS sous air, l'arrachement de matière provoqué par des dommages de cavitation se produit immédiatement et des phénomènes de délamination ont lieu aux interfaces. La liaison inter-lamellaire est renforcée dans le revêtement VPS YSZ si bien que les dommages de cavitation ne se produisent pas aux interfaces entre particules étalées et cela entraîne une amélioration significative de la résistance à la cavitation. Après 120 min d'érosion par cavitation, le revêtement APS présente une profondeur moyenne d'érosion de 46  $\mu\text{m}$ , soit une valeur environ 8 fois plus élevée que celle du revêtement VPS YSZ.



**Figure 4.34 : Profondeur moyenne de l'érosion en fonction du temps lors de l'essai de cavitation**

La Figure 4.35 compare la microdureté et la profondeur moyenne d'érosion de quatre types de revêtements réalisés tout au long du travail de thèse.



**Figure 4.35 : Microdureté et profondeur moyenne de l'érosion par cavitation de quatre revêtements après 120 minutes de test**

Il semble que la résistance à l'érosion par cavitation soit liée à la microdureté des revêtements. Par rapport au revêtement pur APS YSZ et au revêtement composite YSZ-NiCrBSi, la résistance à l'érosion par cavitation du revêtement YSZ imprégné d'époxy et préalablement refondu par laser en surface est significativement améliorée. Cependant, la plus haute microdureté correspond au revêtement VPS YSZ (1400 HV<sub>0,3</sub>) en lien avec la meilleure résistance à la cavitation (profondeur d'érosion moyenne de 6 µm après 120 min d'érosion par cavitation).

Le [Tableau 5.1](#) se propose de résumer les caractéristiques de l'ensemble des revêtements base YSZ étudiés tout au long de ce travail : porosité, microdureté et profondeur moyenne d'érosion. On peut voir que pour le revêtement APS, la réduction de la porosité du revêtement contribue à l'augmentation du taux d'érosion de cavitation comme cela est observé sur les revêtements référencés A et B1. Le revêtement A présente une porosité de 8,8%, ce qui est beaucoup plus élevé que celui du revêtement B-1 qui n'est seulement que de 5,1%. Par conséquent, après seulement 60 min de cavitation, la profondeur moyenne d'érosion du revêtement A atteint 129 µm, alors qu'elle est de 54 µm pour le revêtement B-1 après 120 min de cavitation. L'ajout du matériau NiCrBSi dans la poudre YSZ est une approche efficace pour diminuer la porosité de ce revêtement composite. En ajoutant 25wt% de NiCrBSi, le revêtement composite présente une microstructure dense avec une valeur de porosité de 2,6%. Cependant, la résistance à la cavitation du revêtement composite n'est que légèrement améliorée par rapport au revêtement pur YSZ.

La refusion au laser produit une couche dense sur le dessus du revêtement YSZ avec une microstructure affinée mais cependant des fissures verticales et parallèles à l'intérieur du revêtement sont induites. Quand le revêtement est exposé à l'érosion par cavitation, les fissures se propagent rapidement et conduisent à des délaminages importants de l'interface revêtement-substrat. Après seulement 30 min de cavitation, la profondeur moyenne d'érosion du revêtement refondu par laser atteint 24 µm. Mais, lorsque les fissures du revêtement refondu par laser sont imprégnées d'époxy, ce revêtement composite céramique-époxy empêche la croissance des fissures et la coordination de la contrainte de cavitation. De plus, la couche refondu par laser raffinée est bénéfique et améliore la résistance à la cavitation. La profondeur moyenne de l'érosion est de 38 µm lorsqu'elle est exposée au test de cavitation pendant 120 min.

Comme nous l'avons déjà mentionné auparavant, la température de dépôt élevée et l'énergie cinétique acquises par les particules favorisent l'obtention d'une microstructure très dense (<1%) avec des interfaces entre particules améliorées. Ce revêtement VPS présente la valeur de

dureté la plus élevée de près de 1446 HV<sub>0,3</sub>. La résistance à l'érosion par cavitation du revêtement VPS YSZ est significativement améliorée. Ce revêtement révèle la meilleure performance de résistance contre l'érosion de cavitation parmi tous les revêtements. Après le même temps de cavitation test, la profondeur moyenne d'érosion du revêtement VPS YSZ est de 6 µm, soit entre 6 et 8 fois moins que celle des autres revêtements. Les résultats de l'érosion par cavitation de différents types de revêtements sont résumés dans le [Tableau 4.5](#).

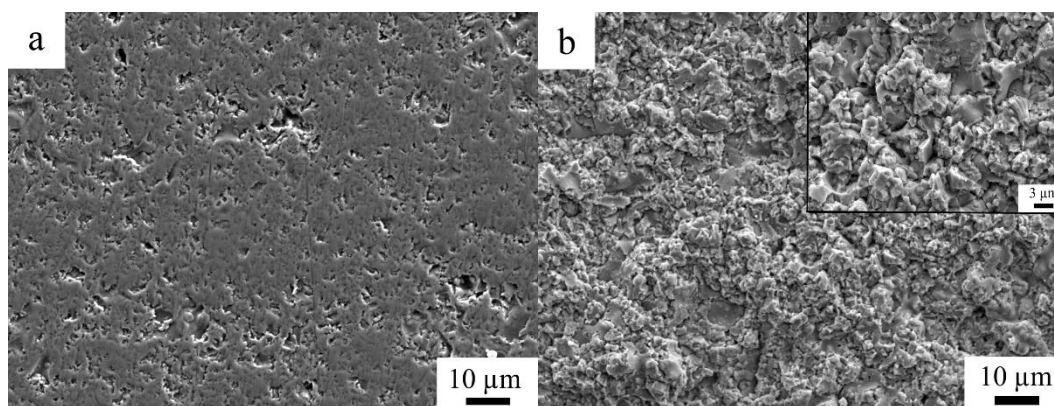
**Tableau 4.5 : Résumé des résultats expérimentaux de différents types de revêtements**

Revêtement	Porosité (%)	Microdureté (HV <sub>0,3</sub> )	Profondeur moyenne de l'érosion (µm) (120 min)
APS YSZ A	8,8±1,0	680±47	129 (60 min)
APS YSZ B-1	5,1±0,4	718±26	56
APS YSZ B-2	4,8±0,4	727±34	54
APS YSZ B-3	4,0±0,4	721±46	46
APS YSZ C	10,6±1,1	678±46	93 (60 min)
APS YSZ-5 wt% NiCrBSi	7,6±0,8	712±39	55
APS YSZ-15 wt% NiCrBSi	5,4±0,7	716±45	44
APS YSZ-25 wt% NiCrBSi	2,6±0,4	698±54	45
Laser remelted YSZ	--	1010±101	24 (30 min)
Laser remelted YSZ +epoxy	--	1010±101	38
VPS YSZ	0,8±0,0	1446±87	6

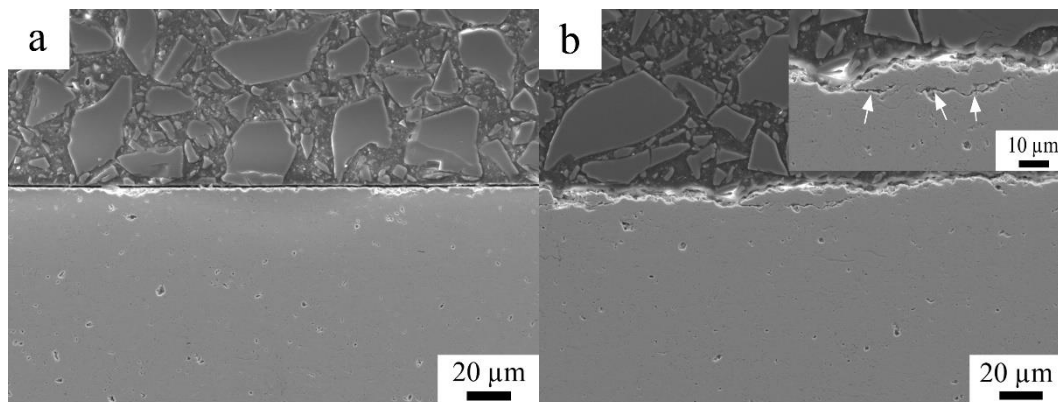
#### **4.3.4 Comparaisons de morphologies de surface et de section transversale avant et après le test d'érosion par cavitation**

Avant de conduire l'essai d'érosion par cavitation, la surface du revêtement VPS YSZ a été polie (cf. [Figure 4.36a](#)). Après une durée d'érosion de cavitation de 360 min, la surface est endommagée avec des morceaux cassés et l'enlèvement de matière. Pendant l'essai de cavitation, l'effondrement des bulles a exercé un fort jet d'eau avec une forte pression de choc. La pression induit des fissures et ensuite une rupture du revêtement YSZ. La fragmentation du revêtement se produit au sein des particules étalées ou aux interfaces (cf. [Figure 4.36b](#)).

On sait que l'érosion par cavitation est un processus de dégradation de surface avec élimination progressive du matériau. À partir des images en coupe du revêtement (cf. [Figure 4.37](#)), nous pouvons voir qu'avant l'érosion par cavitation, la surface de l'échantillon est lisse. Cependant après 6h de test de cavitation, les dégâts de cavitation sont visibles et la surface est maintenant rugueuse. Certaines fissures sont observées sous la surface endommagée (cf. [Figure 4.37b et c](#)). Cela indique que des dommages de cavitation se produisent non seulement sur la surface de l'échantillon, mais aussi en dessous. L'énergie d'effondrement des bulles pourrait alors être transférée sur plusieurs micromètres sous la surface, favorisant ainsi l'initiation et la propagation des fissures. Enfin, lorsque les fissures atteignent un état critique, des morceaux sont alors arrachés de la surface.



**Figure 4.36 : Morphologies de surface du revêtement VPS YSZ a) avant le test d'érosion par cavitation et b) après 6 h de cavitation**



**Figure 4.37 : Morphologies en coupe transversale du revêtement VPS YSZ a) avant le test d'érosion par cavitation et b) après 6 h de cavitation**

#### **4.4 Conclusions**

Enfin, concernant la consolidation des revêtements YSZ, l'incorporation du matériau NiCrBSi dans la matrice a été testée. Tout d'abord, le taux de porosités diminue de 7,6 à 5,4 puis 2,6% avec des apports à hauteur respectif de 5, 15 et 25 wt%. La phase tétragonale de YSZ a été identifiée dans les revêtements projetés et une présence plus élevée de  $\gamma$ -Ni a été détectée lorsque la fraction NiCrBSi a été augmentée. Aucune différence significative n'a été observée dans la microdureté des revêtements composites avec 5 et 15% en poids de NiCrBSi. Après une érosion de 120 min, des pertes importantes de 48 mg, 39 mg et 40 mg ont été mesurées pour les revêtements respectifs avec 5, 15 et 25 wt% de NiCrBSi. L'amélioration des performances de ces revêtements contre l'érosion par cavitation est attribuée aux microstructures composites plus denses produites par addition de la phase métallique. Cependant, au fur et à mesure que le contenu de NiCrBSi augmente vers une valeur critique, les détériorations issues de la cavitation sont susceptibles de se produire sur les interfaces entre lamelles YSZ et NiCrBSi, menant à une délamination préférentielle des lamelles NiCrBSi, ce qui entraîne des pertes de masse plus élevées lors de l'exposition à la cavitation.

Dans cette partie, différents paramètres de post-traitement laser sur des revêtements YSZ projetés par plasma ont été étudiés. Les études indiquent que le processus de refusion laser crée une couche refondue dense à la surface sur 50 µm d'épaisseur, ainsi que des fissures perpendiculaires et parallèles à la surface du revêtement. Avec l'augmentation de la densité

d'énergie linéaire du laser, la largeur du faisceau de traitement augmente tandis que la longueur des fissures est inchangée. On constate également que la profondeur de la couche de refusion laser est essentiellement liée à la durée de l'impulsion laser qu'à la vitesse de balayage et à la densité de puissance. Mais encore, l'influence de la température de préchauffage sur la microstructure du revêtement refondu par laser a été étudiée. Il s'avère que le processus de préchauffage améliore la qualité des revêtements de refusion laser, puisqu'il augmente l'épaisseur de couche refondue et réduit la largeur des fissures.

Le procédé VPS permet d'obtenir un revêtement YSZ très dense avec une valeur de porosité de 0,8% et une valeur de microdureté de 1446 HV0.3. La température de dépôt élevée et l'accélération des particules pendant la projection contribuent à la microstructure dense et améliorent la liaison inter-lamellaire. Après 6 h d'exposition à l'érosion par cavitation, la profondeur moyenne d'érosion du VPS YSZ est de 21  $\mu\text{m}$ . Grâce aux interfaces splat améliorées, l'utilisation du procédé VPS pour réaliser des revêtements YSZ présentant une excellente résistance à l'érosion par cavitation est à considérer. Après le même temps d'érosion par cavitation (120 min), la profondeur moyenne d'érosion du VPS YSZ est de 6  $\mu\text{m}$ , soit 6-8 fois moins que celle des autres revêtements YSZ.

La résistance à la cavitation de ces différents types de revêtement YSZ a été évaluée. Bien que la zircone partiellement yttrée massive présente d'excellentes performances contre l'érosion par cavitation [39], les différents défauts aux interfaces, les fissures, les fragments de lamelles et les pores rencontrés dans les revêtements de projection thermique réduisent considérablement leurs résistances. La refusion laser génère une couche refondue dense sur la surface du revêtement mais aussi des fissures à l'intérieur. Ces longues fissures verticales ont un effet négatif, car de grands morceaux de revêtement sont déchaussés de l'interface revêtement-substrat. Pour y remédier, une imprégnation des fissures du revêtement refondu par laser avec de la résine époxy augmente la résistance à l'érosion par cavitation.



## Références bibliographiques du chapitre 4

- [4-1] Serres N, Hlawka F, Costil S, Langlade C, Machi F. An investigation of the mechanical properties and wear resistance of NiCrBSi coatings carried out by in situ laser remelting. *Wear* 2011;270:640–9. doi:10.1016/J.WEAR.2011.01.025.
- [4-2] Lin MC, Chang LS, Lin HC, Yang CH, Lin KM. A study of high-speed slurry erosion of NiCrBSi thermal-sprayed coating. *Surf Coatings Technol* 2006;201:3193–8. doi:10.1016/J.SURFCOAT.2006.06.040.
- [4-3] Serres N, Hlawka F, Costil S, Langlade C, Machi F. Corrosion properties of in situ laser remelted NiCrBSi coatings comparison with hard chromium coatings. *J Mater Process Technol* 2011;211:133–40. doi:10.1016/J.JMATPROTEC.2010.09.005.
- [4-4] Kwok C., Man H., Cheng F. Cavitation erosion–corrosion behaviour of laser surface alloyed AISI 1050 mild steel using NiCrSiB. *Mater Sci Eng A* 2001;303:250–61. doi:10.1016/S0921-5093(00)01850-5.
- [4-5] CAI B, TAN Y, TAN H, JING Q, ZHANG Z. Tribological behavior and mechanism of NiCrBSi–Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coatings. *Trans Nonferrous Met Soc China* 2013;23:2002–10. doi:10.1016/S1003-6326(13)62689-8.
- [4-6] Planche MP, Liao H, Normand B, Coddet C. Relationships between NiCrBSi particle characteristics and corresponding coating properties using different thermal spraying processes. *Surf Coatings Technol* 2005;200:2465–73. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.08.224.
- [4-7] Fauchais P, Vardelle M, Goutier S. Latest Researches Advances of Plasma Spraying: From Splat to Coating Formation. *J Therm Spray Technol* 2016;25:1534–53. doi:10.1007/s11666-016-0435-3.
- [4-8] Fauchais P. Understanding plasma spraying. *J Phys D Appl Phys J Phys D Appl Phys* 2004;37:86–108. doi:10.1088/0022-3727/37/9/R02
- [4-9] Fauchais PL, Heberlein JVR, Boulos MI. *Thermal Spray Fundamentals*. Boston, MA: Springer US; 2014. doi:10.1007/978-0-387-68991-3.
- [4-10] Fauchais PL, Heberlein JVR, Boulos MI. Overview of Thermal Spray. *Therm. Spray Fundam.*, Boston, MA: Springer US; 2014, p. 17–72. doi:10.1007/978-0-387-68991-3\_2.
- [4-11] Herman H, Gerdeman DA, Hecht NL, Vardelle M, Vardelle A, Fauchais P, et al. Plasma Spray Deposition Processes. *MRS Bull* 1988;13:60–7. doi:10.1557/S0883769400063715.
- [4-12] Miguel J, Guilemany J, Vizcaino S. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes. *Tribol Int* 2003.

- [4-13] Yuping W, Pinghua L, Chenglin C, Zehua W, Ming C, Junhua H. Cavitation erosion characteristics of a Fe–Cr–Si–B–Mn coating fabricated by high velocity oxy-fuel (HVOF) thermal spray. vol. 61. 2007. doi:10.1016/j.matlet.2006.07.147.
- [4-14] Liu Z. Crack-free surface sealing of plasma sprayed ceramic coatings using an excimer laser. *Appl. Surf. Sci.*, vol. 186, North-Holland; 2002, p. 135–9. doi:10.1016/S0169-4332(01)00613-4.
- [4-15] Chwa SO, Ohmori A. Thermal diffusivity and erosion resistance of ZrO<sub>2</sub>-8 wt.% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings prepared by a laser hybrid spraying technique. *Thin Solid Films* 2002. doi:10.1016/S0040-6090(02)00533-3.
- [4-16] Ahmaniemi S, Vippola M, Vuoristo P, Mäntylä T, Cernuschi F, Lutterotti L. Modified thick thermal barrier coatings: Microstructural characterization. *J Eur Ceram Soc* 2004;24:2247–58. doi:10.1016/S0955-2219(03)00639-3.
- [4-17] Morks MF, Berndt CC, Durandet Y, Brandt M, Wang J. Microscopic observation of laser glazed yttria-stabilized zirconia coatings. *Appl Surf Sci* 2010;256:6213–8. doi:10.1016/j.apsusc.2010.03.143.
- [4-18] Lee JH, Tsai PC, Chang CL. Microstructure and thermal cyclic performance of laser-glazed plasma-sprayed ceria-yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Surf Coatings Technol* 2008;202:5607–12. doi:10.1016/j.surfcoat.2008.06.118.
- [4-19] Ahmadi-Pidani R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R, Jamali H. Improving the thermal shock resistance of plasma sprayed CYSZ thermal barrier coatings by laser surface modification. *Opt Lasers Eng* 2012;50:780–6. doi:10.1016/j.optlaseng.2011.12.007.
- [4-20] Jasmin KM, West DRF, Steen WM. Laser sealing of plasma-sprayed calcia-stabilized zirconia. *J Mater Sci Lett* 1988;7:1307–9. doi:10.1007/BF00719966.
- [4-21] Chwa SO, Ohmori A. Microstructures of ZrO<sub>2</sub>-8wt.% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings prepared by a plasma laser hybrid spraying technique. *Surf Coatings Technol* 2002;153:304–12. doi:10.1016/S0257-8972(01)01686-3.
- [4-22] Troczynski T, Yang Q, John G. Post-Deposition Treatment of Zirconia Thermal Barrier Coatings Using Sol-Gel Alumina. *J Therm Spray Technol* 1999;8:229–34. doi:10.1361/105996399770350458.
- [4-23] Ahmaniemi S, Vuoristo P, Mäntylä T, Gualco C, Bonadei A, Di Maggio R. Thermal cycling resistance of modified thick thermal barrier coatings. *Surf Coatings Technol* 2005;190:378–87. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.02.028.
- [4-24] Tsai PC, Hsu CS. High temperature corrosion resistance and microstructural evaluation of laser-glazed plasma-sprayed zirconia/MCrAlY thermal barrier coatings. *Surf Coatings Technol* 2004;183:29–34. doi:10.1016/j.surfcoat.2003.08.090.

- [4-25] Ghasemi R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R, Jamali H. Laser glazing of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Ceram Int* 2013;39:9483–90. doi:10.1016/j.ceramint.2013.05.066.
- [4-26] Tsai HL, Tsai PC, Tu DC. Characterization of laser glazed plasma sprayed yttria stabilized zirconia coatings. *Mater Sci Eng A* 1993;161:145–55. doi:10.1016/0921-5093(93)90485-W.
- [4-27] Tsai HL, Tsai PC. Laser Glazing of Plasma-Sprayed Zirconia Coatings. *J Mater Eng Perform* 1998;7:258–64. doi:10.1361/105994998770347990.
- [4-28] Ma D, Mostafa A, Kevorkov D, Jedrzejowski P, Pugh M, Medraj M. Water Impingement Erosion of Deep-Rolled Ti64. *Metals (Basel)* 2015;5:1462–86. doi:10.3390/met5031462.
- [4-29] Warnes BM. Improved aluminide/MCrAlX coating systems for super alloys using CVD low activity aluminizing. *Surf Coatings Technol* 2003;163–164:106–11. doi:10.1016/S0257-8972(02)00602-3.
- [4-30] Hocking MG. Coatings resistant to erosive/corrosive and severe environments. *Surf Coatings Technol* 1993;62:460–6. doi:10.1016/0257-8972(93)90284-U.
- [4-31] Marshall DB, Noma T, Evans AG. A Simple Method for Determining Elastic-Modulus-to-Hardness Ratios using Knoop Indentation Measurements. *J Am Ceram Soc* 1982;65:c175–6. doi:10.1111/j.1151-2916.1982.tb10357.x.
- [4-32] Xing Y-Z, Li C-J, Li C-X, Yang G-J. Influence of through-lamella grain growth on ionic conductivity of plasma-sprayed yttria-stabilized zirconia as an electrolyte in solid oxide fuel cells. *J Power Sources* 2008;176:31–8. doi:10.1016/J.JPOWSOUR.2007.10.031.
- [4-33] Pershin V, Lufitha M, Chandra S, Mostaghimi J. Effect of Substrate Temperature on Adhesion Strength of Plasma-Sprayed Nickel Coatings. *J Therm Spray Technol* 2003;12:370–6. doi:10.1361/105996303770348249.
- [4-34] Chraska T, King AH. Transmission electron microscopy study of rapid solidification of plasma sprayed zirconia — part I. First splat solidification. *Thin Solid Films* 2001;397:30–9. doi:10.1016/S0040-6090(01)01360-8.
- [4-35] Yao S-W, Li C-J, Tian J-J, Yang G-J, Li C-X. Conditions and mechanisms for the bonding of a molten ceramic droplet to a substrate after high-speed impact 2016. doi:10.1016/j.actamat.2016.07.057.
- [4-36] Yao S-W, Guan-Jun Yang B, Cheng-Xin Li B, Chang-Jiu Li B. Improving Erosion Resistance of Plasma-Sprayed Ceramic Coatings by Elevating the Deposition Temperature Based on the Critical Bonding Temperature. *J Therm Spray Technol* n.d.;27. doi:10.1007/s11666-017-0633-7.

- [4-37] Sidky PS, Hocking MG. Review of inorganic coatings and coating processes for reducing wear and corrosion. *Br Corros J* 1999;34:171–83. doi:10.1179/000705999101500815.
- [4-38] Singh H, Sidhu BS, Puri D, Prakash S. Use of plasma spray technology for deposition of high temperature oxidation/corrosion resistant coatings – a review. *Mater Corros* 2007;58:92–102. doi:10.1002/maco.200603985.
- [4-39] Stella J, Poirier T, Pohl M. Cavitation-erosion of 3Y-TZPs obtained at different sintering temperatures. *Wear* 2013;300:163–8. doi:10.1016/j.wear.2013.01.104.



## Conclusions générale et perspectives

L'objectif de cette thèse est d'étudier la résistance à l'érosion par cavitation des revêtements YSZ.

Après une étude bibliographique conséquente qui a permis de situer cette recherche dans son contexte d'application, des revêtements céramiques YSZ ont été fabriqués par projection plasma atmosphérique (APS) avec différentes tailles initiales de poudres et température de préchauffage des substrats. Différentes microstructures de dépôt ont été obtenues en fonction des conditions d'élaboration. Ces revêtements YSZ ont été soumis à l'érosion par cavitation référencé selon la norme ASTM G32. Des conclusions sont apparues permettant de mettre en évidence les influences des paramètres de travail. Aussi et de manière à mieux appréhender les mécanismes de cavitation, des réalisations d'écrasements de particules YSZ et 304SS ont été effectuées et une simulation de cavitation acoustique de type *Caflich* a été utilisée pour estimer la vitesse du jet d'eau et les contraintes exercées par l'effondrement des bulles sur la surface de l'échantillon. Les mécanismes de cavitation ont pu être approfondis.

Par la suite, une optimisation des revêtements YSZ par augmentation de leur résistance à la cavitation a été recherchée. Dans ce sens, des procédés différents ou connexes ont été utilisés :

- l'ajout de 5, 15 et 25 wt% de NiCrBSi dans la poudre initiale de YSZ pour diminuer la porosité du revêtement. Le revêtement composite a été fabriqué par APS.
- la refusion laser pour améliorer les interfaces entre les particules. La refusion laser produit une couche dense avec une microstructure raffinée sur le dessus du revêtement ainsi que de grandes fissures verticales à l'intérieur du dépôt. Les fissures ont donc été infiltrées avec de l'époxy.
- le procédé plasma sous vide (VPS) pour fabriquer le revêtement YSZ.

Dans le premier chapitre, nous avons recensé les phénomènes d'érosion par cavitation. Ces phénomènes et les mécanismes d'effondrement des bulles de vapeur ont été détaillés et observés en fonction des composants soumis à ces dégradations. Les matériaux et procédés actuellement disponibles pour lutter contre l'érosion par cavitation ont été exposés de manière suffisamment exhaustive pour bien cerner l'objectif de la thèse.

Le deuxième chapitre s'est intéressé à répertorier les matériaux, dispositifs et méthodes de caractérisation utilisés pour la fabrication des revêtements YSZ et l'évaluation de leurs performances mécaniques et en cavitation. Les procédés APS et VPS ont été retenus pour fabriquer les revêtements YSZ. L'essai d'érosion par cavitation a été réalisé à l'aide d'un dispositif de cavitation ultrasonique selon la norme ASTM G32. Les conclusions de ces essais révèlent que :

1. Les revêtements YSZ montrent une porosité variant de 4 à 10 % selon la poudre projetée et plus la poudre est de taille importante plus les revêtements sont poreux. Pour ces revêtements et après 60 min de test de cavitation, il ressort que des profondeurs moyennes d'érosion compris entre 130 et 46  $\mu\text{m}$  dépendent fortement du taux de porosité des revêtements. Au cours du test de cavitation, il a été observé un élargissement et profondeur croissante des pores initiaux. Cependant, il a été constaté aussi que le préchauffage du substrat permettait d'améliorer la densité et l'adhérence du revêtement, et que finalement cela conduisait à une augmentation de la résistance à la cavitation.

2. Les résultats de la modélisation numérique montrent que l'effondrement des bulles induit des pressions élevées à des endroits précis de la surface de l'échantillon, que le jet d'eau induit par l'effondrement des bulles frappe la surface solide de l'échantillon à une vitesse d'environ  $6 \times 10^3 \text{ m/s}$ , ce qui conduit à une pression locale instantanée d'environ 10 GP et que finalement les impacts de cavitation commencent à partir de la périphérie de l'échantillon et progressent ensuite vers le centre. Ce dernier résultat corrobore les conclusions de l'étude expérimentale réalisée sur les analyses des écrasements de particules YSZ et 304SS. Améliorer la liaison inter-lamellaire est crucial pour améliorer la résistance à la cavitation des revêtements obtenus par procédés de projection thermique.

3. L'ajout de quantité de matériau NiCrBSi dans la poudre YSZ favorise la diminution de la porosité du revêtement. Les revêtements composites YSZ-NiCrBSi présentent une porosité variant de 7,6 à 2,6 en fonction du pourcentage massique de NiCrBSi ajout ce qui se concrétise par une profondeur moyenne d'érosion comprise entre 55,5, 44,5 et 45,7  $\mu\text{m}$  après 120 min de test. Des microstructures composites plus denses améliorent la résistance à la cavitation du revêtement. Cependant, des dommages dus à la cavitation sont susceptibles de se produire sur les interfaces entre particule YSZ et particule NiCrBSi produisant une délamination préférentielle des particules de NiCrBSi. Cela

signifie qu'une faible adhérence des particules de NiCrBSi peut contrecarrer l'effet positif de la faible porosité provoquée par leur ajout.

4. Le procédé de refusion laser donne une couche refondue laser dense, mais génère des fissures perpendiculaires et parallèles à la surface du revêtement. Avec l'augmentation de la densité d'énergie du revêtement du laser, la largeur de la masse fondue augmente linéairement tandis que la longueur des fissures reste constante. On trouve également que la profondeur de la couche refondue au laser est plus sensible à la durée de l'impulsion laser que la vitesse de balayage et la densité de puissance. De plus, l'influence du processus de préchauffage du substrat sur la microstructure du revêtement refondu au laser a été étudiée intensivement, et le résultat indique que le processus de préchauffage améliore la qualité des revêtements refondus, car il élargit la couche refondue et réduit les fissures. Ces fissures produites par la refusion au laser ont finalement un effet négatif; la profondeur moyenne de l'érosion du revêtement YSZ refondu par laser atteint 24,7  $\mu\text{m}$  seulement après 30 min de test de cavitation. L'érosion par cavitation du revêtement refondu par laser et imprégné d'époxy est améliorée de manière significative avec une profondeur moyenne d'érosion de 38,4  $\mu\text{m}$  après 120 minutes de cavitation.

5. Un revêtement très dense peut être fabriqué avec le procédé VPS. La porosité du revêtement est inférieure à 1%. Le revêtement montre une micro-dureté d'environ 1400 HV0.3. La température de dépôt élevée en VPS peut améliorer la liaison inter lamellaire du revêtement. La profondeur moyenne des dégâts de cavitation est d'environ 20  $\mu\text{m}$  après 6 h de test de cavitation ce qui est la meilleure performance obtenue sur l'ensemble des revêtements testés. Il est également observé que les dommages de cavitation ne sont pas seulement sur la surface, mais apparaissent aussi à l'intérieur du revêtement à cause du transfert de l'énergie d'effondrement des bulles.

#### **En perspective à cette étude :**

1. Il serait intéressant de projeter par procédé VPS la zircone partiellement stabilisée YSZ à 3% et d'analyser finement la composition de phase du revêtement par la diffraction des rayons X pour étudier l'éventuelle transformation de phase induite par le



stress pendant l'érosion par cavitation. La résistance à la cavitation de 3YSZ serait ensuite comparée à celle de la zircone stabilisée à 8%.

2. Il serait important de caractériser la ténacité de tous les échantillons YSZ. La contrainte et l'adhésion devraient être mesurées. Une relation entre la ténacité, l'adhérence et la résistance à l'érosion par cavitation devrait alors être établie.

3. Il serait aussi pertinent de développer une méthode de simulation afin de calculer la répartition des contraintes sous les bulles de cavitation impactant la surface et de relier ces résultats pour expliquer les dommages de cavitation situés plus en profondeur dans le dépôt. Des mécanismes clairs sur les phénomènes de cavitation pourraient être présentés en combinant les deux approches, expérimentale et numérique.

## Abstract

In order to protect the hydraulic components from cavitation erosion phenomena, the parts are often coated by thermal spraying. Buck YSZ shows an excellent performance against cavitation erosion. However, the cavitation erosion resistance of YSZ coatings have vaguely been studied. Therefore, in this study, YSZ were manufactured with different thermal spraying processes and post-treated by laser remelting, then they were subjected to cavitation tests according to ASTM G32.

The YSZ coating was first manufactured by atmospheric plasma spraying (APS). Various sizes of YSZ powder and different preheating temperatures of the substrate were studied to observe their effect on the cavitation behavior of the samples. The acoustic cavitation simulation of the Caflisch type has been used to estimate the speed of the water jet and the stresses exerted by the collapse of the bubbles on the surface of the samples. The cavitation results of the two YSZ and 304SS coatings were also studied to discuss cavitation damage of a thermally sprayed coating.

Then in order to densify these samples, YSZ-NiCrBSi composite coatings containing from 5 to 25 wt% NiCrBSi in the mixture were manufactured with the APS process. The results of cavitation erosion show that low adhesion of NiCrBSi particles counterbalances the positive effect of decreasing porosity in these coatings. The YSZ coating was then post-treated by laser remelting and various laser parameters were tested to optimize their densification. It turns out that laser remelting produces a dense surface layer but also cracks inside the coatings. Exposed to the cavitation erosion test, it was observed significant removal of the remelted parts of the coating and, resulting in rapid mass loss. This is why epoxy has been used to infiltrate these cracks. The laser remelted and epoxy infiltrated coating exhibits a significant improvement in cavitation resistance. Finally, the vacuum plasma spraying method (VPS), which provides very dense coatings, was used to make the YSZ coating. A porosity coating of less than 1% was obtained. Due to the high temperature of the substrate during VPS projection, the interlamellar bonds are improved, contributing to a significant increase of cavitation resistance.

**Keywords:** cavitation, YSZ, NiCrBSi, plasma spraying, vacuum plasma spraying, laser remelting, numerical modelling

## Résumé

Afin de protéger les composants hydrauliques des phénomènes d'érosion par cavitation, les pièces sont très souvent revêtues par projection thermique. Parmi les matériaux qui présentent de bonnes performances contre cette forme d'érosion, certaines recherches, trop rares encore, relèvent les excellentes propriétés de la zircone stabilisée à 8 wt% yttrium (YSZ). C'est pourquoi, dans cette étude, des revêtements YSZ à 8 wt% ont été fabriqués avec différents procédés de projection thermique et post-traités par refusion laser puis ils ont été soumis aux tests de cavitation référencés selon la norme ASTM G32.

Le revêtement YSZ a tout d'abord été élaboré par projection plasma atmosphérique (APS). Différentes tailles de poudre YSZ et différentes températures de préchauffage du substrat ont été étudiées pour observer leurs effets sur la tenue en cavitation des échantillons. La simulation de cavitation acoustique de type Caflisch a permis d'estimer la vitesse du jet d'eau et les contraintes exercées par l'effondrement des bulles à la surface des échantillons. Les résultats en cavitation des deux revêtements YSZ et 304SS ont été étudiés et leurs mécanismes discutés.

Ensuite et afin densifier ces échantillons, des revêtements composites YSZ-NiCrBSi contenant de 5 à 25 wt% NiCrBSi dans le mélange ont été fabriqués avec le même procédé APS. Les résultats de l'érosion par cavitation montrent qu'une faible adhérence des particules de NiCrBSi vient contrebalancer l'effet positif de la diminution de la porosité dans ces revêtements. Le revêtement YSZ a été finalement post-traité par refusion laser et différents paramètres laser ont été testés pour optimiser leur densification. Il s'avère que la refusion au laser produit une couche refondue dense en surface mais aussi des fissures à l'intérieur des revêtements. Exposés au test d'érosion par cavitation, il a été observé des arrachements importants de la partie refondue du revêtement et un décollement à son interface, d'où une perte de masse rapide. C'est pourquoi, de l'époxy a été utilisée pour infiltrer ces fissures. Le revêtement refondu par laser et infiltré par époxy présente une amélioration significative de la résistance à la cavitation. Enfin, le procédé de projection de plasma sous vide (VPS) qui permet d'obtenir des revêtements très denses a été utilisé pour fabriquer le revêtement YSZ. Un revêtement de porosité inférieure à 1% a été obtenu. En raison de la température élevée du substrat pendant la projection VPS, les liaisons inter lamellaires sont améliorées, contribuant à augmenter significativement la résistance à la cavitation.

**Mots-clés:** cavitation, YSZ, NiCrBSi, projection plasma, projection plasma sous vide, refusion laser, modélisation numérique

# SPIM

■ École doctorale SPIM - Université de Technologie Belfort-Montbéliard  
F - 90010 Belfort Cedex ■ tél. +33 (0)3 84 58 31 39  
■ [ed-spim@univ-fcomte.fr](mailto:ed-spim@univ-fcomte.fr) ■ [www.ed-spim.univ-fcomte.fr](http://www.ed-spim.univ-fcomte.fr)

