



**HAL**  
open science

# Contribution à l'optimisation des revêtements des moules de fonderie : application aux outillages de coulée centrifuge

Gabriel Diaconu

► **To cite this version:**

Gabriel Diaconu. Contribution à l'optimisation des revêtements des moules de fonderie : application aux outillages de coulée centrifuge. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Institut National Polytechnique (Toulouse), 2004. Français. NNT : 2004INPT037G . tel-04602173

**HAL Id: tel-04602173**

**<https://hal.science/tel-04602173v1>**

Submitted on 5 Jun 2024

**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.

DOCTORAT DE L'I.N.P.T.

Spécialité: Matériaux - Structure - Mécanique

**DIACONU Gabriel**

Laboratoire: Centre de recherche Outillages Matériaux et Procédés (**CROMeP**)

Titre de la thèse: **Contribution à l'optimisation des revêtements des moules de fonderie – application aux outillages de coulée centrifuge**

Soutenue le:

8 Décembre 2004

Directeur de thèse: Farhad REZAI-ARIA

Co-directeur : Gilles DOUR

---

<u>JURY</u> :	M . J.J Serra	Directeur centre de recherche DGA.....	Rapporteur
	M . P. Dufrenoy	Professeur U. Techn. de Lille.....	Rapporteur
	M . A. Andrieu	Professeur INPT .....	Examineur
	M . F. Rezai Aria	Professeur EMAC .....	Examineur
	M . G. Dour	MA EMAC .....	Examineur
	M . D. Girardin	Docteur Ing R&D St Gobain PAM.....	Examineur

---

## MOTS CLES :

Thermal barrier, mechanical screening, thermal stresses, FGM, centrifugal casting

## RESUME :

L'objet de ce travail est d'améliorer la durée de vie des coquilles de centrifugation des tuyaux en fonte. Leur paroi interne est soumise à des flux thermiques intenses (de l'ordre de quelques MW/m<sup>2</sup>) durant plusieurs secondes. L'utilisation d'un dépôt céramique et / ou métallique est envisagée pour assurer la protection de cette surface. Afin d'évaluer l'intérêt des revêtements, notamment les dépôts obtenus par projection thermique et par soudure, nous développons une méthode d'évaluation de flux thermique par méthode inverse à partir des enregistrements de températures des coulées expérimentaux. Nous analysons le comportement thermo-élastique de bi-matériaux en fonctions des paramètres comme : le rapport des conductivités thermiques des deux matériaux, le rapport des coefficients de dilatation thermique, le rapport de module de Young, la résistance thermique de contact et l'épaisseur de revêtements. Nous avons essayé d'optimiser le revêtement pour deux effets recherchés : l'écran thermique pour protéger le substrat et l'écran thermo-mécanique pour assurer l'intégrité de l'assemblage.

Nous tirons de la littérature, mesurons ou estimons les données nécessaires au calcul du champ de température et de contrainte dans un tel essai, à savoir, pour l'acier 20CD10, CuCrZr, Silk 414, Silk 34, Silk 113, ZrO<sub>2</sub>, NiCrAlY, WCCo, NB, la conductivité thermique, la chaleur massique, la diffusivité thermique, le coefficient de dilatation thermique, le module d'Young et la limite d'élasticité.

Nos démarches nous ont permis de tracer des chartes pour faciliter le choix des revêtements pour un substrat donné.

*A mon épouse Florentina,  
A ma Mère, mon Père et mon Frère*



Aucun travail n'est possible dans l'isolement. Les rencontres, les conseils et les encouragements constituent des aides précieuses souvent décisives. C'est pourquoi je tiens à remercier ici tous ceux qui ont contribué à ce travail parfois sans le savoir ou du moins sans mesurer la portée de leur influence.

Je souhaite tout d'abord remercier Monsieur le Professeur Farhad REZAI-ARIA, de m'avoir accueilli parmi ses élèves, et d'avoir ainsi bien voulu partager avec moi sa passion pour la recherche. La rigueur du raisonnement, le refus de toute idée préconçue, la remise en question perpétuelle même de ce qui semble établi, demeure à mes yeux les points forts de son enseignement et de ses directions de recherche. Cette thèse lui doit beaucoup.

Je suis très reconnaissant à Monsieur Jean - Jaques SERRA, Directeur de centre de recherche de la DGA situé à Odeillo - Font Romeu, qui a bien voulu accepter de faire partie de ce jury et de faire un rapport sur mon travail.

Je remercie grandement Monsieur le Professeur Philippe DUFRENOY, Université de Sciences et Technologies de Lille, qui a bien voulu accepter de faire partie de ce jury et de faire un rapport sur mon travail.

Je tiens à remercier Monsieur le Professeur Eric ANDRIEU, Responsable de l'axe de recherche "Transformations de phase" au laboratoire CIRIMAT INP Toulouse, qui malgré ses responsabilités a bien voulu s'intéresser à mon travail et présider ce jury.

Je suis extrêmement reconnaissant à Monsieur Gilles DOUR, Maître Assistant CROMEP, Ecole des Mines d'Albi - Carmaux, d'avoir bien voulu partager avec moi ses réflexions sur le comportement des matériaux, en particulier en ce qui concerne la fonderie. Je le remercie aussi pour ses avis, sa bienveillance au cours de mes recherches, sa grande disponibilité, et sa participation à ce jury.

Je suis extrêmement reconnaissant à Monsieur Denis Girardin, Docteur Ingénieur R&D St Gobain PAM, pour ses conseils avisés au cours de mes recherches, et sa participation à ce jury.

Tous les chercheurs connaissent des périodes de doute, dans ces moments le soutien discret d'une famille est essentiel. Je remercie pour cela mon épouse Florentina, mes parents et mon frère Daniel.

Des solides amitiés sont aussi un refuge et une force. Un grand merci donc à mes amis Alexandre Martinier et Carol Goalard pour nos nombreuses discussions et pour leurs encouragements.

Pour leur aide, pour les discussions que j'ai pu avoir avec eux, je remercie Christine Arancet, Esthere Ramirez, Christine Boher, Pascale Lamesle, Serge Tovar, Fabrice Rossi... que ceux que j'oublie ici me pardonnent.

## Sommaire:

Introduction .....	17
1. <i>Introduction à l'étude</i> .....	21
1.1. L'implication industrielle de l'étude .....	22
1.1.1. Installation de coulée par centrifugation horizontale [10].....	22
1.1.1.1. La machine à centrifuger.....	23
1.1.1.2. Les coquilles de centrifugation.....	23
1.1.1.3. Le système d'alimentation.....	25
1.1.1.4. Le système d'extraction .....	25
1.1.2. Fabrication d'un tuyau .....	26
1.1.2.1. Inspection et essais sur les tuyaux .....	28
1.1.3. Position du problème industriel, choix des matériaux.....	28
1.1.3.1. L'ovalisation .....	29
1.1.3.2. Le faïençage .....	29
1.1.3.3. La fissuration.....	30
1.1.4. L'enjeu industriel.....	31
1.1.4.1. Synthèse des travaux réalisés au CRD de Saint Gobain PAM .....	32
1.2. Les procédés utilisés pour obtenir des recharges.....	40
1.2.1. Le dépôt par voie humide .....	41
1.2.2. La déposition par la voie sèche .....	44
1.2.2.1. Projection Thermique .....	44
1.2.2.2. Rechargement par soudure [46] .....	46
1.2.2.3. Dépôts chimiques en phase vapeur CVD [25] .....	47
1.2.2.4. Dépôts physiques en phase vapeur PVD [25].....	50
1.3. Techniques expérimentales et modèles appliquées aux revêtements.....	53
1.4. Méthode préconisée pour aborder cette étude .....	62
2. <i>Mesures expérimentales</i> .....	65
2.1. Mesures de température.....	66
2.2. Techniques pour déterminer les propriétés physiques des rechargements massifs et des revêtements fins.....	81
2.2.1. Techniques pour déterminer les propriétés mécaniques des matériaux solides	81



2.2.1.1.	Module d'élasticité [85-87].....	81
2.2.1.2.	Essai de traction.....	82
2.2.1.3.	Essai de dureté .....	83
2.2.1.4.	Mesures des contraintes résiduelles .....	91
2.2.1.5.	Essai de dilatation thermique .....	101
2.2.2.	Techniques pour déterminer les propriétés thermiques des matériaux solides	102
2.2.3.	Les mesures de résistance thermique de contact (RTC) entre deux solides	112
2.2.3.1.	Définition de la RTC .....	112
2.2.3.2.	Dispositif expérimental de mesures de la RTC .....	113
2.2.3.3.	Les échantillons testés et les résultats.....	115
2.3.	Synthèse.....	117
3.	<i>Modélisation des problèmes thermo-mécaniques de l'étude</i> .....	119
3.1.	Modélisation thermique.....	120
3.1.1.	Modélisation thermique directe d'une coquille mono-matériau .....	120
3.1.1.1.	Schématisation par les quadripôles thermiques [171].....	120
3.1.1.2.	Calcul thermique d'un cas mono-matériau .....	123
3.1.2.	Modélisation thermique directe d'une coquille bi-matériau .....	124
3.1.2.1.	Calcul thermique dans l'épaisseur de "matériau 1" .....	127
3.1.2.2.	Calcul thermique dans l'épaisseur de "matériau 2" .....	128
3.1.3.	Modélisation thermique d'une coquille multi-matériaux .....	130
3.1.3.1.	Calcul thermique dans le "matériau i".....	132
3.1.4.	Modélisation d'un problème inverse .....	133
3.2.	Modélisation thermomécanique .....	136
3.2.1.	Modélisation thermomécanique de la coquille mono-matériau. ....	136
3.2.2.	Modélisation thermomécanique de la coquille bi-matériaux.....	137
3.2.3.	Modélisation thermomécanique de coquille multi-matériau. ....	140
3.3.	Principe de l'adimensionalisation .....	144
3.3.1.	Normalisation dans le cas du cylindre mono-matériau: .....	144
3.3.2.	Normalisation dans le cas des cylindres bi-matériau .....	147
3.4.	Développement informatique .....	151
4.	<i>Discussion</i> .....	153
4.1.	Application du modèle bi-matériaux.....	155

4.1.1. Cas d'étude bi-matériaux cuivre/acier .....	155
4.1.1.1. Modélisation thermomécanique pour le cas bi-matériaux .....	160
4.1.2. Cas d'étude bi-matériaux avec recharges métalliques .....	170
4.1.2.1. Les évolutions des températures .....	173
4.1.2.2. Les évolutions des contraintes radiales $\sigma_{rr}$ .....	174
4.1.2.3. Les évolutions des contraintes ortho-radiales ( $\sigma_{\theta\theta}$ ) .....	177
4.2. Le calcul thermomécanique pour le cas d'une coquille céramique .....	181
4.2.1. Le cas d'étude $ZrO_2/NiCrAlY$ .....	181
4.3. Les résultats de l'adimensionalisation pour le cas bi-matériaux .....	190
5. <i>Conclusions et perspectives</i> .....	197
6. <i>Bibliographie</i> .....	203
7. <i>Annexe</i> .....	213
Annexe 1. Géométrie de la coquille expérimentale .....	215
Annexe 2. Procédées de déposition thermique.....	216
Annexe 3. Les types des capteurs thermiques.....	222
Annexe 4. Estimation de l'état des contraintes résiduelles après les tests de fatigue thermique.....	227

### **Index des Figures**

Figure 1.1. Schéma d'une installation de centrifugation [10].....	23
Figure 1.2. Microstructure bainitique de la coquille .....	24
Figure 1.3. Profil de la surface après le martelage. [10] .....	24
Figure 1.4. Schéma du système de coulée pendant la phase de remplissage de moule [10]	25
Figure 1.5. Le schéma d'une demi-coquille suivant son axe de symétrie [10] .....	25
Figure 1.6. Schéma du système d'extraction du tuyau [10] .....	25
Figure 1.7. Aspect micrographique de la fonte à graphite sphéroïdal.....	26
Figure 1.8. L'empreinte dû réseau bidimensionnel de fissures observable sur la surface externe d'un tuyau .....	29
Figure 1.9. Le cycle thermique schématisé sur la surface interne de la coquille [10] .....	30
Figure 1.10. Le bout uni d'une coquille après le décriçage [10] .....	32
Figure 1.11. Réseau de faïençage sur une coquille [10].....	33
Figure 1.12. Histogramme des profondeurs de fissures ( $\bar{d} = 4.19$ mm) [10] .....	33

Figure 1.13. Réseau de faïençage fin [10] .....	34
Figure 1.14. Aspect d'une fissure du réseau principal vu en coupe [10] .....	34
Figure 1.15. Fissure transgranulaire [10] .....	35
Figure 1.16. L'installation de coulée centrifuge expérimentale schématisée [10].....	38
Figure 1.17. Evolution du coefficient d'échange tuyau coquille pour deux coefficients de trempe [22].....	40
Figure 1.18. Représentation schématique d'un magnétron [49].....	52
Figure 1.19. Etat des surfaces après les tests en LCF et HCF [55] .....	54
Figure 1.20. Les domaines d'endommagement en fonction du gradient thermique [51].....	55
Figure 1.21. Progression de l'endommagement des revêtements par la formation et croissance d'une couche d'alumine à l'interface entre PSZ et le liant [60].....	56
Figure 1.22. Exemple d'un élément Voronoi [65, 66] .....	57
Figure 1.23. Exemple des éléments hexagonaux [67, 68] .....	58
Figure 1.24. Optimisation d'un revêtement pour résistance thermique [79] .....	62
Figure 1.25. Optimisation d'un revêtement pour résistance thermique [80] .....	62
Figure 1.26 .Le schéma des différentes étapes de l'étude.....	63
Figure 2.1. L'estimation du temps de réponse d'un thermocouple [81] .....	68
Figure 2.2. Types de jonction pour les thermocouples engainés .....	68
<i>Figure 2.3. L'évolution du temps de réponse intrinsèque d'un thermocouple en fonction du diamètre et du positionnement de la soudure chaude [81] .....</i>	<i>68</i>
Figure 2.4.Exemplification schématique des trois effets qui influencent la mesure [82].....	69
Figure 2.5. Chemins suivis pour réaliser l'implantation des thermocouples .....	72
Figure 2.6. Profondeurs d'implantation des thermocouples .....	72
Figure 2.7. Capteur thermique proposé .....	73
Figure 2.8. Profil des températures enregistrées sur une coquille en acier ; emplacement des thermocouples radial.....	74
Figure 2.9. Profil des températures enregistrées sur une coquille en acier ; emplacement des thermocouples tangentiel .....	74
Figure 2.10. Profil des températures enregistrées sur une coquille en cuivre ; emplacement des thermocouples radial .....	75
Figure 2.11. Profil des températures enregistrées sur une coquille en acier ; emplacement des thermocouples tangentiel .....	75
Figure 2.12. Influence de mode d'implantation .....	76

Figure 2.13. Influence du positionnement du premier thermocouple sur le calcul de flux thermique, instrumentation tangentielle .....	76
Figure 2.14. Le type de thermocouple utilisé pour mesurer les températures [9] .....	77
Figure 2.15. Emplacement des thermocouples.....	77
Figure 2.16. Thermocouple débouchant à la surface de la coquille revêtue NB/WCCo .....	78
Figure 2.17. Profil des températures enregistrées sur coquille revêtue NB/WCCo.....	78
Figure 2.18. Profil des températures enregistrées avec coquille revêtue NB/WCCo .....	79
Figure 2.19. Coefficient d'échange à l'interface fonte / coquille pour la coquille revêtue NB/WCCo .....	80
Figure 2.20. Prélèvement des échantillons .....	82
Figure 2.21. La géométrie des éprouvettes utilisées .....	83
Figure 2.22. Exemple de courbe d'indentation [88].....	84
Figure 2.23. Modèles de comportement des dépôts et de substrat pendant l'indentation [89] .....	85
Figure 2.24. Géométrie des tests Vickers et Berkovich [97] .....	88
Figure 2.25. L'influence des irrégularités surfacique et des pores [98] .....	89
Figure 2.26. Géométrie d'échantillon utilisé pour les essais d'indentation.....	90
Figure 2.27. L'évolution de la charge avec le déplacement pendant des essais d'indentation .....	90
Figure 2.28. L'évolution du module d'Young évalué au cours des essais d'indentation .....	91
Figure 2.29. Définition du repère de mesure en diffraction X.....	94
Figure 2.30. Loi de $\sin^2 \psi$ .....	94
Figure 2.31. Aspect de la surface après l'électropolissage .....	96
Figure 2.32. Profil de la contrainte résiduelle radiale en fonction l'épaisseur .....	97
Figure 2.33. L'évolution de la contrainte résiduelle sur la direction Z suivant l'épaisseur .....	97
Figure 2.34. L'évolution de la contrainte résiduelle ortho-radiale suivant l'épaisseur .....	98
Figure 2.35. Déformation de la demi coquille lors de la coupe .....	98
Figure 2.36. Emplacement des jauges de contrainte.....	99
Figure 2.37. Les éléments d'une jauge de contrainte [111] .....	99
Figure 2.38. Schéma de principe du fonctionnement du dilatomètre différentiel [112].....	101
Figure 2.39. Schéma de principe du fonctionnement du dilatomètre [113] .....	102
Figure 2.40. Schéma de principe du microscope photothermique [162].....	107

Figure 2.41. « BAPTEM », Banc d'Analyse des Propriétés Thermiques à l'Echelle Microscopique [162]..... 108

Figure 2.42. Principe de la mesure par fonction de transfert, allure des courbes de déphasage [162] ..... 109

Figure 2.43. Principe de la mesure par distribution spatiale, allure des courbes de déphasage [162]..... 109

Figure 2.44. Mesure de la diffusivité pour 20CD10 par photoréflexion modulée (à gauche : positionnement à un offset  $D = 6 \mu\text{m}$  ; à droite : l'évolution de la phase avec la fréquence et comparaison avec une courbe théorique pour  $1,019 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ )..... 110

Figure 2.45. La variation de la phase avec la fréquence pour différents offset (cas WCCo) 111

Figure 2.46. La variation de la phase avec la fréquence pour différents offset (cas NB) ..... 111

Figure 2.47. La définition de la résistance thermique de contact entre deux solides en régime permanent et contact statique [164]..... 112

Figure 2.48. Schéma de dispositif expérimental de Saint-Gobain PAM..... 114

Figure 2.49. Schéma du fluxmètre de CRD de Saint-Gobain PAM..... 114

Figure 2.50. Prélèvement et équipement d'un échantillon ..... 115

Figure 3.1. Représentation géométrique du modèle mono-matériau ..... 120

Figure 3.2. Le problème de transfert thermique pour le cas mono-matériau..... 123

Figure 3.3. Représentation géométrique du modèle bi-matériau ..... 125

Figure 3.4. Le problème de transfert thermique dans le "matériau 1" ..... 127

Figure 3.5. Le problème de transfert thermique dans le "matériau 2" ..... 128

Figure 3.6. Représentation géométrique du modèle bi-matériau ..... 130

Figure 3.7. Le problème de transfert thermique dans le "matériau i" ..... 132

Figure 3.8. L'évolution de flux thermique évaluée avec une méthode inverse ( $\text{ZrO}_2 / \text{NiCrAlY} / 20\text{CD}10$ ) ..... 135

Figure 3.9. L'évolution de flux thermique évaluée avec une méthode inverse ( $\text{NB} / \text{WCCo} / 20\text{CD}10$ ) ..... 135

Figure 3.10. L'équilibre mécanique au voisinage de l'interface (cas bi-matériaux) ..... 138

Figure 3.11. La contrainte thermique  $\sigma_{\theta\theta}$  à la surface sollicitée thermiquement d'un cylindre [182]..... 146

Figure 3.12. Logiciel THERMOSTRESS – choix de géométrie et de model ..... 151

Figure 3.13. Logiciel THERMOSTRESS – choix de sollicitation thermique ..... 151

Figure 3.14. Logiciel THERMOSTRESS – représentation graphique des résultats ..... 152

---

Figure 4.1. L'évolution de la température avec le temps pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre, $R_c=10^{-5}m^2K/W$ .....	156
Figure 4.2. L'évolution de la température avec le temps pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier, $R_c=10^{-5}m^2K/W$ .....	156
Figure 4.3. L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre pendant le chauffage (0 à 5s).....	157
Figure 4.4. L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier pendant le chauffage (0 à 5s) .....	158
Figure 4.5. L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre après le chauffage (de 5 à 60s).....	158
Figure 4.6. L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier après le chauffage (de 5 à 60s).....	159
Figure 4.7. L'évolution de la température maximale avec la position de l'interface, pour différentes valeurs de la résistance thermique .....	160
Figure 4.8. Variation de la contrainte radiale avec l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre, $R_c=10^{-5}m^2K/W$ .....	161
Figure 4.9. Variation de la contrainte radiale avec l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier, $R_c=10^{-5}m^2K/W$ .....	161
Figure 4.10. L'évolution de contrainte radiale maximale avec la position de l'interface et la résistance thermique de contact.....	163
Figure 4.11. L'évolution de la contrainte tangentielle avec la l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier ( $RTC=10^{-5}m^2K/W$ ) .....	165
Figure 4.12. L'évolution de la contrainte tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$ avec l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre ( $RTC=10^{-5}m^2K/W$ ) .....	166
Figure 4.13. Variation de contrainte tangentielle maximale avec la position de l'interface et le RTC pour le cas cuivre/acier .....	167
Figure 4.14. Variation de contrainte tangentielle maximale avec la position de l'interface et le RTC pour le cas acier/cuivre .....	167
Figure 4.15. Schéma du simulateur de fatigue thermique du CRD Saint-Gobain PAM .....	171
Figure 4.16. Les variations des flux thermiques appliqués dans la simulation thermomécanique des essais de fatigue thermique pour les 3 rechargements étudiés	173
Figure 4.17. Evolution de température avec le temps sur la surface interne et externe pour les 3 rechargements étudiés.....	174

---

Figure 4.18. Evolution des contraintes radiales avec l'épaisseur pour les différents instants stratégiques .....	175
Figure 4.19. Evolution des contraintes radiales avec la température.....	176
Figure 4.20. Exemple d'évolution des contraintes tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$ avec l'épaisseur à différents instants, pour le Silk 34.....	177
Figure 4.21. Evolution des contraintes tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$ avec la température.....	179
Figure 4.22. Evolution des contraintes tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$ avec la température de part et d'autre des interfaces rechargement / substrat.....	180
Figure 4.23. L'aspect de la surface après quelques coulées : initial et après 2, 7, 8,9 et 10 coulées [184] .....	182
Figure 4.24. L'état final de la surface revêtue $ZrO_2/NiCrAlY$ après 10 coulées [184].....	183
Figure 4.25. Photo MEB en électrons- rétrodiffusés sur coupe micro. Aspect des fragments de céramique en surface de virole [184].....	183
Figure 4.26. Illustration de la fissuration dans l'épaisseur de la céramique [184] .....	184
Figure 4.27. L'évolution de la température dans le moule pour le flux Figure 3.8.....	185
Figure 4.28. La contrainte radiale dans le "matériau de base", contrainte initiale ou résiduelle de fabrication mise à zéro.....	186
Figure 4.29. La contrainte radiale dans le dépôt.....	187
Figure 4.30. La contrainte ortho-radiale dans le moule.....	188
Figure 4.31. La contrainte ortho-radiale dans le dépôt.....	189
Figure 4.32. L'évolution de la température et de contrainte ortho-radiale coquille mono-matériau en acier .....	189
Figure 4.33. L'évolution de la température maximale adimensionné sur la surface interne (coté chauffage).....	191
Figure 4.34. Variation de la contrainte radiale(en compression).....	192
Figure 4.35. Variation de la contrainte radiale (en traction).....	192
Figure 4.36. Variation de la contrainte tangentielle (en compression) .....	193
Figure 4.37. Variation de la contrainte tangentielle (en traction).....	193
Figure 7.1. Le procédé de déposition par plasma schématisé [38].....	216
Figure 7.2. Le procédé de déposition LVOF schématisé [38] .....	217
Figure 7.3. Le procédé de déposition thermique par fil schématisé [38].....	218
Figure 7.4. Le procédé de déposition HVOF schématisé [38].....	218
Figure 7.5. Le procédé de déposition SCD schématisé .....	219

---

Figure 7.6. Le procédé de déposition par arc électrique schématisé .....	221
Figure 7.7. Thermocouple schématisé.....	222
Figure 7.8. Types de jonction pour les thermocouples engainés .....	223
Figure 7.9. Sonde à résistance thermistance.....	224

### ***Index des Tableaux***

Tableau 1.1. Composition chimique de l'acier 20CD10 [10] .....	24
Tableau 1.2. Les techniques de déposition par projection thermique .....	45
Tableau 1.3. Les techniques de déposition par soudure [47].....	46
Tableau 2.1. Les résultats obtenus dans les essais de traction pour 20CD10 (EMAC).....	83
Tableau 2.2. Les résultats obtenus dans les essais de traction pour les trois matériaux de rechargements Silk 113, 34, 414 (Saint Gobain PAM) .....	83
Tableau 2.3. Données mécaniques obtenues à partir d'essais d'indentation sur NB déposé sur 20CD10/WCCo.....	91
Tableau 2.4. La composition et des données sur les matériaux utilisées [110] .....	95
Tableau 2.5. Les contraintes résiduelles suivant les directions principales .....	100
Tableau 2.6. Comparaison des méthodes périodiques en termes de détectivité (amplitude en kelvin pour avoir un signal égal au bruit de mesure défini sur une bande passante de 1Hz) [161]. .....	106
Tableau 2.7. Les diffusivités thermique obtenues par photoréflexion modulée ( $10^{-5}$ m <sup>2</sup> /s) ..	112
Tableau 2.8. Données sur les échantillons .....	115
Tableau 2.9. Les résultats de mesures de RTC.....	116
Tableau 2.10. Données sur les matériaux utilisés dans les applications .....	117
Tableau 4.1. La composition et des données sur les matériaux utilisées [110] .....	171





## Introduction

Aujourd'hui les objectifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs vont dans le sens de la réduction des coûts, de l'amélioration des performances et de la productivité. Les pièces constitutives de machines ou équipements doivent résister à des sollicitations nombreuses :

- sollicitations internes : contraintes mécaniques, fatigue, fluage... ;
- sollicitations externes : frottement, abrasion, température, érosion, frettage... ;
- sollicitations environnementales : corrosion, oxydation, attaque chimique, chaleur...

Depuis plusieurs dizaines d'années, les concepteurs et les utilisateurs sont de plus en plus préoccupés par la durabilité des pièces, de telle sorte qu'aux exigences correspondant aux fonctions de base, se superposent aujourd'hui le plus souvent des critères de résistance à l'usure, à la corrosion, à la fatigue, etc.

Dans les applications industrielles, les outillages monomatériaux ne sont pas nombreux. Très souvent des traitements et des revêtements de surface des matériaux sont utilisés pour améliorer les caractéristiques de surface des pièces et pour permettre leur

utilisation en conditions sévères. L'aspect économique est important car celles-ci sont les principaux moyens de répondre à deux fonctions primordiales: la prévention de la corrosion et celle de l'usure. Aux deux fonctions énoncées, il faut en ajouter certaines autres qui conditionnent l'utilisation des pièces dans l'environnement où elles vont travailler: l'amélioration de l'aspect, la conductibilité ou l'isolation électrique, la conductibilité ou l'isolation thermique (TBC), l'amélioration des caractéristiques de glissement, la soudabilité, la modification des propriétés optiques, l'isolation aux rayonnements, la résistance à l'oxydation à haute température. Ces fonctions doivent être accomplies pour atteindre les objectifs de fiabilité et de rentabilité exigés dans l'industrie.

Dans cette étude, nous avons étudiés les rechargements et revêtements utilisés comme barrière thermique et plus spécialement ceux qui sont utilisés dans l'industrie métallurgique [1-3]. Dans ce milieu les revêtements, appelés aussi poteyages, sont utilisés spécialement pour moduler les échanges moule/pièce lors de la solidification, pour éviter à la pièce un refroidissement trop rapide et pour protéger le moule métallique contre diverses agressions (usure, chocs thermiques). La dégradation trop rapide des rechargements a des conséquences pénalisantes pour l'utilisateur: les rebuts imputables au poteyage dégradé, des arrêts ponctuels ou prolongés des chantiers de fabrication pour retouche localisée ou renouvellement complet du poteyage [4].

La fonction d'isolation thermique est utilisée aussi dans les turbines ou les moteurs diesel [5-7]. L'utilisation de ces revêtements est faite strictement comme barrière thermique avec le but d'augmenter la durabilité des assemblages. L'utilisation du potentiel de barrière thermique s'avère difficile dû au manque d'une prévision fiable de la durée de vie. Une solution est envisagée par l'utilisation des matériaux à gradient fonctionnel (les FGM) pour réduire les contraintes thermiques, leur localisation dans des endroits critiques et le saut de contrainte au niveau de l'interface. Mais leur fabrication reste complexe.

En service, les rechargements employés pour leur fonction d'isolation thermique sont exposés à diverses contraintes thermiques et mécaniques tels que des cycles thermiques, des cycles de fatigue, de la corrosion et de l'érosion à chaud. Leur durée de vie est écourtée pour cause de rupture ou d'écaillage des couches TBC. D'autres causes de la rupture des couches TBC et de leur écaillage sont l'effet de la rugosité de la surface et celui de la pénétration de l'oxygène et du soufre le long des frontières de grain.[8]

Pour leur fonction comme barrière thermique, le choix d'un revêtement est habituellement réalisé seulement par rapport à ses propriétés thermiques. L'étude présentée

dans ce compte-rendu regarde les fonctions analytiques et surtout les relations thermo-mécaniques entre les substrats et les revêtements pour le cas d'une géométrie simple, cylindrique. Comme appui dans ce projet, nous avons travaillé sur le problème industriel des moules de fonderie centrifuge de tuyaux en fonte. Ce type de procédé est sévère pour les outillages, et la durée de vie de ceux-ci est courte par rapport à d'autres procédés proches.

Pour résoudre ce problème réel et omniprésent dans toutes les applications industrielles, deux solutions sont envisagées :

- changer le matériau des coquilles actuellement utilisé ou
- trouver des matériaux appropriés pour protéger la surface travaillante de l'outillage.

La première solution a fait déjà l'objet de l'étude réalisée pour la même application industrielle dans le cadre d'un DEA [9]. La solution alors envisagée a montré des résultats encourageants. Cependant changer le matériau des coquilles a des implications fortes sur toute la chaîne de production des coquilles et une évaluation du coût, qui n'a pas fait l'objet de l'étude dans [9], s'avère très importante. En conséquence, un tel changement s'avère bien plus lourd à l'échelle industrielle que la simple recherche de nouveaux fournisseurs des coquilles.

La deuxième approche est l'objet de cette étude. Le premier chapitre de l'étude présente le contexte scientifique et technique. En premier lieu nous présentons le problème industriel. Ensuite, un bilan sur les procédés utilisés pour obtenir un rechargement de surface est fait. Une étude bibliographique est étendue aux résultats expérimentaux et des modélisations réalisées à ce jour pour les revêtements.

Un second chapitre est consacré aux méthodes de mesure utilisées et aux résultats obtenus pour le bon déroulement de ce projet. Les méthodes utilisées pour caractériser du point de vue thermique et mécanique les revêtements feront aussi l'objet d'étude dans ce chapitre.

Les calculs utilisés pour réaliser les simulations numériques thermo-élastiques sont présentés dans le troisième chapitre. Cette partie contient aussi les relations établies pour réaliser une analyse thermomécanique adimensionnelle applicable à des moules de centrifugation rechargés à l'intérieur.

Le quatrième chapitre est utilisé pour présenter les résultats obtenus pour les cas particuliers analysés et pour une discussion plus détaillée de l'étude.



## **1. Introduction à l'étude**

Ce chapitre se veut une introduction de la problématique industrielle de l'étude. Une présentation détaillée du problème industriel est réalisée. La présentation continue sur les procédés pour obtenir des revêtements, sur les résultats expérimentaux et de modélisations obtenues pour des surfaces rechargées. La démarche utilisée pour réaliser cette étude conclue cette partie.

## **1.1. L'implication industrielle de l'étude**

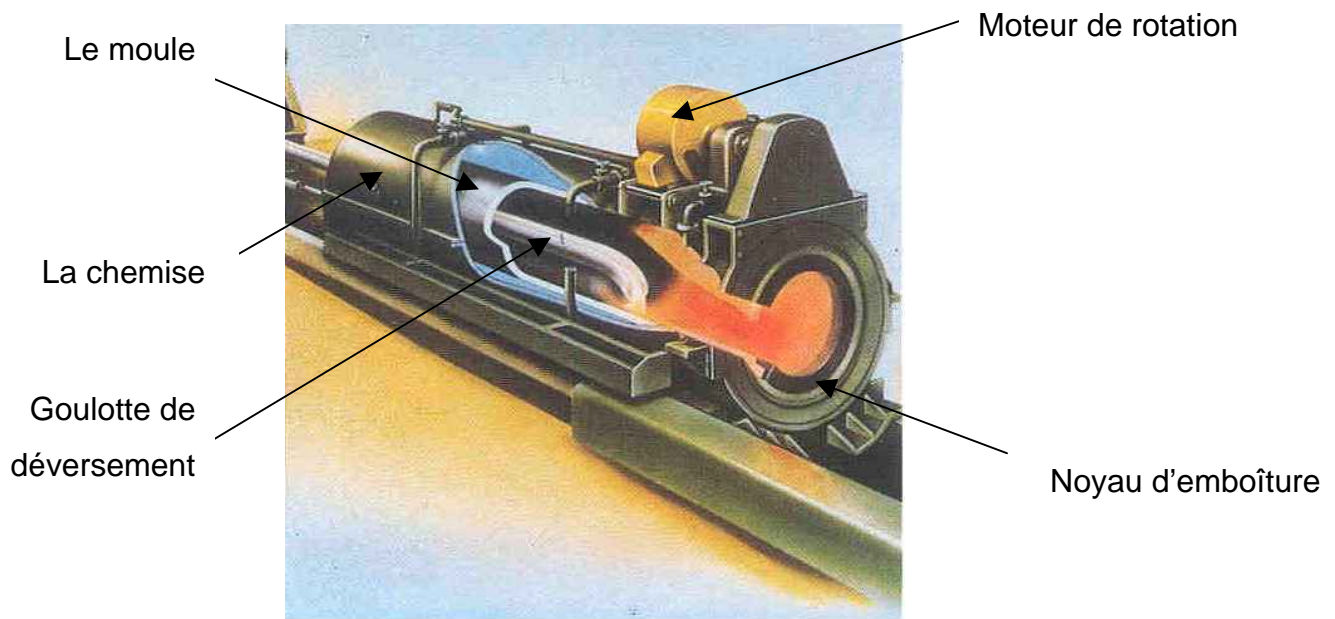
La société Saint Gobain PAM est l'unique fournisseur français des tuyaux en fonte ductile. Ces tuyaux sont réalisés par un procédé de centrifugation horizontale.

La centrifugation est utilisée pour la coulée de pièces de révolution dont l'axe est confondu avec l'axe de rotation du moule. L'épaisseur de la pièce est déterminée par les dimensions du moule et la quantité d'alliage coulé. Le moule est, la plupart du temps, métallique : en acier pour la fabrication des tuyaux, en fonte perlitique non alliée pour des pièces plus importantes, autres que des tuyaux.

La coulée par centrifugation consiste à mettre un moule en rotation à grande vitesse, et à introduire le métal liquide dans ce moule. Le métal est déversé chaud et fluide en spirale. Il se transforme immédiatement en une couche régulière et continue de métal liquide, maintenue sous forme cylindrique par les forces centrifuges créées par la rotation de la coquille. Cette force, étant appliquée pendant toute la solidification de l'alliage, aide à compenser le retrait, donc à limiter les défauts du type retassure. La structure du métal est plus fine et plus compacte que celle du métal coulé par gravité. Simultanément, la coquille est refroidie depuis l'extérieur afin d'absorber la chaleur et d'abaisser la température du métal liquide vers sa température de solidification (environ 1150 °C). La vitesse de rotation joue un rôle important. Selon l'alliage coulé, le genre de pièce, cette vitesse varie entre 200 et 1000 tours par minute, pour des accélérations de l'ordre de 50-65 g voir 100g suivant les diamètres utilisés.

### **1.1.1. Installation de coulée par centrifugation horizontale [10]**

Une installation de centrifugation horizontale comprend trois parties caractéristiques : le système de rotation et de refroidissement de la coquille, le système d'alimentation en métal à une extrémité, et le mécanisme d'extraction du tuyau à l'autre. Tous ces éléments sont fixés sur un cadre rigide et légèrement incliné. Le système d'alimentation et d'extraction peuvent se mouvoir en translation (Figure 1.1).



**Figure 1.1.** Schéma d'une installation de centrifugation [10]

#### 1.1.1.1. La machine à centrifuger

La machine à centrifuger est une grosse chemise dans laquelle tourne la coquille métallique ; l'espace situé entre la coquille et la chemise sert à refroidir la coquille, soit en projetant de l'eau sous pression sur la coquille en rotation le long d'une ou plusieurs génératrices, soit en faisant circuler de l'eau sous pression. A l'extrémité côté emboîture de la coquille, il y a un système de fixation du noyau nécessaire à l'obtention du profil intérieur de l'emboîture du tuyau. Sont également fixés sur la machine la pompe à eau de refroidissement, les moteurs de rotation et de translation, ainsi que différents accessoires.

#### 1.1.1.2. Les coquilles de centrifugation

Pour les tuyaux de petit diamètre (inférieur à 300 mm), les coquilles de centrifugation sont fabriquées elles-mêmes par centrifugation dans une coquille mère. Pour des diamètres supérieurs allant jusqu'au maximum 2 mètres, elles sont réalisées à partir de pièces forgées sur mandrin, puis usinées. Le métal est élaboré au four à arc. On réalise un affinage à l'oxygène pour abaisser la teneur en carbone et en phosphore; puis on ajoute les éléments d'alliage pour obtenir un lingot. Différentes nuances d'acier sont utilisées, mais elles sont toutes proches de la nuance 20CD10 [10].



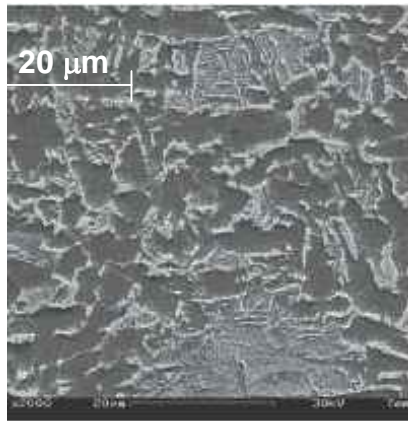
**Tableau 1.1.** Composition chimique de l'acier 20CD10 [10]

C	Si	P	S	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	Al
0.210	0.180	0.008	0.007	0.670	2.570	0.700	0.300	0.140	0.16

Une fois forgée la coquille est traitée thermiquement: [10]

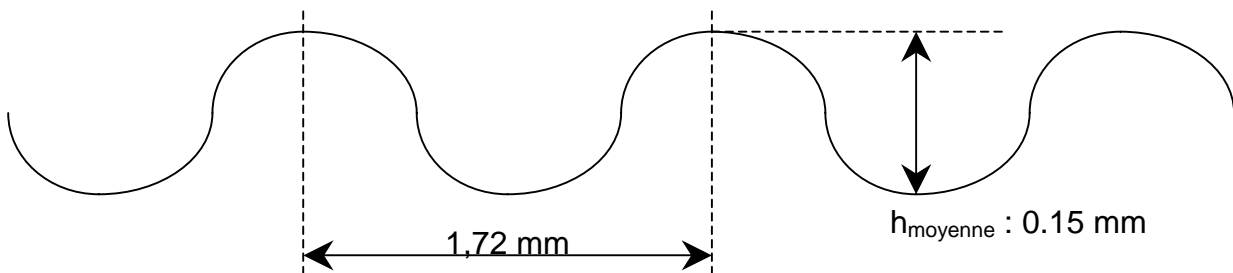
- austénitisation durant 8 heures à 930°C
- trempe à l'eau de 30mn pour former de la bainite
- revenu à 630°C
- refroidissement au four jusqu'à 350°C (20°C/h)
- refroidissement à l'air.

La microstructure finale est de type bainitique avec quelques grains de ferrite.



**Figure 1.2.** Microstructure bainitique de la coquille

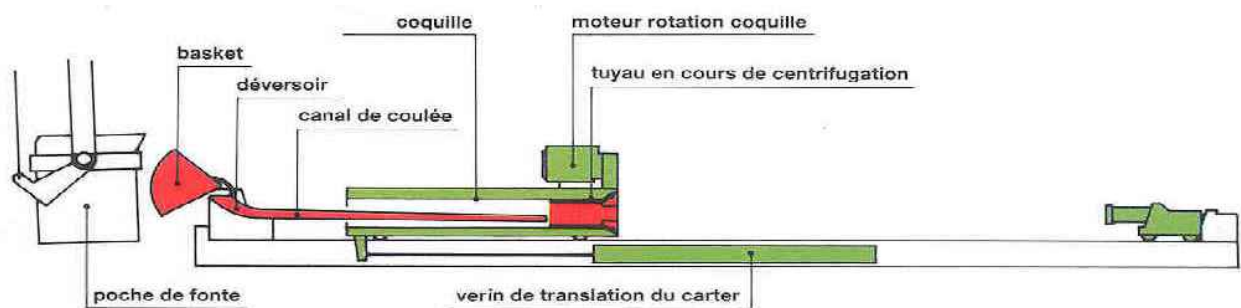
La coquille est finalement usinée, et un traitement de martelage sur sa surface intérieure est réalisé avec un pistolet à percussion. Ce traitement mécanique est réalisé pour obtenir un peening. Sa présence est nécessaire pour l'accrochage de la fonte liquide sur les parois de la coquille. Le profil obtenu après ce traitement de la surface interne de la coquille est présenté dans la Figure 1.3.



**Figure 1.3.** Profil de la surface après le martelage. [10]

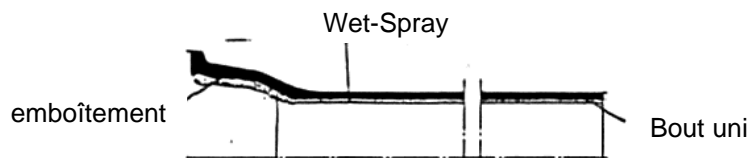
### 1.1.1.3. Le système d'alimentation

Le système d'alimentation en métal comprend une poche de fonte, un basket, un déversoir, un canal de coulée et différentes pièces accessoires pour la préparation et le nettoyage du canal de coulée et pour l'inoculation du métal. Lorsqu'il s'agit de couler des tuyaux de grand diamètre, tout le système peut être animé d'un mouvement de translation afin d'introduire le canal de coulée à l'intérieur de la coquille en rotation ; pour les diamètres plus petits, le système d'alimentation en métal est en général fixe et l'insertion du canal de coulée dans la coquille se fait par translation de la machine à centrifuger (Figure 1.4)



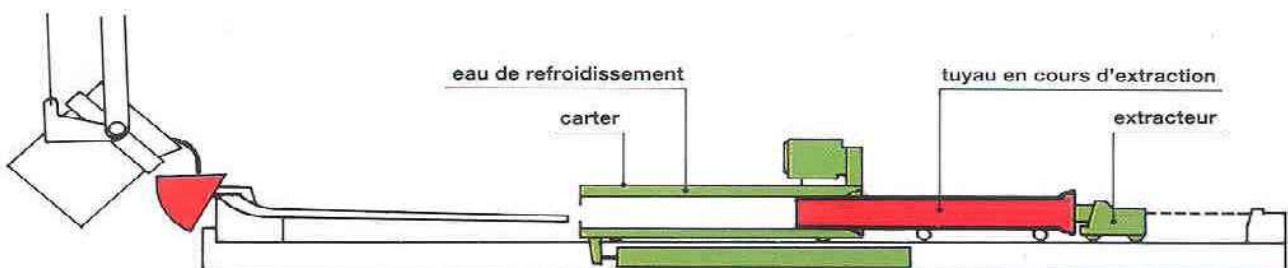
**Figure 1.4.** Schéma du système de coulée pendant la phase de remplissage de moule [10]

### 1.1.1.4. Le système d'extraction



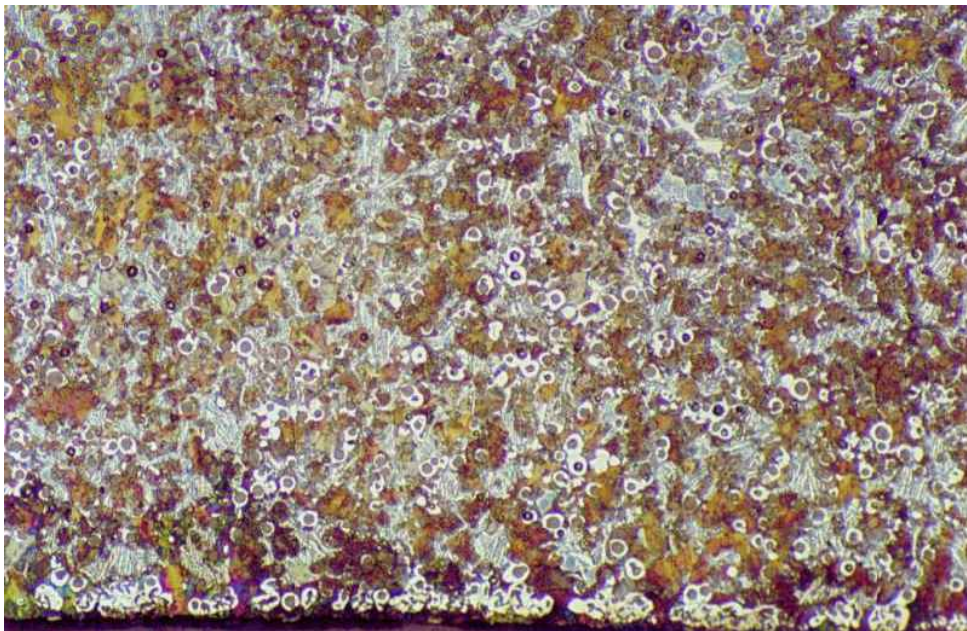
**Figure 1.5.** Le schéma d'une demi-coquille suivant son axe de symétrie [10]

Après la coulée et la solidification du tuyau, l'extracteur pénètre dans l'emboîture (Figure 1.5), brise le noyau, agrippe le tuyau et le retire de la coquille sur des supports roulants (Figure 1.6); les tuyaux de grand diamètre sont maintenus en rotation pendant leur extraction afin d'éviter une déformation radiale sous l'influence de leur propre poids à haute température.



**Figure 1.6.** Schéma du système d'extraction du tuyau [10]

### 1.1.2. Fabrication d'un tuyau



**Figure 1.7.** Aspect micrographique de la fonte à graphite sphéroïdal

La fonte utilisée pour réaliser les tuyaux est de type à graphite sphéroïdal, connue aussi sur le nom de fonte ductile. C'est un alliage fer/carbone/silicium dans lequel le carbone existe à l'état pur, sous forme de graphite sphéroïdal. Sa découverte réalisée en 1943 a représenté une grande révolution dans l'industrie métallurgique. L'introduction d'une faible quantité de magnésium dans la fonte grise permet de cristalliser le carbone non plus sous forme de lamelles mais de sphéroïdes. Le graphite sphéroïdal confère à la fonte des propriétés mécaniques exceptionnelles. D'une haute limite élastique (350 MPa) et surtout un fort allongement (15%), les fontes s'avèrent également d'une grande résistance à la traction comme aux chocs.

Avant cette découverte les tuyaux étaient produits en fonte grise à graphite lamellaire. La résistance et la durabilité de la fonte grise ont été largement reconnues. En 1664, le roi Louis XIV a fait construire un réseau de tuyaux en fonte grise devant transporter l'eau de la station de pompage de Marly-sur-Seine aux fontaines et à la ville de Versailles. Ces tuyaux ont été en service pendant plus de 330 ans.

L'observation micrographique de la fonte grise, montre que le carbone cristallise sous forme de lamelles de graphite longues et étroites. Celles-ci favorisent la concentration des contraintes, sources potentielles d'amorces de fissures, lorsque le matériau est soumis à des contraintes de traction. Dans la fonte ductile, les particules de graphite apparaissent sous

forme de sphères éliminant les risques de propagation des fissures [11, 12]. Le matériau est ductile et résistant.

Pour réduire la trempe sous forme de cémentite et assurer la germination du graphite, des inoculants sont utilisées [13]. Le plus employé est le FeSi à teneur déterminée en aluminium et calcium. Il présente une bonne application, techniquement soutenu, au-delà du profil économique mais aussi des nécessités de mise au point de l'analyse du métal final.

Dans la fabrication des tuyaux en fonte ductile, les coquilles peuvent être utilisées avec leur surface intérieure nue (procédé de Lavaud) ou revêtue d'une fine couche de silice (procédé «Wet Spray»), ou encore revêtue d'une épaisse couche de sable (procédé en moule de sable).

Dans le procédé de Lavaud, le métal liquide est versé dans la coquille en acier nu et subit ainsi un refroidissement très rapide du fait du contact intime avec la coquille refroidie à l'eau ; la vitesse de refroidissement et la faible épaisseur des parois ont pour résultat des tuyaux contenant beaucoup de cémentite (dure et cassante), et ayant une structure perlitique avec des modules de graphite. Un recuit est nécessaire pour éliminer la cémentite et décomposer la perlite en graphite et en ferrite, de façon à obtenir des tuyaux avec les propriétés mécaniques voulues.

Dans le procédé «Wet Spray», la surface de la coquille est recouverte (avant de déverser le métal) d'une fine couche de poudre de silice, d'une épaisseur de 0.3 à 0.6 mm [14], qui agit comme un matériau thermiquement isolant. Elle augmente ainsi la résistance thermique à l'interface métal/coquille. En conséquence, la vitesse de refroidissement de la paroi du tuyau est inférieure à celle du procédé de Lavaud. La cémentite peut pratiquement être éliminée de la structure brute de coulée par une combinaison d'une plus faible vitesse de refroidissement et d'une composition de métal adéquate. Le traitement de recuit n'a plus qu'à décomposer la perlite. Il est effectué à température plus faible, ce qui évite une déformation due au poids de la coquille.

La technique "de Lavaud" est utilisée pour les petites coquilles (longueur 6 m, diamètre inférieur à 700 mm). La technique du "Wetspay" est réservée aux grosses coquilles (longueur 7 ou 8 m, diamètre supérieur à 600 mm), puisque les traitements à haute température conduiraient à un aplatissement.

Lorsque la solidification a lieu, le carbone précipite sous forme de graphite, ce qui provoque un certain gonflement. Le refroidissement qui suit a pour effet un retrait thermique du tuyau solide, qui se décolle de la coquille et peut alors être extrait. Les caractéristiques de retrait de la fonte GS dépendent de plusieurs paramètres qui doivent être contrôlés pour

obtenir une production uniforme ; ce sont la température de coulée, la composition du métal, la fiabilité des procédures de traitement au Mg et d'inoculation. Le procédé de recuit ultérieur du tuyau affecte également les dimensions des produits finis.

#### 1.1.2.1. *Inspection et essais sur les tuyaux*

Plusieurs types d'inspection et d'essais sont exécutés systématiquement sur les tuyaux pour garantir leur qualité :

- l'inspection de la structure du métal: un petit anneau est coupé au bout uni du tuyau et est ensuite soumis à un essai de compression. Sa flèche à la rupture et/ou sa courbure maximale est directement liée à l'allongement du métal et peut donc mettre en évidence un excès de perlite et de cémentite. L'essai sur anneau est réalisé sur échantillons prélevés de manière aléatoire. Une autre méthode consiste à vérifier la forme du graphite par contrôle aux ultrasons et la structure de la matrice par courants de Foucault.
- inspection visuelle: tous les tuyaux sont soumis à un contrôle visuel afin de détecter les défauts de coulée éventuels. Ceux qui présentent des défauts inacceptables sont mis au rebut. La partie extérieure du bout uni et le profil intérieur de l'emboîture sont contrôlés minutieusement en raison de leur influence sur l'étanchéité du joint. Le profil du logement de la bague de joint est meulé si nécessaire afin d'obtenir une surface lisse et régulière.
- contrôle dimensionnel : plusieurs diamètres sont vérifiés sur chaque tuyau (bout uni, emboîture et logement de la bague de joint). Les tuyaux présentant une trop grande ovalisation sont mis au rond mécaniquement. L'épaisseur de paroi est également contrôlée régulièrement.
- essai hydrostatique: pour détecter les fuites, chaque tuyau est soumis à un essai hydrostatique à une pression supérieure à sa pression maximale de service. Les tuyaux gaz sont testés à l'air sous l'eau.

#### 1.1.3. Position du problème industriel, choix des matériaux

Les coquilles de centrifugation présentent trois types d'endommagement: l'ovalisation, le faïençage et la fissuration.



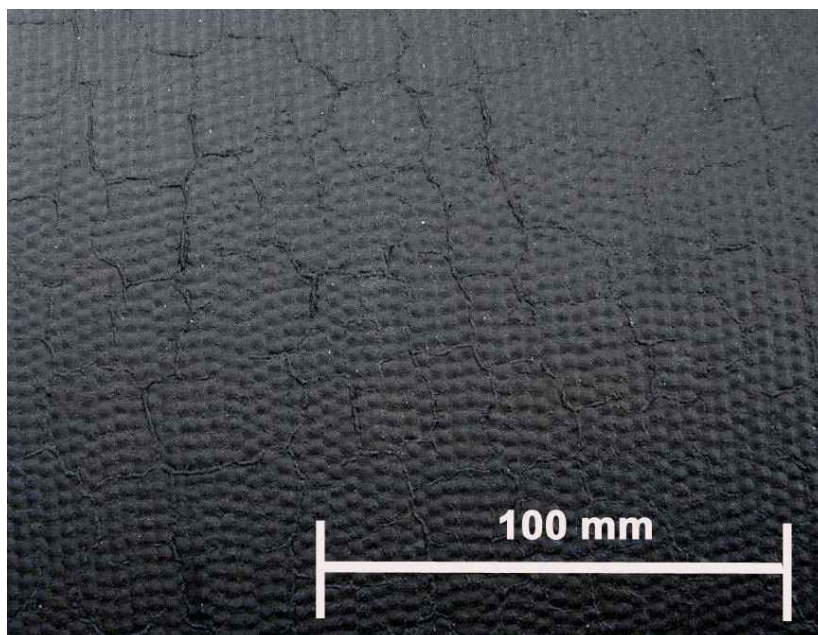
### 1.1.3.1. *L'ovalisation*

La coquille subit une déformation permanente suivant une génératrice due au chargement thermique non uniforme, auquel s'ajoute son propre poids et celui du tuyau et le frottement sur la surface interne pendant l'extraction du tuyau. Cet inconvénient associé avec l'usure intérieure fait que le diamètre du tuyau ne rentre plus dans les tolérances. Ce mode de dégradation ne concerne qu'une faible proportion de coquilles, environ 7% de celle mises hors service en 1977 [10]. Actuellement, ce chiffre a considérablement diminué, depuis que le tuyau est extrait alors que la coquille est encore en rotation [10].

### 1.1.3.2. *Le faïençage*

L'endommagement le plus fréquent des outils qui subissent des cycles thermiques est l'apparition d'un réseau bidimensionnel de fissures sanctionnant leur utilisation (Figure 1.9). Les fissures de fatigue s'amorcent souvent à la surface des coquilles pour les raisons suivantes :

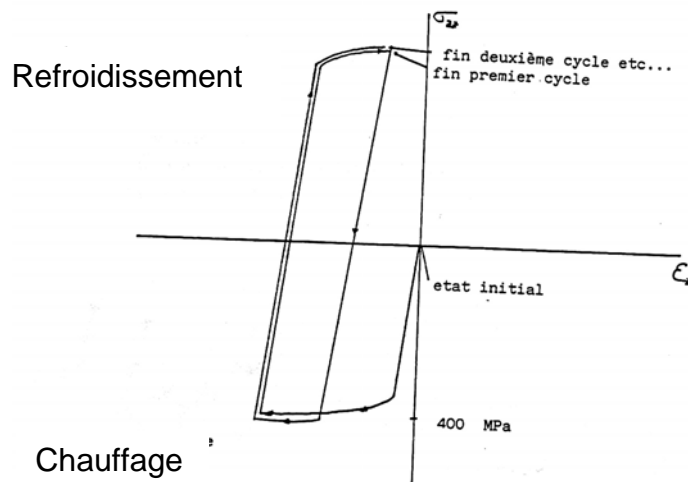
- ❖ dans les composants mécaniques, les contraintes superficielles sont plus importantes qu'à cœur. Cela est dû à la concentration de contrainte et au mode de sollicitation comme la flexion ou la torsion et les chocs thermiques;
- ❖ les grains en surface sont en contact direct avec l'environnement, souvent défavorable à la résistance des matériaux ;
- ❖ à la surface d'un composant, il existe souvent des rayures ou des stries d'usinage qui réduisent la résistance à la fatigue.



**Figure 1.8.** L’empreinte dû réseau bidimensionnel de fissures observable sur la surface externe d’un tuyau

Une amélioration des performances, grâce à des traitements de surface adéquats, peut augmenter considérablement la durée de vie d'un composant mécanique.

Ce type de dégradation concerne la majorité des coquilles. Pendant le chargement thermique, la surface interne de la coquille subit une déformation plastique localement concentrée. En début de cycle l'intérieur chaud entre en compression et l'extérieur froid en traction. L'intérieur finit par se plastifier en compression, si bien que lors de l'uniformisation des températures en fin de cycle, l'intérieur se retrouve en traction, ce qui permet la propagation des fissures. Le cycle de chargement est schématisé par la Figure 1.9.



**Figure 1.9.** Le cycle thermique schématisé sur la surface interne de la coquille [10]

Un criquage thermique apparaît en premier sous la forme d'un réseau de fissures, appelé faïençage. Cette appellation a été utilisée par analogie avec ce qui se produit sur les pièces céramiques lorsqu'elles subissent un traitement de faïençage. Il se forme presque immédiatement après coulée d'une dizaine de tuyaux environ. La densité des fissures est plus importante aux bouts de la coquille qu'au milieu. Certaines de ces fissures peuvent se propager plus rapidement et elles deviennent plus visibles car elles sont plus ouvertes. Ce réseau est utilisé aussi pour une meilleure adhésion du dépôt de Wetspray, mais peut gêner l'extraction des pièces. C'est d'ailleurs une perte de productivité trop importante.

**1.1.3.3. La fissuration**

Pendant leur utilisation certaines coquilles ne présentent pas l'endommagement décrit au point 1.1.3.2, celui du faïençage. Mais subitement des fissures profondes et longues apparaissent ce qui fait que les coquilles de centrifugation sont détériorées, si bien qu'elles doivent être rebutées. La cause principale de la mise au rebut est l'apparition et la propagation de criques à l'intérieur de la coquille, soit longitudinales, soit radiales, plus

particulièrement des deux côtés extrêmes (Figure 1.5), l'endroit où l'épaisseur du moule est maximale. Les criques, si elles deviennent trop profondes rendent l'extraction du tuyau difficile et donc diminuent la productivité.

De façon générale, il semble que, lorsqu'une coquille présente un faïençage thermique régulier, elle périt rarement par fissuration isolée et sa durée de vie augmente par rapport à une coquille qui présente peu de faïençage thermique [15].

#### 1.1.4. L'enjeu industriel

La durée de vie des coquilles est fortement liée au diamètre de celle-ci. Elle diminue avec le diamètre du tuyau fabriqué, alors que le coût de fabrication à une évolution inverse. Une amélioration sensible de la durée de vie des coquilles interviendrait donc de façon non négligeable sur le prix de revient des tuyaux en fonte. De nombreuses études ont été réalisées depuis plusieurs années. Une synthèse des travaux est présentée dans ce qui suit.

Actuellement, le cahier des charges impose trois grandeurs [10]:

- Limite élastique  $Re > 600$  MPa à l'ambiante
- L'énergie à rupture  $K = 7$  daJ/cm<sup>2</sup> à 0°C
- Température de transition ductile-fragile inférieure à -20°C

Les deux dernières conditions tendent à éviter tout risque de rupture à froid dans le parc de l'entreprise. Après une campagne de production, les coquilles sont entreposées sur site extérieur. En hiver, il est arrivé que certaines coquilles rompent brutalement en deux, sous la simple action du froid. Après la mise en application de ces conditions, la fréquence d'apparition de ce mode de rupture fragile a disparu. Le cahier des charges n'indique aucune condition sur les caractéristiques mécaniques à chaud, domaine dans lequel sont pourtant sollicitées les coquilles.

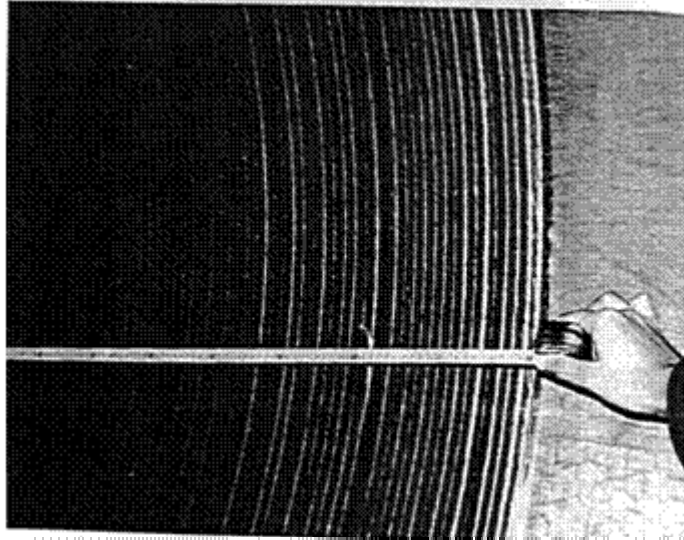
Les critères de mise hors service sont actuellement très subjectifs. Pour les coquilles de diamètre supérieur à 400 mm, il y a officiellement deux causes de mise hors service:

- 1<sup>er</sup> critère est l'apparition d'une ou plusieurs fissures localisées, non réparables et prenant une dimension inadmissible;
- 2<sup>ème</sup> critère est le fût qui apparaît globalement trop endommagé. Ce deuxième critère intervient en fait après apparition de difficultés d'extraction des tuyaux en production.

Du moment où les coquilles sont mises hors service, elles ne sont pas jetées immédiatement. Elles subissent des réparations. Celles-ci consistent en un décriçage au tour sur les deux extrémités de la coquille (bout uni et emboîtement, Figure 1.5), puis en un



rechargement par des passes de soudure (Figure 1.10). Cette opération ne peut avoir lieu au milieu de la coquille, car le tour ne peut être muni d'un bras assez long (limité à 1.50 m). L'entretien des coquilles consiste à les meuler, les nettoyer et les mater intérieurement [10].



**Figure 1.10.** Le bout uni d'une coquille après le décriçage [10]

#### 1.1.4.1. Synthèse des travaux réalisés au CRD de Saint Gobain PAM

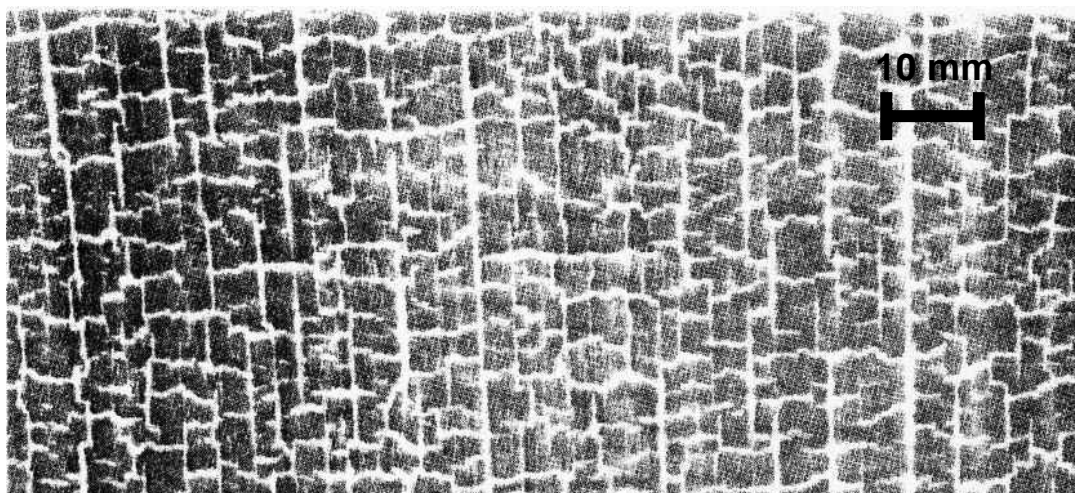
### **Analyses de coquilles mises hors service**

Les résultats obtenus lors des différentes expertises de coquilles mises hors service se regroupent en deux points:

- a) Mode de fissuration;
- b) Evolution métallurgique.

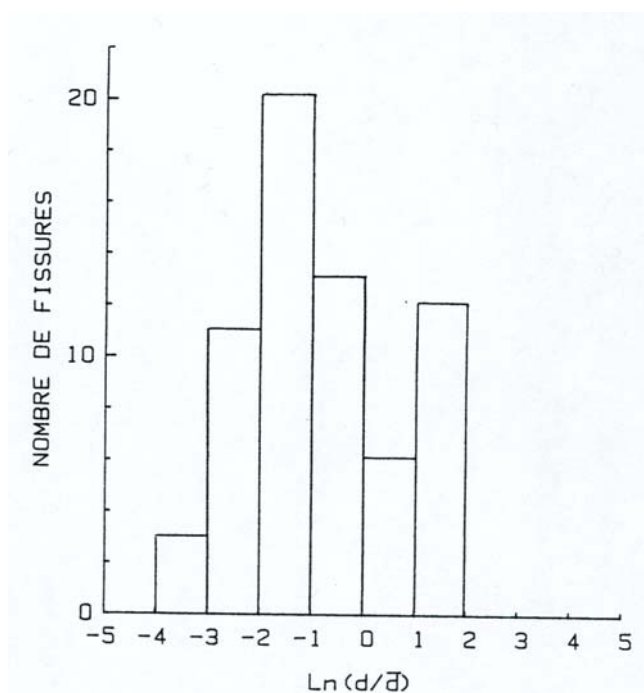
#### **Mode de fissuration**

Après coulée de 1000 pièces, la face interne d'une coquille de gros diamètre présente un double réseau de fissures [10]. Le premier réseau appelé faïençage se présente sous la forme d'un quadrillage quasi régulier orienté dans les sens longitudinal et radial. La taille de maille de ce réseau est de 50 mm environ (Figure 1.8).

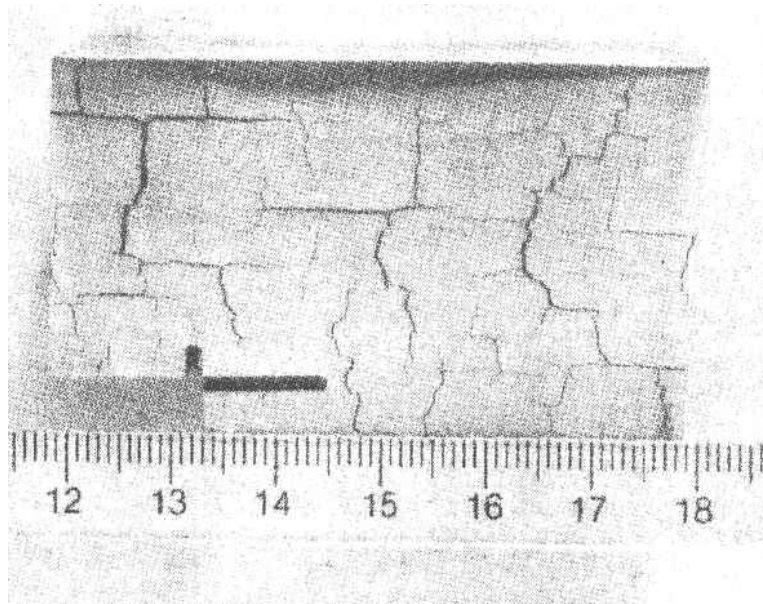


**Figure 1.11.** Réseau de fissures sous la couche d'oxyde sur une coquille [10]

Un deuxième réseau apparaît, une fois la couche d'oxyde enlevée par une attaque chimique appropriée (Figure 1.11). Il est également arrangé selon un quadrillage régulier, mais est caractérisé par une maille beaucoup plus petite: 5 à 10  $\mu\text{m}$ .

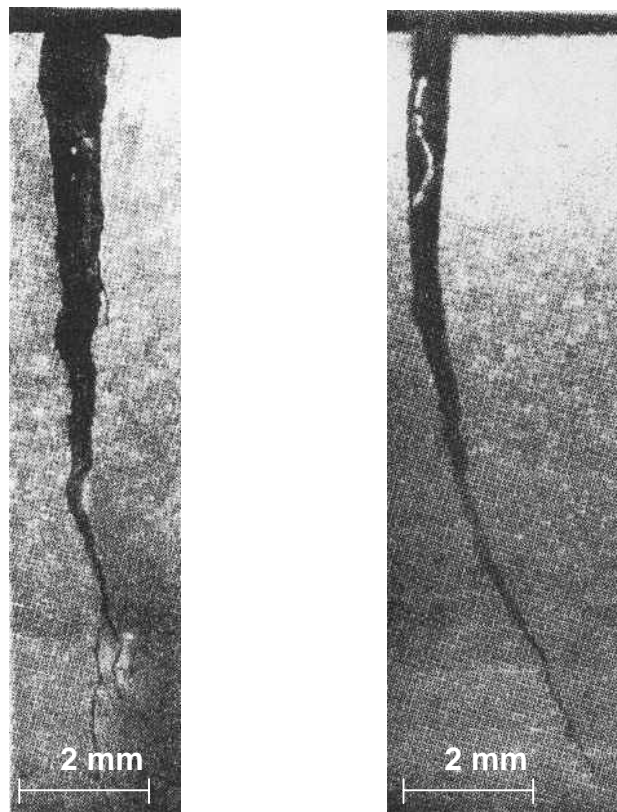


**Figure 1.12.** Histogramme des profondeurs de fissures ( $\bar{d} = 4.19 \text{ mm}$ ) [10]



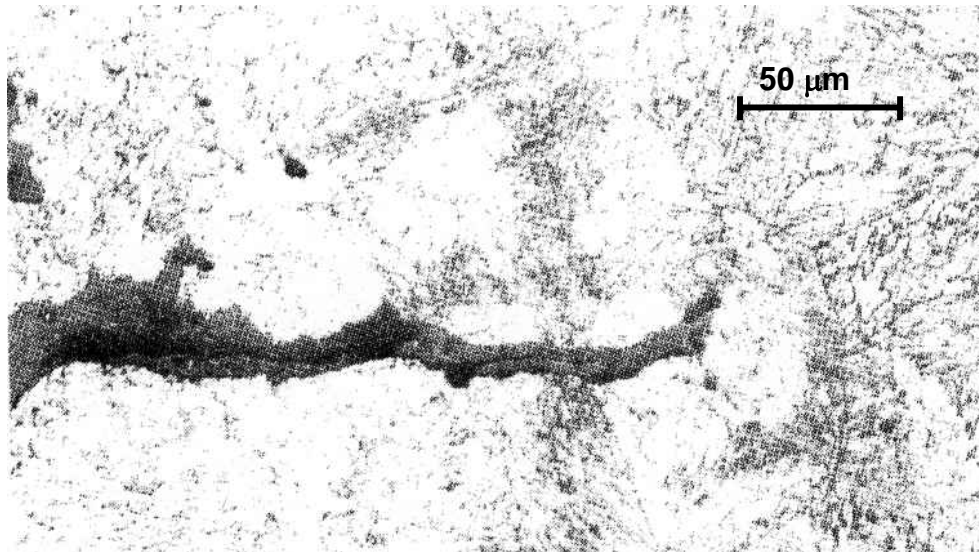
**Figure 1.13.** Réseau de fissures fin [10]

Un histogramme des profondeurs de fissures établie par expertise d'une coquille DN 1400 [10] montre que le réseau de grandes fissures est caractérisé par une profondeur moyenne de 17 mm alors que le réseau fin est caractérisé par une profondeur de 2 mm (Figure 1.12). L'aspect en coupe d'une fissure longue est indiqué dans la Figure 1.14.



**Figure 1.14.** Aspect d'une fissure du réseau principal vu en coupe [10]

Des observations micrographiques réalisées sur des coupes perpendiculaires au plan de la fissure ont mis en évidence que les fissures courtes sont de type intergranulaire, alors que les plus longues sont de type transgranulaire (Figure 1.15) [10, 16].



**Figure 1.15.** Fissure transgranulaire [10]

Les fissures présentent de nombreuses ramifications, ce qui indiquerait que la propagation s'effectue en milieu oxydant. Cette hypothèse a été confirmée par des analyses qualitatives effectuées sur le contenu des fissures en coupe à la microsonde [10, 16]. Les résultats ont révélé la présence d'oxyde de fer dans les fissures, ainsi que celle de silicium (provenant du Wetspray) et de carbone. La couche d'oxyde formée tout le long de la fissure est accompagnée d'une zone enrichie en chrome à l'interface matrice - oxyde. La formation d'oxyde est accélérée par le dépôt de Wetspray. En effet, le Wetspray est pulvérisé sous forme de solution aqueuse sur la face interne de la coquille portée à une température supérieure à 200°C. Il y a formation instantanée de vapeur d'eau, donc d'un milieu fortement oxydant.

### ***Evolution métallurgique***

Le cyclage thermique auquel sont soumises les coquilles provoque des changements microstructuraux. Ceux-ci sont plus marqués au niveau de l'emboîtement (Figure 1.5) qu'à l'autre extrémité de la coquille. Ils se caractérisent par une modification de la bainite entraînant la formation de grains ferritiques très fins et une coalescence des carbures. La zone perturbée s'étend sur environ 2-3 mm sous la peau interne.

Des filiations de dureté ont été réalisées dans l'épaisseur de certaines coquilles [10, 16]. Elles montrent l'existence d'une zone adoucie s'étendant sur 10 mm à partir de la paroi chaude. Cette baisse de la dureté (40 à 50 points Vickers) est à relier avec le phénomène d'adoucissement cyclique intervenant dans la zone de plasticité cyclique.

Des analyses chimiques réalisées sur des copeaux prélevés à la fraise par passes successives ont montré un net enrichissement en carbone sur environ 0.2 mm [10, 16]. Cette tendance a été également observée par analyse à la microsonde sans toute fois pouvoir la quantifier plus précisément. Il est probable que ce phénomène soit tout simplement dû à un dépôt de fonte dans les fissures, le carbone n'étant pas soluble dans une phase bainitique.

### **Caractérisation mécanique des matériaux de coquille**

La composition chimique des aciers à coquille n'est pas fixée. Il s'agit en général des aciers au chrome-molybdène. Les principales nuances ayant donné lieu à des études de caractérisation mécanique sont de type 30CD4, 20CD10-0.5, 18CDV4 et Z20C13, Z03CND17-12. Les courbes de traction monotones et les courbes d'érouissage cyclique ont été établies pour seulement certaines d'entre elles et uniquement dans une plage de températures 560-650°C. Les courbes de Manson-Coffin ont été déterminées pour tous les aciers à 560°C et 650°C [17]. La nuance 20CD10 a donné les meilleurs résultats en durée de vie [18].

### **Simulations numériques**

Au CRD de Saint Gobain PAM, les programmes de calcul développés utilisent tous la méthode des différences finies et les parties thermique et mécanique sont découplées. Le calcul thermique modélise tous les échanges thermiques intervenant lors d'un cycle de fabrication, la coulée de la fonte, son refroidissement accompagné d'une phase de solidification et le refroidissement par pulvérisation d'eau de la paroi externe du moule. Ce code a été testé et les données thermiques semblent maintenant définitivement acquises [19].

Les hypothèses utilisées dans la détermination des champs de contrainte et de déformation sont [19]:

- Le chargement est d'origine purement thermique;
- La force centrifuge est négligeable;

- Le déplacement est uniforme, sur une section du moule, ce qui traduit l'hypothèse d'un tube infini;
- Le critère de plasticité est le critère de Von-Mises;
- Le module d'Young varie avec la température.

Dans les calculs, la loi de comportement introduite est une modélisation par un écrouissage linéaire des courbes de tractions monotones déterminées à différentes températures. Cette donnée peut générer des discussions car l'acier de la coquille présente un adoucissement cyclique. La thèse de H. Burlet [20] a montré l'existence d'une zone adoucie, liée au comportement cyclique du matériau. Cela signifie que l'utilisation des courbes monotones dans le calcul n'est pas correcte, sachant que la coquille contient des zones de plasticité cyclique. Cet inconvénient du calcul a été remédié avec l'étude réalisée par A Vasseur et al. [15, 20] et les résultats sont présentés dans [15, 21] :

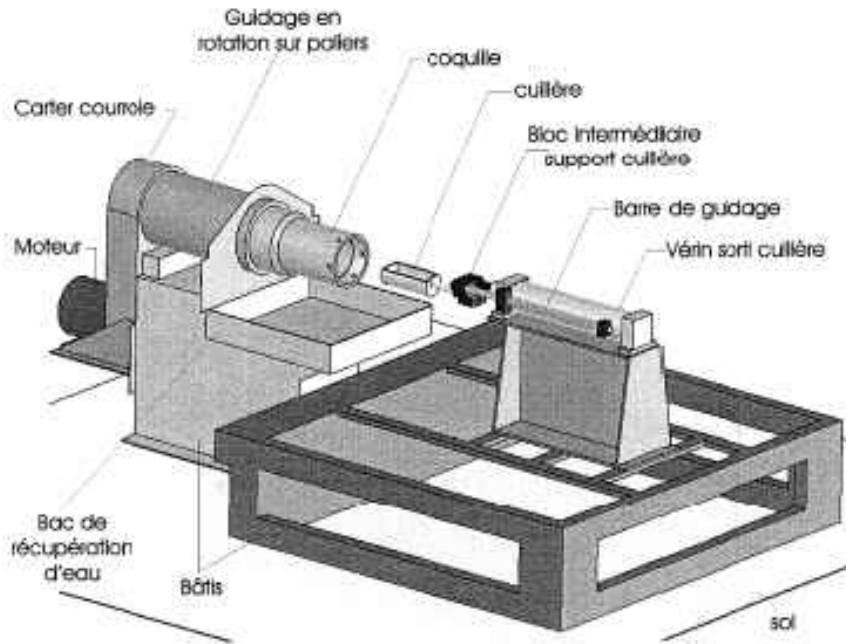
- La durée de vie des coquilles est calculée à partir des champs de contrainte et déformation et grâce à un critère de type Manson-Coffin (1.1) :

$$N_f = x_1 \cdot (\Delta \varepsilon_t)^{x_2} \quad (1.1)$$

- Dans cette relation  $\Delta \varepsilon_t$  représente la variation de déformation totale subie au cours d'un cycle par un point de la peau interne et  $x_1$  et  $x_2$  sont des constantes caractéristiques du matériau. Cette approche permet de calculer un nombre de cycles à l'amorçage, mais ne donne aucune indication sur la propagation des fissures et ne semble pas approprié à une utilisation pour des coquilles avec WetSpay ou rechargés.

### **Les études sur les coulées expérimentales**

Des études de coulée centrifuge sur des coquilles expérimentales (avec une géométrie présentée dans l'Annexe 1. ) ont été réalisées au CRD de Saint-Gobain Canalisation. Le dispositif expérimental (Figure 1.16) permet de fabriquer des viroles de diamètres compris entre 150 et 300 mm et comprend les parties suivantes: la partie de mise en rotation de la coquille, une partie refroidissement et une partie de mesure de température [22].



**Figure 1.16.** L'installation de coulée centrifuge expérimentale schématisée [10].

**Le dispositif de rotation de la coquille** est réalisé par un moteur électrique piloté à l'aide d'un variateur électronique. **Le refroidissement** est assuré par une série de buses de débit global  $1.6 \text{ m}^3/\text{h}$  pour refroidir  $0.137 \text{ m}^2$ , soit un débit surfacique de  $11.7 \text{ m}^3/\text{h}$ . Le cycle de refroidissement est fixé à 60 secondes après la première goutte de fonte. **La partie mesure de température** contient deux systèmes présents sur la machine. Le premier est un pyromètre destiné à mesurer la température de la surface interne de tuyau. Celui-ci donne instantanément la température et ses données sont enregistrées par ordinateur pour être traitées ultérieurement. Le second système est constitué de quatre thermocouples de type K. Ils sont implantés dans des trous réalisés dans la coquille depuis l'extérieur. Les thermocouples sont reliés à une centrale d'acquisition embarquée de type SOMAT 2000 avec une mémoire de 2 Mb qui enregistre toutes les données pendant la manipulation avec une fréquence d'acquisition de 10 Hz. Ces données sont transférées et lues une fois la machine arrêtée.

Pour ces coquilles, la fonte vient de l'usine voisine et refondue dans un four électrique. Le traitement magnésium est réalisé dans des poches de 30 kg à la sortie du four. Une analyse de la fonte est réalisée systématiquement. Après ce traitement, la coulée de la fonte dans la coquille est réalisée à l'aide d'une cuillère.

Premièrement il faut mentionner l'étude de P. Deregnacourt et al. [23] sur l'étalement de la fonte dans la coquille expérimentale DN 300 en fonction des paramètres suivants :

- répartition de la fonte dans la cuillère ;

- inclinaison de la machine ;
- vitesse de rotation de la coquille ;
- température de la coquille ;
- température de la fonte au moment de la coulée
- masse de la fonte versée ;
- vitesse de versement de la fonte.

Cette étude expérimentale a eu comme but la maîtrise des épaisseurs des tuyaux. Les paramètres thermiques, comme les températures de la fonte et de la coquille et aussi le débit de fonte jouent sur la vitesse de solidification. Plus la solidification est lente, plus la fonte s'étale, mais ces paramètres n'affectent pas la régularité du tuyau. L'inclinaison de la coquille favorise l'écoulement de la fonte vers la partie basse et génère ainsi un profil d'épaisseur régulièrement croissant. Cet effet est compensé par une augmentation de la vitesse de rotation (au moins 50 g) de la coquille qui contribue à la réduction de l'excentration du tuyau.

Le niveau de trempe des tuyaux en fonction de la variation des taux des inoculants, a été étudié par T. Capla [22] utilisant le même système expérimental. Le coefficient de trempe (qui représente 2 fois le pourcentage de cémentite) est associé aux modélisations des régimes thermiques coquille et tuyau et des variations dilatométriques de la coquille. Sa conclusion est la suivante: la température à l'interface coquille/tuyau, coté coquille, est plus faible lorsque le coefficient de trempe est supérieur à 80%. Cela a deux répercussions :

- la coquille est moins sollicitée en fatigue thermique et
- la déformation de la coquille est moins importante donc le jeu coquille / tuyau est toujours plus grand. Et par conséquent l'extraction du tuyau est plus facile.

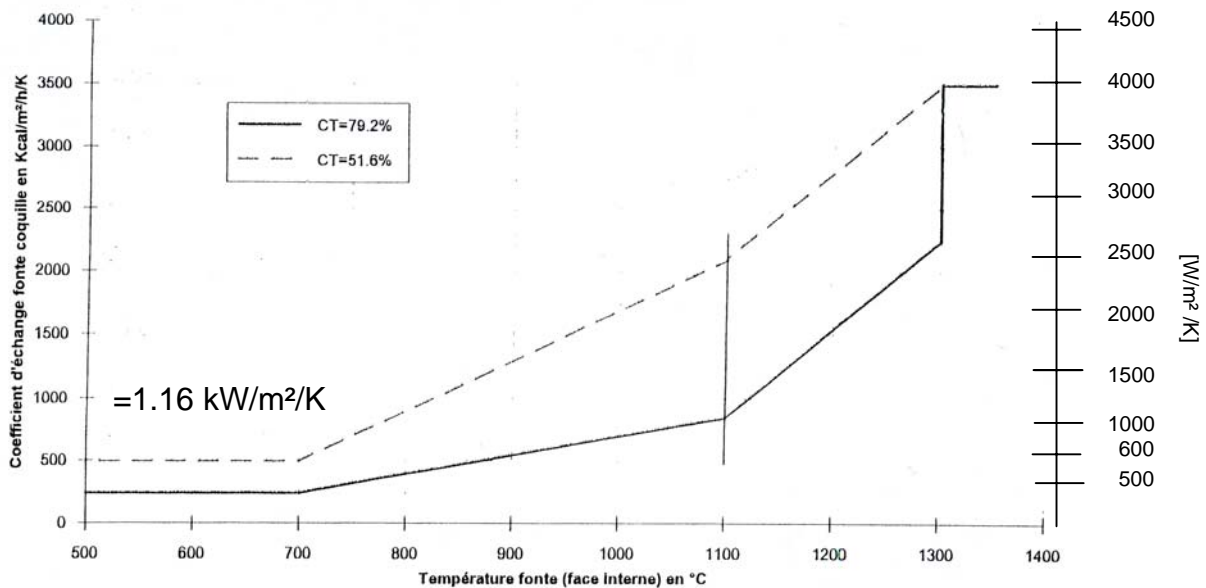
Pour démontrer cette deuxième répercussion, des essais de dilatométrie ont été réalisés sur les chemises obtenues après la coulée. Les coefficients de dilatation obtenus sont introduits dans un calcul réalisé par éléments finis. Le résultat obtenu est en concordance avec cette affirmation.

Cette approche est simple, facile à utiliser et assure une bonne reproductibilité. Le seul amendement à cette technique est le manque de similitude entre les mécanismes qui interviennent pendant la solidification avec ceux qui interviennent pendant les essais de dilatométrie. Une mesure directe de la dilatation des chemises pendant la solidification serait plus indiquée utilisant une procédure comme celle proposée par F. Decultieux [24].

Pour réaliser la simulation numérique des régimes thermiques coquille/tuyau une estimation du coefficient d'échange entre la coquille et le tuyau a été effectuée. Son évolution



(Figure 1.17) a été déterminée afin d'obtenir la même variation de température que celle enregistrée par les thermocouples implantés dans la coquille. Une faible trempe est corrélée à la pente de l'évolution du coefficient d'échange avec la température.



**Figure 1.17.** Evolution du coefficient d'échange tuyau coquille pour deux coefficients de trempe [22]

## 1.2. Les procédés utilisés pour obtenir des recharges

Un enjeu important dans le fonctionnement des revêtements est donné par les méthodes de dépôt. La recherche de propriétés de surface spécifiques sur les pièces en service, dont les conditions d'emploi sont de plus en plus sévères, a poussé au développement de nouveaux procédés (plasma, canon à détonation, HVOF High Velocity Oxygene Fuel...) et de nouveaux matériaux associés (céramiques, carbures, composites, superalliages...). Nous hiérarchisons les procédés existants, ensuite chaque classe sera développée en marquant leurs caractéristiques.

En fonction du type de dépôt, **les revêtements** se divisent en deux classes :

- dépôt par la voie humide (dépôts électrolytiques, chimiques, par immersion en métal fondu ; peintures industrielles) (§1.2.1) ;
- déposés par voie sèche (§1.2.2) :
  - a) projection thermique (flamme et plasma),
  - b) rechargement par soudure (flamme, arc transfert, étincelage, bombardement électronique),

§1.2.2.3) dépôts chimiques en phase vapeur CVD (pyrolyse, réduction d'halogénures),

§1.2.2.4) dépôts physiques en phase vapeur PVD (évaporation, dépôt ionique, pulvérisation cathodique)().

e) plaquage.

### 1.2.1. Le dépôt par voie humide

Parmi les techniques de déposition par voie humide il faut mentionner les suivantes :

□ **Immersion en bain de sels fondus [25]** : Par leur haute réactivité, les bains de sels fondus contenant des chlorures avec des éléments métalliques d'apport tels que Cr, V sont susceptibles de produire des réactions superficielles de type dissociation et échange à des températures voisines de 1 000 °C. Ces réactions se traduisent par un apport et une diffusion des éléments métalliques du bain dans le substrat. La rétrodiffusion du carbone du substrat vers la surface se traduit par la création d'un dépôt de carbures dont l'épaisseur n'excède pas 15 µm en raison du ralentissement de la diffusion du carbone à travers la couche en train de se former. Les revêtements réalisés sur aciers à outils par cette technique sont essentiellement le carbure de chrome  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  et le carbure de vanadium VC. Ils ont une excellente adhérence sur les substrats et peuvent être utilisés avec succès lorsque les outillages sont soumis à des sollicitations de fatigue mécanique [26] et thermique.

Le carbure de vanadium, dont les propriétés tribologiques sont intéressantes, s'avère particulièrement efficace dans les opérations de mise en forme à froid, avec ou sans lubrifiant [27]. Les épaisseurs de revêtements le plus souvent rencontrées sont de l'ordre de 5 µm et le traitement thermique est réalisé immédiatement après le revêtement par des maintiens successifs en bain de sels.

□ **Procédés de galvanoplastie [25]** : En galvanoplastie, le substrat joue le rôle d'anode et les ions métalliques issus d'un bain électrolytique sont réduits puis déposés sur les zones libres (au travers des ouvertures d'une laque photosensible) de la sous-couche d'accrochage. L'avantage essentiel est la rapidité de dépôt ( $> 1 \mu\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$ ), mais une contrainte est la nécessité de disposer d'une sous-couche conductrice, ou « germe », qu'il faut ensuite éliminer des zones d'isolation. Cela augmente le nombre d'étapes de déposition.

Le procédé est dynamique et doit être surveillé pour une bonne reproductibilité. En particulier, l'appauvrissement du bain tout comme les conditions d'agitation modifient les conditions de dépôt. La présence d'impuretés dans le bain peut conduire à des problèmes de pollution, d'adhérence, de contraintes résiduelles et de fissurations. De même, une bonne

homogénéité des motifs à déposer est conseillée car des variations dimensionnelles conduisent à des densités de courant différentes, donc à des épaisseurs déposées différentes d'un motif à un autre, les lignes les plus fines recevant les épaisseurs les plus fortes. Chrome, cuivre, or et nickel peuvent être déposés de cette manière. Les revêtements galvaniques effectués sur aciers à outils en vue d'applications mécaniques tournent autour du chromage dur, réalisé dans des bains d'acide chromique et d'acide sulfurique à des températures voisines de 50° C, avec des densités de courant minimales de 0,4 A/cm<sup>2</sup> et des tensions comprises entre 5 et 7 V [28, 29].

Effectué sur des matériaux qui ont des caractéristiques mécaniques élevées, le chromage dur entraîne un chargement en hydrogène du substrat qui peut avoir des conséquences fâcheuses au niveau des risques de fragilisation.

La dureté des dépôts est comprise entre 800 et 1100 HV, et les épaisseurs visées les plus courantes sont comprises entre 10 et 60 µm. Il est absolument nécessaire de faire suivre le chromage par un traitement de dégazage à une température comprise entre 150 et 200°C favorisant aussi le détensionnement des contraintes d'usinage ou de rectification.

Les applications du chrome dur sont nombreuses dans le domaine des outils de mise en forme devant résister au frottement et à l'usure, éventuellement en milieu agressif [30]. De nombreux outils d'étirage et d'emboutissage, ainsi que des outils de contrôle, sont également chromés. Dans le cas de la mise en forme à chaud, de plus en plus d'outillages sont revêtus d'une pellicule de chrome pour améliorer leurs propriétés tribologiques. Le revêtement de chrome est utilisée également comme barrière thermique au substrat, protection de ce dernier contre l'oxydation [31] et présente une conductivité thermique et un coefficient de dilatation voisins de ceux de l'acier.

La réalisation d'un matériau à gradient de propriétés mécaniques par superposition d'un dépôt de chrome et d'une couche nitrurée présente l'intérêt de mettre en compression le substrat, ce qui a pour effet de réduire le niveau des contraintes en fond des fissures amorcées par fatigue thermique. Ce procédé de chromage de couches nitrurées atteint ses limites pour des températures de surface supérieures ou égales à 600 °C. La présence d'une lubrification favorise le choc thermique et la propagation des fissures[32].

Signalons également que le revêtement électrolytique de chrome se rencontre dans de nombreux outillages utilisés en plasturgie, notamment les moules et vis d'extrusion, pour éviter le collage de la matière travaillée. Dans ce cas, l'implantation ionique d'azote, qui entraîne la formation de nitrures de chrome très durs avec des contraintes de compression

qui retardent l'ouverture des fissures du dépôt de chrome, améliore substantiellement la tenue de ce revêtement.

□ **Réduction chimique autocatalytique [25]**

Les dépôts chimiques en vue d'applications mécaniques sont obtenus par réduction de sels de nickel au moyen d'hypophosphites ou de boranes. Les revêtements de nickel chimique ainsi obtenus ont des épaisseurs uniformes, même sur des pièces de géométrie complexe dans la mesure où il n'y a pas effet de champ (concentration de lignes de courant sur les parties aiguës dans le cas des dépôts galvaniques). Deux types de revêtements peuvent être obtenus :

- le **nickel-phosphore** qui contient environ 7 % P dont la dureté initiale de 600 HV 0,1 peut être augmentée jusqu'à 900 HV 0,1 par traitement à 400 °C pour les applications à dominante frottement-usure et à 600 HV 0,1 environ par traitement à 650 °C avec recristallisation du dépôt pour les applications à dominante corrosion. Les vitesses de dépôts sont de l'ordre de 20 µm/h et les épaisseurs visées sont généralement comprises entre 20 et 80 µm [33-36];
- le **nickel-bore** qui contient environ 6 % B dont la dureté peut atteindre 2 000 HV 0,1 par traitement à 300 °C et qui, à l'état brut de dépôt, a déjà une dureté voisine de 700 HV 0,1. Des épaisseurs de 20 µm sont suffisantes pour assurer une bonne protection contre la corrosion. Ce revêtement est intéressant pour améliorer la résistance à l'oxydation des matériaux jusqu'à des températures de 350 °C[37].

Les revêtements de nickel-phosphore ou de nickel-bore obtenus par réduction chimique autocatalytique ont une structure amorphe à l'état brut de dépôt et présentent, en plus de leurs bonnes propriétés tribologiques, une bonne tenue à la corrosion dans les acides minéraux non oxydants en solution diluée, dans les solutions de sels minéraux non oxydants et dans les acides organiques (notamment les acides gras). Des épaisseurs d'une vingtaine de micromètres peuvent être réalisées sur des outils de mise en forme à froid susceptibles d'être sollicités par fatigue-corrosion. Toutefois, les conditions de service et notamment la fréquence des cycles des contraintes et la température maximale atteinte influent sur la durée de vie des structures. En effet, la tenue à la corrosion du revêtement décroît, en liaison avec le nombre de cycles et la recristallisation locale. Il en résulte un amorçage de piqûres ou de fissures dans les zones de désamorphisation avec concentration

de contraintes en fond de défaut et propagation des fissures par phénomène de fatigue-corrosion.

Il est possible de réduire fortement le niveau du coefficient de frottement des dépôts chimiques de nickel par occlusion de particules de PTFE (polytétrafluoroéthylène) dont la proportion peut atteindre 25 % en volume avec des diamètres de particules compris entre 1 et 6  $\mu\text{m}$ . Cette occlusion de particules de PTFE n'affecte pas la tenue à la corrosion du dépôt, mais entraîne une réduction du niveau de dureté superficielle (maximum 400 HV). Cette solution sera recherchée lorsque l'on veut obtenir une réduction sensible de la tendance au grippage dans une opération de mise en forme en milieu corrosif.

### 1.2.2. La déposition par la voie sèche

#### 1.2.2.1. *Projection Thermique*

Regroupe l'ensemble des procédés grâce auxquels un matériau d'apport est fondu ou porté à l'état plastique grâce à une source de chaleur, puis est projeté sur la surface à revêtir sur laquelle il se solidifie. Ces techniques permettent de conférer à chaque zone la propriété de surface nécessaire à son fonctionnement, tout en autorisant des choix de matériaux de base compatibles avec les propriétés à cœur recherchées.

Le principe général: la matière à déposer, sous forme de poudre, de fil, de cordon ou de baguette est fondue totalement ou partiellement dans une source de chaleur (flamme, arc électrique, plasma). Un gaz vecteur permet la pulvérisation de la matière, et le transport des gouttelettes ainsi formées jusqu'à la surface à revêtir.

Les techniques de déposition par projection thermique sont résumées dans le Tableau 1.2. Chaque technique est expliquée plus en détail dans l'annexe 2.

Les principales caractéristiques sont :

- La surface de base ne subit aucune fusion.
- L'adhérence du dépôt est d'origine mécanique.
- Les dépôts sont généralement stratifiés, s'ils ne sont pas traités a posteriori. Ils

sont poreux, la porosité provenant soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit de gaz enfermés pendant la solidification. Le taux de porosité varie de moins de 1 % à 25 % suivant les procédés et les matériaux utilisés. Les dépôts comportent des inclusions telles que des oxydes ou encore d'autres matériaux provenant des chalumeaux eux-mêmes, des particules infondues ou partiellement fondues n'ayant pas subi un cycle thermique complet (en raison de leur taille ou de leur cheminement dans la source de chaleur).

En raison de la très grande vitesse de refroidissement des particules au contact du substrat, leur structure métallurgique est du type trempée, généralement à phase unique. Ceci permet d'expliquer que la structure d'origine du matériau peut se trouver modifiée après dépôt. À titre d'exemple, on peut citer le cas de l'alumine, projetée sous forme alpha et qui se retrouve sous forme gamma dans le dépôt. Une autre conséquence de ces cycles thermiques sévères est la présence possible de microfissures intragranulaires à l'intérieur des dépôts. Enfin, lors des projections réalisées dans l'air, les particules et le substrat sont soumis au phénomène d'oxydation.

**Tableau 1.2.** Les techniques de déposition par projection thermique

Caractéristiques	Projection flamme-poudre [38]	Projection flamme-fil [38]	Arc électrique [38]	Plasma [7, 38-44]	HVOF [38]	Canon à détonation [38, 45]
Source de chaleur	flamme oxyacétylénique	flamme oxyacétylénique	Arc électrique	plasma	flamme oxyacétylénique	flamme oxyacétylénique
Température de flamme (°C)	3 000	3 000	6 000	12 000	3 000	3 000
Transport des particules	gaz flamme	air comprimé	air comprimé	gaz plasma (Ar/H)	gaz flamme	gaz flamme
Vitesse des particules (m/s)	40	150	250	200	700	950
Forme du produit d'apport	poudre	fil-cordon	fil	poudre	poudre	poudre
Taux horaire de dépôt (kg/h)	1 à 3	1 à 20	5 à 30	1 à 4	3 à 5	3 à 5
Rendement moyen (%)	50	70	80	70	70	70
Force d'adhérence (MPa)	20 à 40	20 à 40	40	30 à 70	50 à 80	50 à 80
Taux de porosité (%)	10 à 20	10 à 20	8 à 15	1 à 10	0,5 à 2	0,5 à 2
Épaisseur déposée (mm)	0,1 à 1,5	0,1 à 1,5	0,2 à 3	0,05 à 1,5	0,05 à 1	0,05 à 1
Exemples de matériaux d'apport	métaux céramiques carbures dans matrice métallique	métaux céramiques carbures dans matrice métallique	métaux	métaux céramique carbures	métaux carbures	carbures céramiques

1.2.2.2. *Rechargement par soudure [46]*

Il s'agit là de procédés susceptibles d'apporter dans les zones de l'outillage les plus sollicitées une amélioration substantielle des propriétés de résistance au frottement et à l'usure, à l'oxydation, à la corrosion, à la fatigue thermique. Ces procédés sont appliqués sans trop de difficultés sur des aciers soudables, c'est-à-dire dont la teneur en carbone n'excède pas 0,4 %. Les techniques de rechargement connues sont le soudage à l'arc avec électrode enrobée, le TIG (*tungsten inert gas*) avec électrode tungstène, le MIG/MAG (*metal inert gas/metal active gas*) avec électrode fusible sous protection gazeuse, le soudage sous flux avec apport sous forme de fils ou de feuillards, le plasma à arc transféré PTA. L'arc du soudage plasma se caractérise par une très haute densité d'énergie, nettement supérieure à celle de l'arc TIG. Le Tableau 1.3 donne, pour l'ensemble des procédés de rechargement précédemment évoqués auxquels nous avons ajouté le laser, les taux comparés de dilution, les vitesses de déposition et les épaisseurs minimales de revêtement obtenues. Ces valeurs sont données à titre indicatif pour des équipements de moyenne puissance.

**Tableau 1.3.** *Les techniques de déposition par soudure [47]*

Procédés	Apport d'énergie (à titre indicatif)	Dilution (%)	Vitesse de dépôt (kg/h)	Épaisseur minimale (mm)
TIG	3	10 à 20	0,5 à 4	2,5
MIG/MAG	4	10 à 40	1 à 6	3,0
PTA	2	5 à 20	0,5 à 7	0,8
Laser	1	1 à 5	0,5 à 4	0,5

L'alliage de rechargement, utilisé le plus souvent sous forme pulvérulente avec une granulométrie moyenne de l'ordre de 100 µm, est introduit dans la colonne d'arc ; l'énergie est utilisée à deux fins, chauffage du substrat et fusion de l'alliage d'apport. Le taux de constriction du gaz plasmagène, la vitesse d'éjection du plasma et la puissance électrique mise en jeu sont les trois principaux facteurs qui permettent de moduler le taux de pénétration de l'arc plasma. Ce procédé se fait généralement à l'air libre ; cela implique qu'un gainage du plasma et de la poudre traitée, avec un gaz neutre comme l'argon, assure la protection du matériau d'apport (généralement un alliage) contre l'oxydation et permet d'éliminer les gaz nocifs en cours de dépôt.

L'emploi du matériau d'apport sous forme de poudre préalliée est l'un des intérêts du procédé. Cela permet l'utilisation commode de matériaux performants dont certains ne

pourraient être mis en œuvre par les procédés conventionnels de mise en forme. Dans le domaine des aciers à outils, les alliages utilisés sont souvent des bases fer, allant de l'acier inoxydable aux fontes blanches en passant par des composites constitués d'une matrice de la famille précédente, additionnée de particules dures, carbures et borures par exemple. On trouve également comme alliages de rechargement des alliages base nickel et base cobalt, notamment lorsque les outillages sont sollicités par abrasion ou frottement en milieu agressif (par exemple en plasturgie) ou lorsque ces derniers sont sollicités par déformation à chaud et fatigue thermomécanique (outillages de forge par exemple).

Les **caractéristiques des dépôts** obtenus par rechargement plasma sont intéressantes au niveau de la compacité, de l'homogénéité et de l'état des contraintes résiduelles.

**Compacité** : La stabilité de l'arc plasma, la parfaite régularité de fusion et de solidification, l'utilisation de gaz plasmagène ou protecteur de haute pureté entraînent l'obtention de dépôts exempts de porosité, ce qui est une propriété déterminante pour la réalisation de revêtements dont on exige de hautes performances, et de bonnes propriétés de tenue à la fatigue mécanique ou thermique.

**Homogénéité** : La parfaite homogénéité des dépôts obtenus est importante pour la tenue à la corrosion ou la résistance à l'usure. Il convient d'utiliser des alliages à faible ségrégation à la solidification.

**Contraintes résiduelles** : Il est possible d'agir sur les conditions de traitement thermique, donc sur la métallurgie du dépôt ou sur l'utilisation de couches intermédiaires, pour atténuer, voire même inverser, le sens des contraintes. On obtient alors des revêtements ayant une résistance exceptionnelle à la fissuration.

#### 1.2.2.3. *Dépôts chimiques en phase vapeur CVD [25]*

Les éléments constitutifs du revêtement sont apportés par un ou plusieurs composés gazeux qui réagissent au voisinage ou au contact du substrat. Dans les procédés non assistés, la température imposée fournit l'énergie d'activation nécessaire pour déclencher la réaction chimique et favoriser, lorsqu'elle est suffisamment élevée, la diffusion dans le substrat des atomes apportés à la surface. La production d'un dépôt met en jeu une réaction hétérogène sur la surface du substrat qui doit être favorisée par les conditions expérimentales au détriment des réactions homogènes dans la phase vapeur qui conduisent en général à des dépôts pulvérulents.



Les caractéristiques des différents procédés CVD peuvent être définies en fonction de l'environnement gazeux qui peut être statique ou dynamique, de la pression, du mode de chauffage et de l'assistance éventuelle de la réaction chimique. Le chauffage des pièces s'effectue d'abord sous vide, puis sous gaz réducteur de façon que la surface se dégaze et se dépassive avant le dépôt et que se forment ainsi des revêtements sans pore avec une bonne adhérence.

Les températures auxquelles se font les réactions de dépôt sur la surface des aciers à outils à partir de la phase gazeuse sont comprises entre 800 et 1 000°C et les revêtements atteignent une vingtaine de micromètres après 10 h de traitement. Il en résulte que la trempe et le revenu doivent être faits après le dépôt, ce qui exclut toute possibilité de retouche par rectification, malgré les risques de déformations aux traitements thermiques importants.

Les revêtements de carbures, nitrures, oxydes, tels que TiC, TiCN, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, TiN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, sont couramment effectués, en couche unique ou en multicouche, sur les aciers à outils dont la température de trempe peut être choisie voisine de celle de la formation du dépôt. Pour les outillages à chaud fortement sollicités en fatigue thermique, la nature du dépôt et les conditions opératoires qui influent sur l'état des contraintes dans les revêtements sont des paramètres à prendre en compte pour la prévision du comportement du substrat revêtu.

Industriellement, la technique de dépôt CVD est utilisée dans le domaine des outillages de mise en forme à chaud et à froid, sur des outils de formes complexes et avec des alésages fonctionnels. Ce procédé est le seul qui permette de garantir un revêtement multidirectionnel d'épaisseur constante.

Un des freins au développement industriel des dépôts CVD est toutefois lié à la température de traitement qui limite l'emploi de cette technique, notamment lorsqu'il y a des contraintes importantes au niveau des tolérances sur les variations dimensionnelles. C'est pour cette raison que des variantes technologiques se sont développées en vue de la réduction des températures de dépôt.

Deux technologies se sont développées lors de la dernière décennie pour abaisser les températures de dépôt et éliminer la phase finale de traitement thermique complet de l'outillage : l'utilisation de composés organométalliques et l'assistance plasma.

**L'utilisation de composés organométalliques** associant en général des noyaux benzéniques et des atomes métalliques permet d'obtenir des réactions de décomposition thermique à des températures comprises entre 400 et 600 °C avec des cinétiques de croissance de couches au moins égales à celles que l'on obtient avec les halogénures. Cette technique se développe actuellement dans le domaine du traitement des aciers à outils,

notamment dans les applications en plasturgie, avec la réalisation de revêtements dans le système Cr (C, N), qui présentent une bonne résistance à l'oxydation et une grande inertie chimique ainsi que des caractéristiques tribologiques intéressantes.

La présence d'un **plasma** met en jeu des espèces activées dans la phase vapeur par collisions électrons — molécules ou ions — surfaces traitées. Il en résulte un abaissement des températures de réaction et (ou) une augmentation des vitesses de dépôt. Les précurseurs gazeux utilisés permettent la synthèse de revêtements monocouche ou multicouche à base Ti et Ti-Al tels que nitrures, carbures ou carbonitrures. La grande facilité d'adaptation et la modularité des systèmes d'injection des précurseurs permettent de résoudre les problèmes d'écoulement en phase gazeuse et ouvrent la voie au traitement de pièces de grandes dimensions ou de géométrie complexe. Les dépôts effectués à une température comprise entre 450 et 550 °C permettent de conserver les tolérances dimensionnelles sur pièces finies sans traitement thermique ultérieur. Les dépôts présentent un faible niveau de contraintes internes et il est possible de leur combiner, dans le même équipement et pour un même cycle, un traitement préliminaire de nitruration ionique (traitement duplex).

Par ailleurs, l'assistance plasma à la décomposition thermique d'un mélange d'hydrocarbure et d'hydrogène permet d'envisager, notamment sur outils de coupe ou de mise en forme à froid, le dépôt de carbone dur caractérisé par des liaisons de type diamant et de type graphite, susceptible d'atteindre de hauts niveaux de dureté (> 5 000 HV 0,1) avec de bonnes propriétés tribologiques et une bonne inertie chimique. L'adhérence du dépôt est améliorée par des prétraitements de cémentation ou par la réalisation de couches intermédiaires de TiN sur les substrats. La température de coupe ne doit pas dépasser 700 °C en raison de problèmes de susceptibilité aux chocs thermiques, de résistance à l'oxydation et de réactivité avec le fer d'un tel revêtement qui est réservé pour l'instant à l'usinage des alliages légers (avec et sans renforts de particules) et des matériaux composites. Ce type de revêtement est également utilisé avec succès sur les outils d'emboutissage des tôles d'acier en raison de son excellent comportement au frottement (situation tribologique analogue à celle d'une lubrification).

#### 1.2.2.4. Dépôts physiques en phase vapeur PVD [25]

Les techniques PVD permettent la réalisation de couches impossibles à obtenir par les procédés traditionnels de traitements de surface. C'est le cas des **matériaux** dits **dopés**, c'est-à-dire constitués de solutions solides d'un métalloïde (notamment carbone ou azote), dans un métal (Cr, Mo) ou un alliage métallique, à des concentrations nettement supérieures à celles prévues par les diagrammes d'équilibre thermodynamique. Ces compositions particulières s'accompagnent, en général, de propriétés tout à fait remarquables au niveau de la dureté, de la résistance au frottement et à l'usure, notamment à sec ou dans des milieux agressifs. Pour les aciers à outils destinés à des applications mécaniques, les deux techniques de dépôts physiques en phase vapeur les plus utilisées sont le dépôt ionique et la pulvérisation cathodique.

##### **Dépôt ionique**

Dans le dispositif le plus classique le matériau à déposer est évaporé à l'aide d'un canon à électrons à haute tension. La pression du gaz est généralement comprise entre 0,5 et 5 Pa. Un orifice permet le passage du faisceau d'électrons et le maintien d'une pression inférieure à  $5 \times 10^{-2}$  Pa au voisinage du canon à électrons. Le matériau à évaporer peut également être placé dans une nacelle chauffée par effet Joule. Le substrat est porté à un potentiel négatif compris le plus souvent entre 1 et 5 kV.

Au début de la phase de dépôt, le bombardement ionique peut conduire à une liaison physique entre le revêtement et le substrat par un mécanisme de *pseudo-diffusion* ou *d'implantation*. Il peut également induire à basse température un mode de germination de la couche qui conduira à un revêtement dense. Le bombardement ionique intervient sur la morphologie, la composition (repulvérisation...) et les propriétés physiques du revêtement pendant sa croissance.

##### **Première variante (dispositif triode)**

Comme dans le procédé précédent, le métal est évaporé au moyen d'un faisceau d'électrons de forte énergie. Les électrons primaires issus du canon conduisent à une intense émission d'électrons secondaires de faible énergie ( $\approx 100$  eV) qui sont localisés au voisinage de la surface du bain liquide.

Pour ces énergies, la section efficace associée à un choc ionisant est élevée. On dispose alors une électrode supplémentaire (grille) polarisée positivement entre la source de vapeur métallique et les pièces à revêtir. Elle concentre les électrons secondaires dans une zone où le gaz réactif est introduit. Il en résulte une très forte ionisation du plasma et une

grande réactivité de la vapeur métallique et du gaz injecté. Il faut noter que certains dispositifs annexes (filament thermoémissif chauffé par effet Joule associé à une anode portée à un faible potentiel positif de l'ordre d'une centaine de volts) constituent des sources plus facilement contrôlables d'électrons ayant une énergie appropriée.

### **Seconde variante (dispositif *Sputron*<sup>®</sup>)**

Son principe est à la base d'un des procédés d'évaporation réactive le plus élaboré à l'échelle industrielle. Un faisceau d'électrons de forte puissance, mis en œuvre à partir d'électrons de faible énergie (60 à 100 eV), permet d'assurer la vaporisation du métal. La position du filament émissif fait en sorte que les électrons interagissent directement avec la vapeur métallique et le gaz résiduel en y apportant une très grande excitation et une très forte densité d'ions ( $\approx 10^{-1}$ ). Le courant ionique est collecté par les substrats polarisés à quelques dizaines de volts. Dans ces conditions, il semble que l'adhérence des revêtements obtenus soit excellente jusqu'aux plus faibles températures. Le procédé donne, en particulier, de bons résultats pour les revêtements de nitrure de titane réalisés sur outillage en acier rapide, dans le domaine de l'usinage et de la mise en forme.

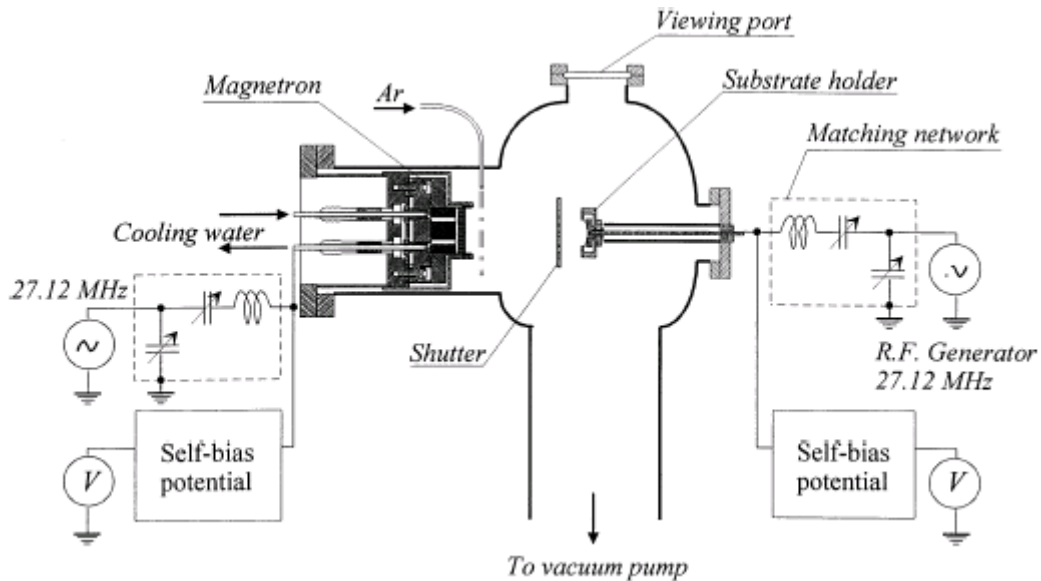
### ***Pulvérisation cathodique***

Dans l'ensemble de ces procédés, le plasma est véritablement considéré comme une source de vapeur élémentaire qui permet de réaliser toutes sortes de dépôts minces (métaux, alliages, composés interstitiels, céramiques) sur les aciers à outils maintenus à une température déterminée comprise entre 200 et 520 °C. Le montage le plus ancien et le plus simple est le système de pulvérisation cathodique pour diodes. Les conditions de pression ( $10^{-2}$  à 1 Pa) et de potentiel électrique ( $10^3$  à  $10^4$  V) qui sont appliquées permettent au système de fonctionner en régime de décharge anormale. Le transfert de la quantité de mouvement entre espèces ionisées de la phase gazeuse et atomes de la cathode conduit à l'éjection d'atomes neutres que l'on récupère sur les substrats généralement polarisés. Dans le montage, les vitesses de pulvérisation sont de l'ordre de 0,1 à 1  $\mu\text{m/h}$  et les durées de traitement sont donc longues pour des épaisseurs de dépôt visées de plusieurs micromètres. L'équipement de base est de plus en plus remplacé, pour les dépôts sur aciers à outils, par ses deux variantes, le système magnétron et l'érosion par arcs multiples.

### **Système magnétron [48, 49]**

Le confinement des électrons peut être réalisé de façon drastique grâce à des aimants permanents convenablement assemblés derrière la cible (matériau à pulvériser) et ainsi augmenter l'efficacité du plasma au voisinage de celle-ci. Ce principe appliqué à des cibles non magnétiques permet de multiplier la vitesse de pulvérisation par un facteur qui peut

atteindre 50. Industriellement, on sait réaliser des cibles poteaux ou des cibles en forme de cathode creuse ayant jusqu'à un mètre de hauteur ; des cibles magnétron planes sont aussi disponibles (Figure 1.18).



**Figure 1.18.** Représentation schématique d'un magnétron [49]

L'utilisation d'une cible magnétron a aussi pour avantages de limiter la tension de décharge à une valeur comprise entre 300 et 600 V et d'augmenter la densité de puissance jusqu'à quelques dizaines de  $W/cm^2$ . Ce point est important car les vitesses de pulvérisation sont en première approximation proportionnelles au transfert de puissance à la cathode. Bien entendu, les cibles doivent être refroidies. La température des substrats reste basse par suite du confinement du plasma devant la cible. Les vitesses de dépôt peuvent être supérieures à  $0,5 \mu m/min$  et généralement, tout au moins en dépôt non réactif, les couches présentent une bonne adhérence qui peut être améliorée si les substrats sont eux-mêmes soumis à l'action du plasma. Ces cibles magnétron peuvent être utilisées avec l'accessoire triode conduisant au système triode- magnétron.

### **Procédé d'érosion par arcs multiples**

Dans ce procédé, la vapeur métallique est obtenue à basse pression (0,1 Pa) par érosion d'une ou de plusieurs cathodes au moyen d'arcs électriques caractérisés par une faible tension et une haute intensité. Les atomes métalliques éjectés sont partiellement ionisés par les électrons émis, puis sont accélérés vers les substrats qui sont portés à un potentiel négatif, comme dans tous les procédés de dépôt ionique. Les vitesses de dépôt et le taux d'ionisation sont élevés. L'homogénéité des revêtements est obtenue par la mise en œuvre simultanée de plusieurs sources de vapeur disposées sur les côtés et au sommet de l'installation. Le coût du matériel et la possibilité de transférer des gouttes de métal sur les

substrats, par suite d'une localisation de la charge thermique sur les sources, représentent les principaux désavantages de cette technique qui a été initialement développée en Russie. Elle est actuellement bien implantée aux États-Unis et en Europe. De nouveaux équipements avec des sources de grandes dimensions et une configuration optimale du champ magnétique de guidage (système magnétique de confinement de l'arc) permettent de réduire la pollution des cathodes et les effets de projections métalliques, tout en assurant une meilleure constance de la vitesse de déposition pendant toute la durée de vie des cathodes.

En prenant en compte le problème industriel, nous avons opté pour étudié expérimentalement des revêtements obtenus par soudure Twinarc (de type MAG avec deux électrodes [50]) et par projection thermique (plasma et canon à détonation).

### **1.3. Techniques expérimentales et modèles appliquées aux revêtements**

#### ***L'exploitation des structures rechargées***

Une fois le dépôt obtenu (§1.2) et le niveau des contraintes résiduelles connues (§ 2.2.1.4) les recharges peuvent être mises en exploitation. Leur comportement a été amplement étudié et modélisé. Nous allons passer en revue quelques résultats obtenus pour des recharges employées pour leur fonctionnement comme barrières thermiques.

Expérimentalement cela est réalisé par les essais de choc thermique et de fatigue qui se traduisent par des informations sur une contrainte correspondant à une durée de vie : courbe de Wöhler, diagrammes de Haigh et de Goodman, et sur l'apparition et la propagation de fissure en fatigue. Les résultats sont sensibles au mode de chargement, à la géométrie de l'éprouvette (lisse ou entaillée), à l'état de surface, à l'environnement, etc. Les courbes de Wöhler donnent la contrainte d'endurance  $\sigma_D$  à durée de vie illimitée, et la limite de fatigue (en général à pour  $10^6$  ou  $10^7$  cycles). Les mesures de propagation de fissure donnent accès au seuil de propagation  $\Delta K_s$ , au coefficient de la loi de Paris, et au facteur critique d'intensité de contrainte  $K_{Ic}$ .

De manière générale il n'existe pas des tests standard, car il y a :

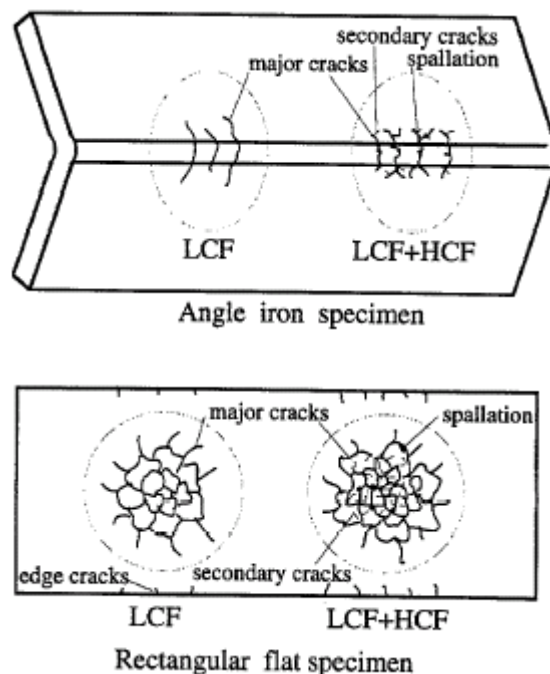
- des géométries différentes des échantillons (cylindre [51-53], plat [54], coin [55]) ;
- méthodes de chauffage différentes (rayonnement laser [51, 54-57], matériau fondu [52, 53]).

Sous la sollicitation en fatigue thermique se produisent deux phénomènes : apparition d'un réseau bi dimensionnel de fissures perpendiculaires à la surface de dépôt et la délamination entre sous couche et la couche réfractaire.

Ces deux phénomènes sont influencés par :

- **le type de sollicitation thermique**

D. Zhu et R. A. Miller [55] ont réalisé une étude en contrôlant la fréquence des cycles (low cycle fatigue LCF ou high cycle fatigue HCF). Les tests ont été réalisés pour deux géométries d'échantillons : rectangulaire et en coin (une plaque pliée sous angle conforme la Figure 1.19). Aucune information n'est donnée sur le niveau des contraintes résiduelles avant les tests.



**Figure 1.19.** Etat des surfaces après les tests en LCF et HCF [55]

Leurs résultats montrent un endommagement accentué en utilisant les deux **types de chauffe** combinés (LCF et HCF), observable aussi sur l'état de la surface pour les deux géométries (Figure 1.19). Les cycles HCF semblent avoir une influence sur la vitesse croissance des fissures.

- **le procédé de dépôt**

Schulz, U. et all. dans [58] fait une synthèse des résultats obtenus dans l'étude des FGM utilisés pour améliorer le comportement thermique, en usure et en corrosion. Pour les sollicitations sous choc thermique ils ont montré **l'influence du procédé de dépôt** sur la durée de vie d'un dépôt PSZ sur un MCrAlY. Le PSZ a été renforcé de manière graduelle

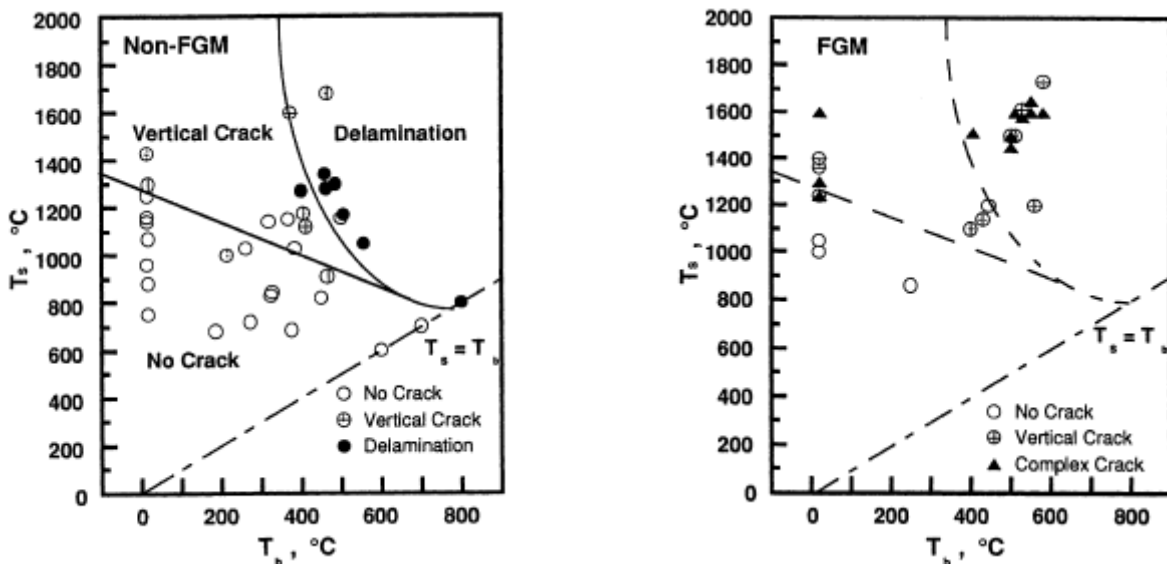
avec de l'alumine ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Les deux procédés comparés sont : le dépôt plasma sous l'air (APS) et le HVOF. Les meilleurs résultats sont obtenus avec le dépôt obtenu par HVOF.

Sollicité à l'usure, le PSZ montre une perte de poids diminuée avec le pourcentage en alumine. Malgré cela une composition très grande d'alumine fait descendre le comportement au choc thermique.

#### - la matière du substrat et le nombre des couches

Les observations de Y. C. Zhou et T. Hashida [51] ont été réalisées sur des échantillons cylindriques revêtus à l'extérieur avec deux types de dépôts : un ayant deux couches (PSZ et NiCrAlY) et l'autre avec cinq couches (avec variation graduelle de 25 % entre PSZ et NiCrAlY, de type FGM). La sollicitation thermique est réalisée à l'aide d'un laser. Un refroidissement par l'air à l'intérieur du cylindre assurait un gradient de température. Des mesures acoustiques ont permis de caractériser la fissuration en surface et le délaminage pendant les essais.

Les tests ont permis de tracer des domaines d'endommagement en fonction des températures extérieure et intérieure de l'échantillon, donc du **gradient thermique** (Figure 1.20). Comme on peut observer les FGM font disparaître le phénomène de délamination mais l'endommagement devient plus complexe.



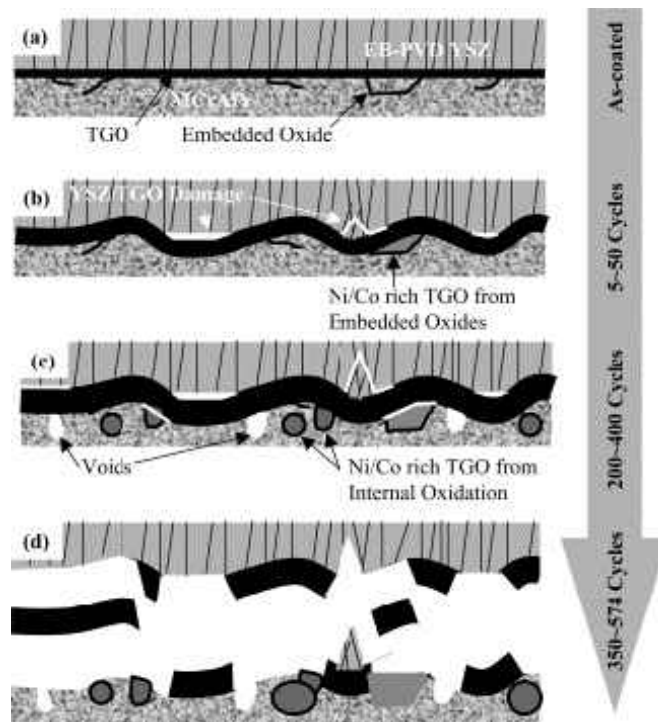
**Figure 1.20.** Les domaines d'endommagement en fonction du gradient thermique [51]

L'étude de H. Blake et al. [57] montre des résultats de durée de vie des dépôts en deux couches (PSZ/NiCrAlY) comparables à ceux obtenus pour des FGM. Ces résultats confrontés à ceux de A. Kawasaki et R. Watanabe [54] (mêmes revêtements mais d'autres substrats) montre aussi **l'influence du substrat** dans le fonctionnement des barrières thermiques.



Les recherches de Kokini K. et al. [56] éclaire aussi sur l'influence du nombre des couches d'un dépôt (NiCrAlY / PSZ) sur l'apparition des fissures pendant un choc thermique. Plus les couches sont nombreuses (la graduation de composition entre couches moins prononcé) plus il y a de fissures de surface et plus la température d'initiation des fissures horizontales est grande. Les fissures horizontales sont moins longues par rapport à celles obtenues avec un dépôt contenant moins de couches. L'explication des phénomènes observés est attribuée à l'effet combiné entre la graduation des propriétés thermomécaniques et la présence des fissures en surface.

- **l'apparition et la croissance des couches d'oxyde (TGO)** surtout dans le cas des dépôts en PSZ-NiCrAlY (le TGO serait  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ), réalisé par déposition thermique sous l'air. Cette couche se situe à l'interface entre le liant et la couche PSZ. Elle est friable et donc accélère le délaminage [59] [60-64]

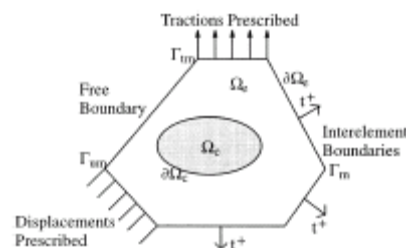


**Figure 1.21.** Progression de l'endommagement des revêtements par la formation et croissance d'une couche d'alumine à l'interface entre PSZ et le liant [60]

## **Modélisation thermo-mécanique des recharges**

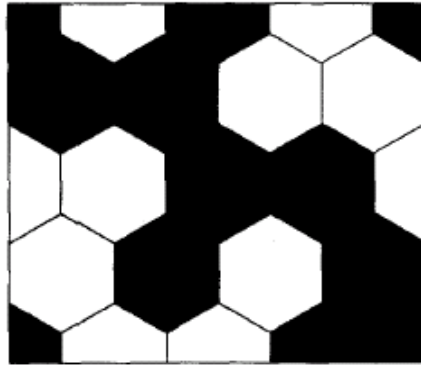
Pour modéliser des structures rechargées deux moyens sont utilisés dans la littérature: les **éléments finis** et les **méthodes analytiques**.

En général les revêtements sont des structures hétérogènes et l'analyse à l'aide des éléments finis nécessite une discrétisation très raffinée (maillage très fin) du domaine. Cela implique un risque de faire des maillages plus longs qu'épais qui peut donc être une source d'erreur de calcul. C'est pour cela que l'utilisation de cette méthode est délicate pour étudier l'effet des distributions spatiales sur les propriétés mécaniques et thermiques des structures hétérogènes de façon réaliste.



**Figure 1.22.** Exemple d'un élément Voronoi [65, 66]

Pour représenter un choc thermique bref, les méthodes de simulation numérique utilisent des méthodes implicite ou explicite. L'une présente des difficultés pour la stabilité des solutions et l'autre tend à introduire une diffusion numérique. Il est donc délicat de bien représenter un transfert thermique instationnaire avec FEM. C'est encore plus dur lorsque la surface du matériau est hétérogène. Néanmoins il existe des méthodes permettant d'améliorer la FEM classique. Diverses solutions ont été testées pour remédier cet inconvénient. On peut citer l'amélioration des éléments des mailles par l'utilisation des éléments Voronoi [65, 66] ou hexagonaux avec des inclusions dans une matrice continue [67, 68], l'utilisation des éléments de frontières [69, 70]. La méthode proposée par V.D. Fachinotti et M. Bellet [71] permet la modélisation des chocs thermiques avec des éléments finis tétraédriques. Leur méthode considère une valeur supérieure de la conductivité du matériau à l'instant  $t=0$  et pendant  $\Delta t_{ts}$  qui correspond à la durée du choc thermique. Pour la suite de la modélisation ( $t > \Delta t_{ts}$ ) la valeur de la conductivité thermique redevient celle du matériau.



**Figure 1.23.** Exemple des éléments hexagonaux [67, 68]

Pour modéliser le fonctionnement en choc thermique d'un dépôt, le modèle des composites laminés est utilisé. Il est connu aussi sous le nom de modèle "multi-matériaux". Chacune des couches a ses propriétés physiques et chimiques et entre les couches il y a des interactions physiques et chimiques. Une application de ce modèle représente le modèle "bi-matériaux" qui est le modèle le plus simple pour symboliser une pièce rechargée, celui d'un matériau appliqué sur un autre. Les propriétés des couches peuvent être variées avec l'épaisseur du dépôt, en prenant les interactions entre couches ou en les ignorant. De manière générale difficiles à mesurer, les interactions entre les couches sont souvent ignorées. Ce modèle est une approximation réductrice, mais souvent utilisé, il donne une idée sur le comportement d'un dépôt dans des situations diverses. Une autre application du modèle multi-matériaux est celui d'un matériau pour lequel les propriétés varient en fonction de lois continues. Ce type de modèle est souvent utilisé pour modéliser les matériaux à gradient fonctionnel (FGM).

En ce qui concerne le comportement des rechargements, il peut être élastique ou plastique comme n'importe quel autre matériau. Cependant pour les revêtements TBC avec des céramiques le comportement habituellement utilisé est élastique.

Les modèles énoncés plus hauts sont applicables à diverses géométries : plane ou cylindrique. Comme notre cas d'étude s'applique aux formes cylindriques, nous allons orienter cette présentation bibliographique seulement sur les études réalisées pour cette géométrie. De plus, comme nous l'avons déjà mentionné plus haut, ne seront mentionnés que les études appliquées à des revêtements avec la fonction de barrière thermique.

Dans son article Y. Y. Yang [72] fait une bonne synthèse des modèles thermomécaniques existants, applicables pour une géométrie cylindrique d'un matériau à gradient continu comme revêtement pour un comportement linéaire (élastique) ou en fluage. La solution de problème thermo élastique est aussi proposée pour le même cas par Ye et al. [73], H. Awaji et R. Sivakumar [74], Y.C. Zhou et T. Hashida [8] ou par Tanigawa [75] :

Les relations entre les contraintes et les déformations s'écrivent :

$$\begin{aligned}\epsilon_r &= \frac{1}{E'} \left( \sigma_r - \frac{\nu}{1-\nu} \sigma_\theta \right) + (1+\nu)\alpha T, \\ \epsilon_\theta &= \frac{1}{E'} \left( \sigma_\theta - \frac{\nu}{1-\nu} \sigma_r \right) + (1+\nu)\alpha T\end{aligned}\quad (1.1)$$

Où  $E' = E / (1-\nu^2)$

Ou encore :

$$\begin{aligned}\sigma_r &= \frac{E(1-\nu)}{(1-2\nu)(1+\nu)} \left( \epsilon_r + \frac{\nu}{1-\nu} \epsilon_\theta - \frac{1+\nu}{1-\nu} \alpha T \right), \\ \sigma_\theta &= \frac{E(1-\nu)}{(1-2\nu)(1+\nu)} \left( \epsilon_\theta + \frac{\nu}{1-\nu} \epsilon_r - \frac{1+\nu}{1-\nu} \alpha T \right), \\ \sigma_z &= \nu(\sigma_r + \sigma_\theta) - E\alpha T,\end{aligned}\quad (1.2)$$

Les relations entre les déformations et les déplacements s'écrivent :

$$\begin{aligned}\epsilon_r &= \frac{du}{dr}, \\ \epsilon_\theta &= \frac{u}{r},\end{aligned}\quad (1.3)$$

Où  $u$  est le déplacement suivant la direction  $r$ . L'équation d'équilibre du problème cylindrique est :

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0 \quad (1.4)$$

En remplaçant les équations (1.3) dans (1.2) et celle-ci en (1.4), l'équation (1.5) est obtenue :

$$\frac{d^2u}{dr^2} + \frac{du}{dr} \left[ \frac{1}{r} + \frac{d(\ln(E))}{dr} \right] + \frac{u}{r} \left[ \frac{\nu}{1-\nu} \frac{d(\ln(E))}{dr} - \frac{1}{r} \right] = \frac{1+\nu}{1-\nu} \left[ \frac{d(\alpha T)}{dr} + \alpha T \frac{d(\ln(E))}{dr} \right]. \quad (1.5)$$

Les propriétés des matériaux sont supposées avoir des variations données par des lois de type puissance

$$E = Ar^n, \quad \alpha T = Br^m;$$

La solution de l'équation (1.5) devient:

$$u(r) = C_1 r^{x_1} + C_2 r^{x_2} + \frac{\nu' B(m+n)}{(m+1)(m+n+1) + (n\nu' - 1)} r^{(m+1)} \quad (1.6)$$

Dans laquelle :

$$\begin{aligned}x_{1,2} &= \frac{-n \pm \sqrt{n^2 + 4(1 - m\nu')}}{2}, \\ \nu' &= \frac{\nu}{1-\nu}, \quad \nu'' = \frac{1+\nu}{1-\nu}.\end{aligned}$$

Pour obtenir les constantes  $C_1$  et  $C_2$  dans chaque matériau, les conditions aux limites suivantes sont utilisées, continuité de contrainte  $\sigma_r$  et de déplacement  $u$  à chaque interface et  $\sigma_r = 0$  sur les surfaces interne et externe.

Certains cas ont des solutions simples comme :

1. Le cas avec  $n = 0$ ,  $m \neq 0$  (le module d'Young est constant, mais  $\alpha T$  est fonction de  $r$ , comme dans le cas où  $\alpha$  est constant et  $T$  est en fonction de  $r$ ):

$$x_1 = 1, \quad x_2 = -1,$$

$$u(r) = C_1 r + \frac{C_2}{r} + \frac{\nu'' B}{m+2} r^{(m+1)}.$$

2. Le cas avec  $m = 0$ ,  $n \neq 0$  ( $\alpha T$  est constant, mais le module d'Young est fonction de  $r$ ):

$$u(r) = C_1 r^{x_1} + C_2 r^{x_2} + \frac{\nu'' B}{1+\nu'} r,$$

Dans laquelle  $x_1$  et  $x_2$  dépend des valeurs de  $n$ .

3. Le cas avec  $m = 0$ ,  $n = 0$  ( $\alpha T$  est constant et le module d'Young est constant aussi, qui correspond au cas d'un matériau homogène à une température homogène):

$$x_1 = 1, \quad x_2 = -1,$$

$$u(r) = C_1 r + \frac{C_2}{r} + \frac{B}{2} \frac{1+\nu}{1-\nu} r,$$

Pour traiter le fluage Y.Y. Yang [72] utilise une loi de Norton pour donner une relation entre la vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon}_{ij}$ ) et de contrainte ( $\dot{\sigma}_{ij}$ )

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1+\nu}{E} \dot{\sigma}_{ij} - \frac{\nu}{E} \dot{\sigma}_{kk} \delta_{ij} + \frac{3}{2} D \sigma_{\text{eff}}^{(N-1)} S_{ij} \tag{1.7}$$

Dans laquelle :

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij},$$

$$\sigma_{\text{eff}} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_\theta)^2}, \tag{1.8}$$

Où  $D$  et  $N$  sont des constantes de fluage.

La solution de l'équation d'équilibre de la vitesse de déplacement est alors la suivante :

$$\dot{u}(r) = D_1 r^{x_1} + D_2 r^{x_2} + r \frac{\frac{3}{2} D \sigma_{\text{eff}}^{(N-1)} \{S'_r(1+n-\nu) + S'_\theta(\nu(n+1)-1)\}}{n(1+\nu)}, \tag{1.9}$$

Une analyse thermomécanique suivent deux directions, pour le cas d'un cylindre FGM chauffé à l'extérieur a été réalisé par Obata Y. et al.[76].

On constate que dans cette modélisation thermomécanique du matériau revêtu, la condition de la chaleur n'est pas modélisée. Le champ de température est pris comme une

donnée d'entrée  $\alpha \cdot T < B \cdot r^m$ . C'est une limitation de cette modélisation car elle ne traduit pas l'effet des propriétés thermiques sur le comportement au choc thermique.

Noda, N [77] réalise une étude analytique des contraintes thermique et de facteur d'intensité de contrainte induit dans un FGM à température stable ou en condition de choc thermique. Les propriétés de FGM varient avec la température et avec l'épaisseur de rechargement définie avec des lois de mélange. Idéalement les contraintes thermiques peuvent diminuer avec un changement continu de la composition entre la céramique et le substrat. La même remarque a été faite pour le facteur d'intensité. Il a montré donc l'intérêt d'utilisation d'un matériau FGM dans les applications utilisant des barrières thermiques.

Un modèle analytique thermo élastique d'un cylindre multicouche chauffé à l'extérieur, est présenté par B. Protsiuk. et V. Syniuta [78]. L'application numérique a été réalisée pour un couple de deux matériaux. Ils ont montré que pour éviter la séparation des deux matériaux pendant le chauffage le rapport de leur module de Young et de leur coefficient de Poisson doivent être minimaux, et en même temps le rapport des coefficients de dilatation et des conductivités doit être maximal.

Une optimisation de la fraction volumique pour améliorer la résistance thermique des cylindres multicouches chauffés à l'intérieur et à l'extérieur est réalisée par R. Kawamura et al. [79] ou encore par Y. Ootao et al. [80]. Le problème thermique unidimensionnel et thermo élastique sont résolus. Le premier groupe d'auteurs utilise un algorithme génétique pour optimiser ce problème et les autres utilisent un algorithme neuronal. Les applications numériques sont réalisées pour un matériau avec une variation du taux volumique entre un alliage de titane (Ti-6Al-4V) et un oxyde zirconium ( $ZrO_2$ ). Les nouvelles structures du dépôt optimisé sont données par rapport à celle obtenue par une loi puissance (Figure 1.24 et Figure 1.25). L'algorithme génétique présente l'avantage du temps de calcul plus court. Mais à notre connaissance aucune des deux structures optimisées n'a été testé expérimentalement.

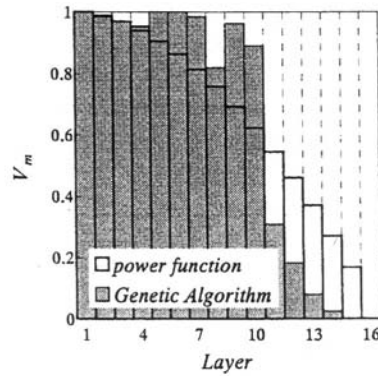


Figure 1.24. Optimisation d'un revêtement pour résistance thermique [79]

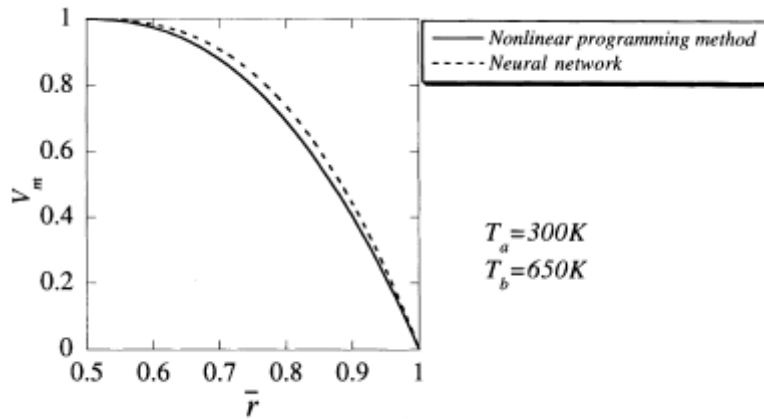
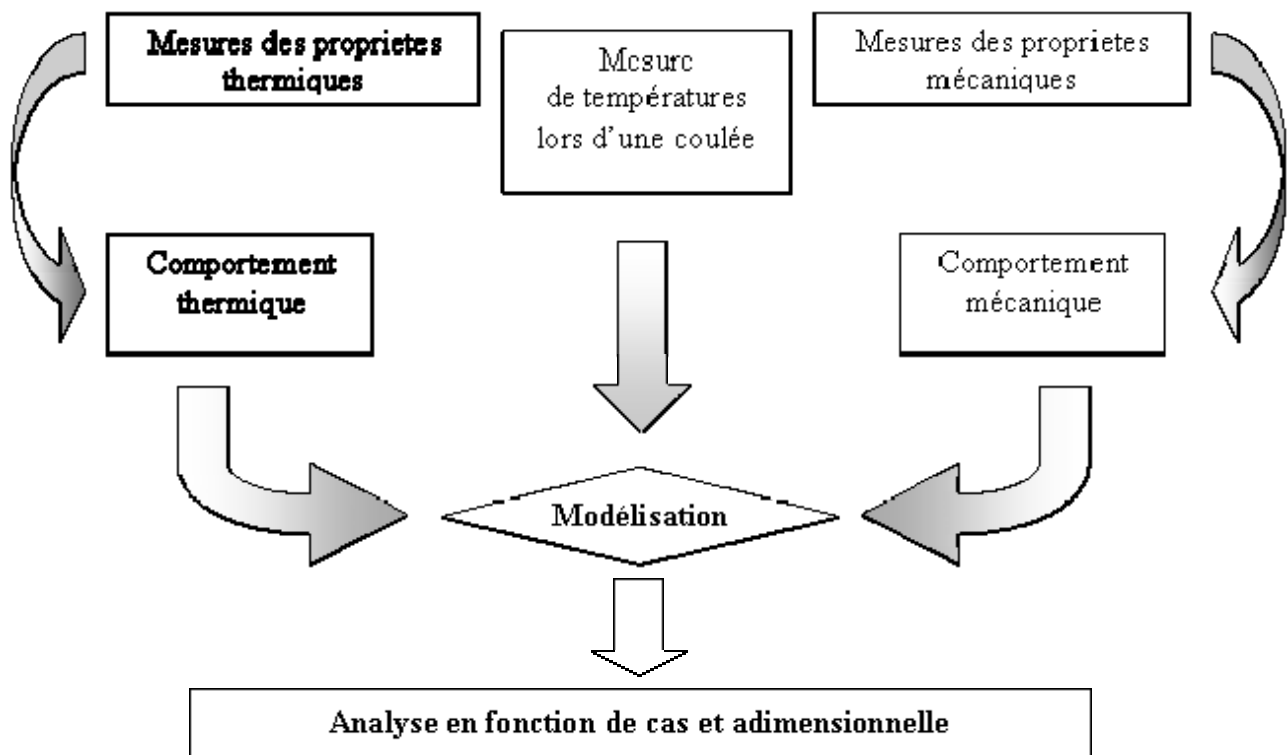


Figure 1.25. Optimisation d'un revêtement pour résistance thermique [80]

**1.4. Méthode préconisée pour aborder cette étude**

Pour les coquilles de fonderie centrifuge, la sollicitation thermique est la principale cause de mise au rebut. Pour prolonger la durée de vie, deux solutions sont envisagées : soit en remplaçant le matériau de la coquille par un matériau plus conducteur afin de diminuer les gradients thermiques, soit en protégeant la coquille par d'autres matériaux moins conducteurs qui protègent la coquille thermiquement. Cette deuxième solution est étudiée dans ce traité. Un éclaircissement est apporté sur le choix du matériau en étudiant le comportement de l'ensemble en sollicitation thermique et leur compatibilité thermomécanique. Deux cas d'étude sont envisagés : le cas bi-matériaux dans lequel un matériau est déposé sur la surface interne de la coquille et le cas multi-matériaux dans lequel une succession de couches de matériaux différents sont déposés pour protéger le moule. Le cas bi-matériaux a été étudié pour des ensembles réels correspondant à des rechargements pratiqués pour la réparation et pour des ensembles hypothétiques avec cuivre et acier. Pour le cas multi-matériaux, nous avons utilisé des dépôts testés au CRD St. Gobain PAM en ZrO<sub>2</sub>-NiCrAlY et en WCCo-NB.

La méthodologie adoptée est présentée dans la Figure 1.26. Cette méthodologie a été utilisée dans tous les cas de cette étude (bi-matériaux, multi-matériaux). Les propriétés thermiques et mécaniques étant très importantes dans notre analyse, une partie de l'étude a été menée pour caractériser les matériaux utilisés et les interfaces formées entre les matériaux. Les résultats obtenus sont exposés dans le chapitre 2. Une seconde partie expérimentale constitue la mesure et l'évaluation de la sollicitation thermique. Pour cela des mesures de températures ont été réalisées sur un démonstrateur au Centre de Recherche et Développement de Saint-Gobain PAM. Ces mesures ont été exploitées par une méthode inverse. L'analyse des résultats et de la littérature nous a permis de proposer et de concrétiser des améliorations dans cette mesure expérimentale (cf. § 2.1).



**Figure 1.26** .Le schéma des différentes étapes de l'étude

Toutes les données expérimentales, complétées si besoin était par des données issues de la littérature, ont été utilisées pour modéliser le comportement thermo-élastique de l'ensemble coquille / rechargement. En premier, une modélisation de flux thermique à la surface de l'ensemble a été réalisée en utilisant une méthode inverse. Ensuite les évolutions des températures en fonction du temps et de l'épaisseur ont permis de déterminer les champs de contrainte et de déformation dans l'outillage et son revêtement. Ces simulations sont réalisées avec un code de calcul développé sous Matlab. Une interface a été réalisée pour faciliter l'utilisation des codes réalisés. Le code réalisé permet l'étude d'une coquille



mono-matériau et  $n$  matériaux,  $n$  étant supérieur ou égal à 2. Les cas mono et bi-matériaux ont été étudiés sous forme adimensionnelle afin de mettre en évidence les groupements de propriétés importants. Tout ceci fait l'objet du chapitre 3. Le chapitre 4 est consacré à l'étude et à la discussion de cas concrets, ou hypothétiques. Plusieurs cas de coquilles bi-matériaux sont examinés : le couplage thermo-mécanique entre cuivre et acier, le cas pratique des recharges soudés lors des réparations de coquille. De ces derniers cas les résultats d'une étude en fatigue thermique sont discutés. Deux cas concrets de revêtements FGM ou multi matériaux sont également analysés. Enfin une discussion sur l'étude adimensionnelle des cas bi-matériaux est menée avec comme idée phare : l'écrantage thermomécanique de la coquille par un revêtement.

## **2. Mesures expérimentales**

Pour réaliser la modélisation des coquilles, certaines données des matériaux ont besoin d'être déterminées. Ce chapitre présente les méthodes de mesures choisies et utilisées dans le cadre de ces travaux. Une synthèse des données nécessaires et utilisées dans la suite de ce manuscrit est fournie en fin de chapitre. Elle regroupe à la fois des données mesurées par nos soins et des données complémentaires issues de la littérature.

## 2.1. Mesures de température

Comme il a été expliqué dans le chapitre introductif, la principale sollicitation des coquilles utilisées dans le procédé de coulée centrifuge est de nature thermique. C'est pour cela que nous avons consacré une grande partie de cette étude à estimer au mieux cette sollicitation en éliminant le plus possible les erreurs qui interviennent pendant les mesures de température.

Par définition, la température est une expression de l'énergie cinétique due à la vibration des atomes et des molécules de matière, à l'équilibre thermodynamique. Cette énergie peut se mesurer à l'aide de phénomènes variés comme par exemple la variation de volume ou de pression, de la résistance électrique, de la force électromagnétique, ou par émission des radiations électromagnétiques.

Suivant le type d'interaction entre le capteur et le milieu dont on veut connaître la température, les méthodes de mesure sont classées en trois catégories:

- par contact matériel direct dans laquelle le capteur essaie de se mettre en équilibre thermique avec l'élément. La température d'équilibre du capteur est égale à celle du milieu, si le capteur est complètement isolé thermiquement de l'extérieur. Souvent cet isolement est imparfait dû aux liaisons matérielles entre le capteur et le milieu extérieur qui permettent la lecture de la grandeur thermométrique<sup>1</sup>. Cette liaison est perturbée par un flux de chaleur parasite et il peut donner lieu à des erreurs de mesure importantes.
- par contact mais sans liaison matérielle avec l'extérieur : le capteur est en contact, en équilibre thermique avec le milieu, mais la lecture de la grandeur thermométrique s'effectue par voie optique sans liaison matérielle avec l'extérieur.
- sans contact matériel: les capteurs sont très éloignés de l'élément pour lequel la mesure de température est réalisée. Le capteur n'est plus en équilibre thermique avec l'élément, mais la mesure dépend de l'état calorifique de cet élément.

Les mesures de températures peuvent être : volumique ou surfacique locales et aussi en régime stationnaire ou non-stationnaire.

En fonction du phénomène physique exploité pour mesurer une grandeur thermométrique les capteurs sont :

---

<sup>1</sup> Une grandeur thermométrique est une grandeur physique (longueur, volume, résistance électrique, ...) qui dépend de la température :  $G = f(q)$ . Elle peut alors servir à la détermination de cette température

*Thermocouples*: mesure par contact avec liaison matérielle avec l'extérieur ils utilisent la force thermoélectrique d'un couple de matériaux conducteurs de l'électricité.

*Sonde à résistance et thermistance*: mesure par contact avec liaison matérielle avec l'extérieur, elles utilisent la résistance électrique d'un matériau. Il existe deux types principaux: les dispositifs métalliques (généralement désignés sous le nom de résistance température détecteur ou RTD), et des thermistances. Comme leur nom l'indique, les RTD utilisent le changement de la résistance d'un métal avec la température dans un domaine où la résistance varie linéairement avec la température. Les thermistances sont basées sur le changement de la résistance d'un semi-conducteur. Elles sont beaucoup plus sensibles que les RTD, mais leur réponse est fortement non linéaire.

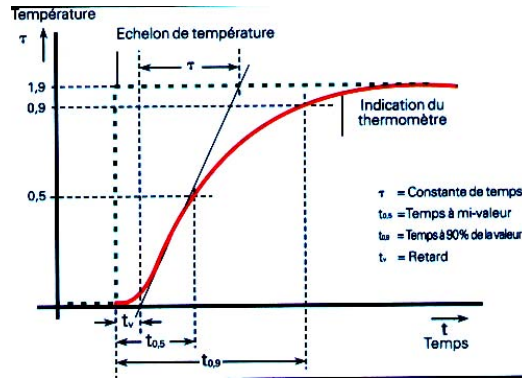
*Les dispositifs avec fluide en expansion*: mesure par contact sans liaison matérielle avec l'extérieur, et utilisent la variation de volume d'un fluide avec la température. Caractérisés par le thermomètre usuel, ils viennent généralement dans deux classifications principales: le type de mercure et le type organique-liquide.

*Les sondes de température avec éléments thermosensibles*: mesure par contact sans liaison matérielle avec l'extérieur (par exemple les rubans et pastilles thermométriques).

*Pyromètre* qui mesure sans contact et utilise la quantité de rayonnements électromagnétiques émise par une surface. L'énergie électromagnétique rayonne de toute la matière avec une gamme d'onde et une intensité qui dépendent de sa température et de ses propriétés propres (émissivité).

Le principe de fonctionnement de chaque type des capteurs est présenté dans l'Annexe 3.

Les capteurs peuvent introduire des erreurs pendant la mesure. Les sources d'erreur principales sont : le défaut d'isolement pour les capteurs par contact matériel direct, l'inertie du capteur et la sensibilité à des paramètres intermédiaires de la mesure (par exemple l'émissivité pour les pyromètres monochromatiques). Pour des mesures de température non-stationnaire, le temps pour que l'interaction entre le capteur et le milieu atteigne l'équilibre doit être suffisamment petit pour que la différence de température avec le milieu soit négligeable. Le temps de réponse d'un capteur caractérise l'inertie du capteur et de son montage dans le milieu. Une constante de temps est définie comme le temps requis par une sonde pour atteindre 63,2% d'un changement brutal de la température du milieu, dans un ensemble de conditions données. Le temps de réponse du capteur est influencé par le diamètre de thermocouple, le milieu ambiant et par la position de la soudure chaude.



**Figure 2.1.** L'estimation du temps de réponse d'un thermocouple [81]

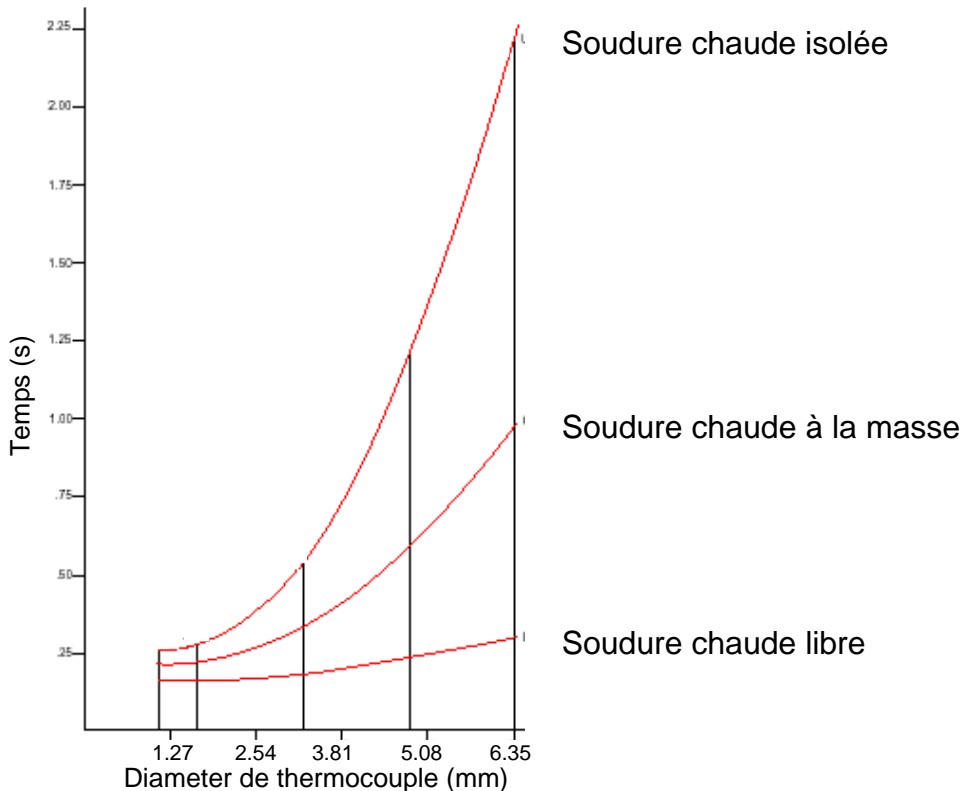
Souvent le thermocouple est situé à l'intérieur d'un métal ou d'un bouclier en céramique (gaine) qui le protège de l'environnement. En fonction du positionnement de la soudure chaude par rapport à la gaine les sondes thermocouples peuvent être (Figure 2.2): avec soudure chaude isolée, soudure chaude libre ou soudure chaude à la masse.



**Figure 2.2.** Types de jonction pour les thermocouples engainés

[81]

Le positionnement de la soudure chaude joue sur le temps de réponse du capteur dans des proportions montées dans la Figure 2.3.

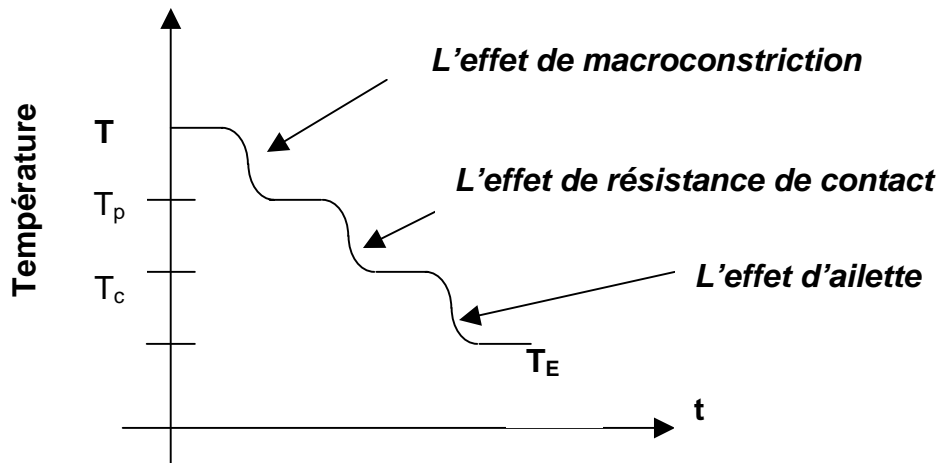


**Figure 2.3.** L'évolution du temps de réponse intrinsèque d'un thermocouple en fonction du diamètre et du positionnement de la soudure chaude [81]

D'autres erreurs sont introduites par la perturbation du champ de température local :

Le défaut d'isolation et plus généralement l'interaction avec l'extérieur provoquent une perturbation locale du champ de température que l'on souhaite mesurer : la température locale n'est plus celle qui y régnait avant la mise en place du capteur thermométrique. Pour le cas d'une mesure au sein d'un volume, l'erreur est liée au fait que la température du capteur ne coïncide presque jamais avec celle de l'élément de volume qu'il remplace. Ses caractéristiques thermophysiques sont différentes de celles du milieu, de même si le milieu est semi-transparent, ses caractéristiques radiatives.

Les conditions de transfert au sein du milieu sont modifiées par la présence du capteur et il apparaît, comme pour les mesures en surface, une perturbation locale du champ de température due aux transferts parasites capteur / milieu extérieur. Pour ce cas, trois effets se retrouvent influençant la mesure (Figure 2.4.) [82],:



**Figure 2.4.** Schéma explicatif des trois effets qui influencent la mesure [82]

**L'effet de convergence des lignes de flux** vers le capteur (ou **effet de macroconstriction**). Cet effet se traduit par la relation suivante entre la température vraie  $T$  et température perturbée  $T_p$  :

$$T - T_p = r_M \phi \quad (2.1)$$

Dans laquelle,  $r_M$  est la résistance de macro constriction et

$\phi$  est le flux de chaleur parasite transféré.

$$r_M \cong \frac{0.4789}{\lambda \sqrt{s}} \quad (2.2)$$

avec  $\lambda$  : la conductivité moyenne de la sonde

D'après la littérature [82], pour des mesures sur des parois la résistance  $r_M$  est donnée par l'équation (2.2). On peut estimer une chute de température de 96% à l'intérieur d'un hémisphère de rayon  $2.7\sqrt{s}$  autour du capteur.

$$r_M \cong \frac{1}{2\pi \cdot \lambda \cdot l} \log \frac{2l}{y} \quad (2.3)$$

avec  $l$  : la longueur du parcours isotherme de la sonde ;

$\lambda$  : la conductivité moyenne de la sonde ;

$y$  : le rayon de la sonde.

Pour les mesures au sein d'un milieu isotherme la résistance de macrostriction est donnée par l'équation (2.3), valable si  $l \gg y$ .

Donc pour réduire cette résistance il faut que la longueur  $l$  soit la plus grande possible. Sa valeur minimale est donnée par l'équation (2.4).

$$l_{\min} \cong 4 \sqrt{\frac{\lambda \cdot y}{2h_r}} \quad (2.4)$$

où  $h_r$  est le coefficient de transfert à travers l'espace résiduel vers le milieu au sein duquel on veut faire la mesure

**L'effet de résistance de contact** qui provoque une chute de température à l'interface milieu-capteur.

$$T_p - T_c = r_c \phi \quad (2.5)$$

$r_c$  représente la résistance de contact pour l'aire  $s$  (ou  $R_c$  est la résistance par unité d'aire tel qu'exprimé par l'équation (2.6)).

$$r_c = \frac{R_c}{s} = \frac{R_c}{2\pi \cdot y \cdot l} \quad (2.6)$$

Comme dans le cas précédent, cette résistance diminue si la longueur de parcours isotherme diminue.

**L'effet d'ailette** qui représente le transfert de chaleur vers l'extérieur (à la surface du capteur et le long des fils de liaison). Cet effet est responsable des échanges de chaleur entre la partie extérieure du capteur par contact matériel direct et le milieu ambiant. Quelle que soit la forme de cette partie (à section uniforme ou à section variable) le flux de chaleur  $\phi$  entre le point de mesure et le milieu extérieur est relié à l'écart de température par la relation suivante :

$$T_c - T_E = r_E \phi \quad (2.7)$$

$r_E$  représente la résistance thermique globale entre le point de mesure et le milieu extérieur. Cette résistance dépend de la géométrie, du coefficient de transfert superficiel  $h_E$  et de la conductivité thermique  $\lambda_E$  de cette liaison extérieure

L'erreur totale liée à l'ensemble des interactions thermomètre / milieu extérieur devient :

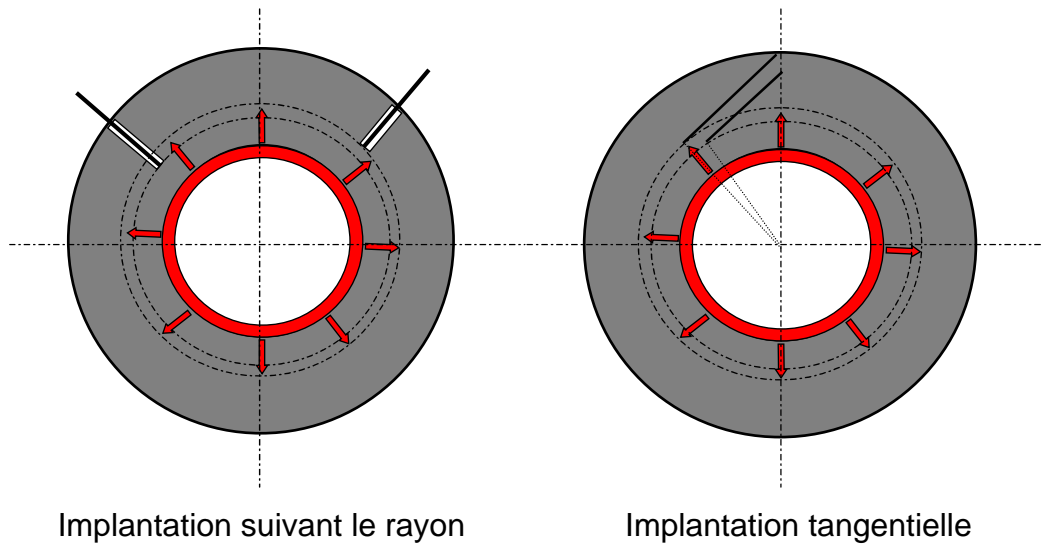
$$\varepsilon = K(T - T_E) \text{ dans laquelle } K = \frac{1}{1 + \frac{r_E}{r_C + r_M}} \quad (2.8)$$

Il faut donc que la résistance  $r_E$  soit la plus grande possible et le  $T_E$  le plus proche de  $T$  (sonde à compensation de flux) et en même temps il faut éviter un flux très grand pendant le transfert de chaleur vers l'extérieur car  $T_E$  devient supérieur à  $T$  et l'erreur change de signe (il faut éviter le rayonnement sur la liaison). Pour des mesures sur matériaux conducteurs,  $r_M$  devient plus grand que  $r_C$  et donc c'est la condition de contact qui domine l'erreur. Pour des matériaux isolants, c'est l'effet de macro-constriction qui fixe l'erreur.

Enfin une dernière source d'erreur est **liée directement au phénomène thermométrique** qui correspond à l'imprécision sur la mesure de la grandeur thermométrique et aux effets parasites attaché à ce phénomène. Par exemple se sont les erreurs introduites par la variation de la résistance électrique dues à des modifications de structure (transformations allotropiques, etc.), à des attaques chimiques et pour les circuits thermoélectriques, les nombreux effets parasites tel que la force électro-magnétique induite, l'effet de pile pour des soudures non neutres, modifications de la force thermoélectrique dues à des hétérogénéités, des modifications de structure, des jonctions non ponctuelles et non isothermes.

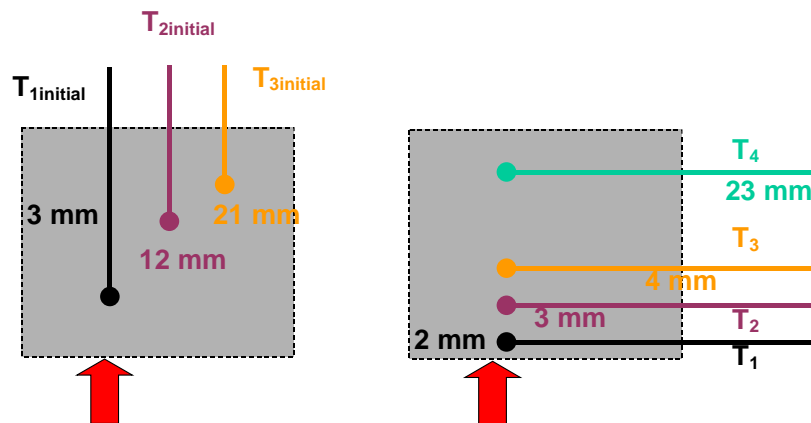
Pour mettre en évidence l'influence des effets énoncés plus haut nous avons réalisé une campagne d'essais avec deux coquilles expérimentales constituées de matériaux ayant des conductivités thermiques très différentes (cuivre et acier). Initialement les thermocouples étaient disposés habituellement suivant le rayon de la coquille au CRD de Saint-Gobain PAM. Nous avons proposé d'implanter les thermocouples tangentiellement à un cercle de rayon visé pour la mesure (Figure 2.5). Ce type d'implantation vise la diminution des erreurs de macro constriction et de l'effet d'ailette.



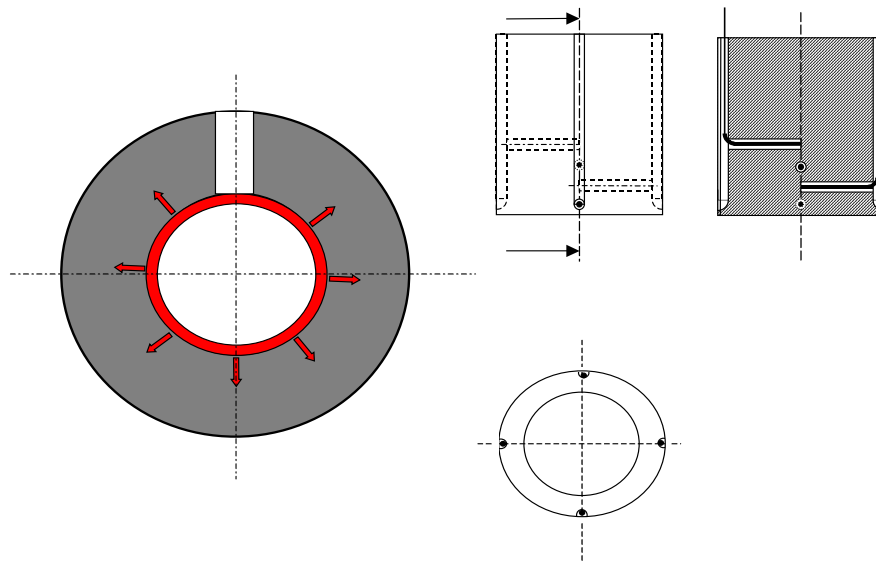


**Figure 2.5.** Chemins suivis pour réaliser l'implantation des thermocouples

Nous avons également essayé de positionner le thermocouple T1 le plus près possible de la surface interne au fil des essais (cf. Figure 2.6). Une autre solution technique (Figure 2.7) a été proposée. Elle consiste en la réalisation d'un capteur instrumenté. Celle-ci a été refusée par crainte d'infiltration de la fonte liquide sur les cotés du capteur. Cette solution a été néanmoins reprise par la suite améliorée, brevetée et testée dans les conditions extrêmes de la fonderie sous pression (800 bars de pression appliquée au métal liquide) [83, 84].



**Figure 2.6.** Profondeurs d'implantation des thermocouples



**Figure 2.7.** Capteur thermique proposé

Suite à ces campagnes de mesures de température (Figure 2.8 à Figure 2.11) nous avons estimé le flux thermique à la surface interne en utilisant une méthode inverse. Le détail sur cette méthode est présenté dans le chapitre III. Les profils des températures présentés dans la Figure 2.8 sont utilisés pour tracer la variation de flux thermique dit «dans l'acier initial» présenté dans la Figure 2.12. Dans la même figure, la variation de flux thermique dit «dans l'acier final» est tracé à partir des profils des températures présentés dans la Figure 2.9. Les variations de flux thermiques dit «dans cuivre initial» et «dans cuivre final» sont tracées à partir des profils des températures présentés dans la Figure 2.10, respectivement dans la Figure 2.11. Comme nous pouvons l'apercevoir, pour un matériau plus conducteur (le cuivre) l'influence des effets décrits plus haut n'est pas très important et le changement de mode d'implantation n'induit pas de grand changement dans les courbes de flux déduites (facteur 1.28 de correction Figure 2.11). Cela n'est pas le cas pour un matériau moins conducteur comme l'acier. Le positionnement du thermocouple associé avec son temps de réponse joue fortement sur l'estimation de flux thermique (facteur 2.66), Figure 2.11.

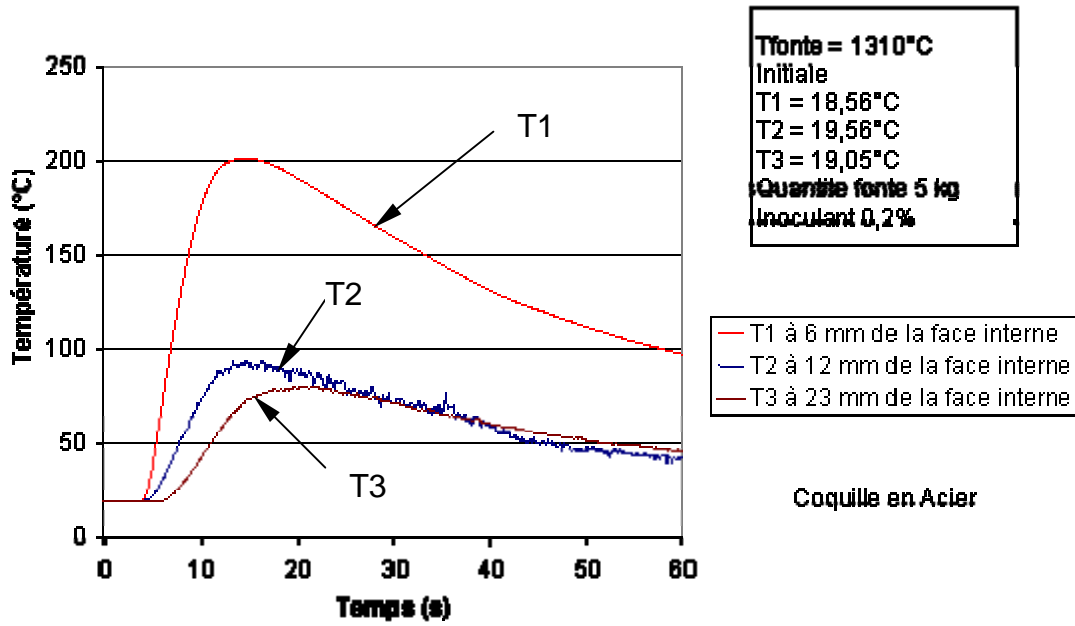


Figure 2.8. Profil des températures enregistrées sur une coquille en acier ; emplacement radial des thermocouples

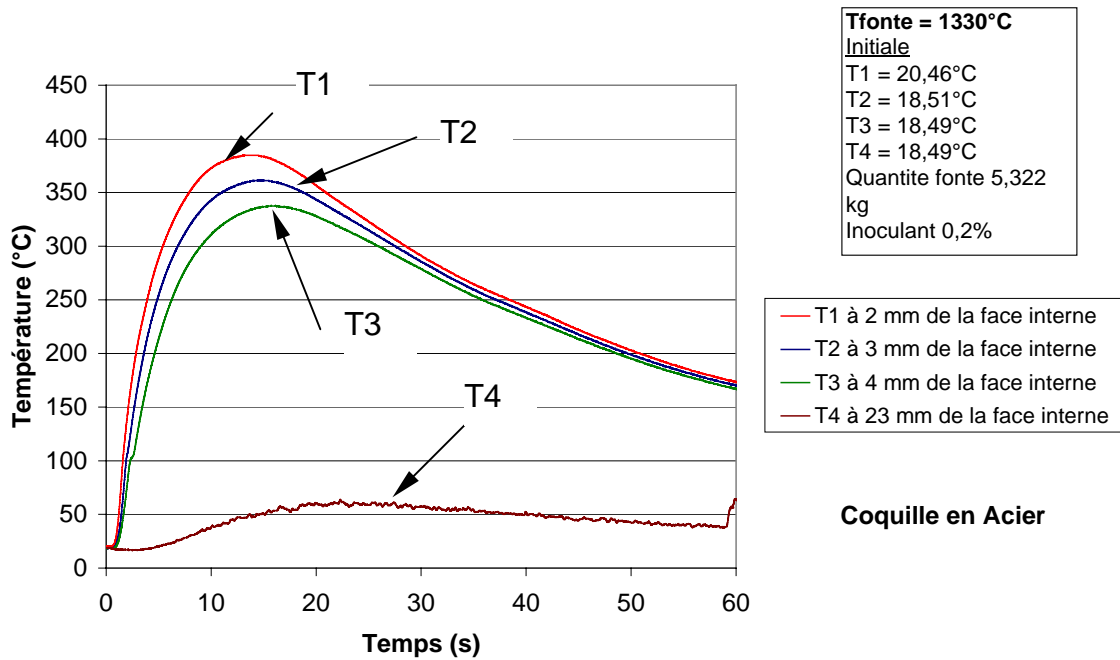
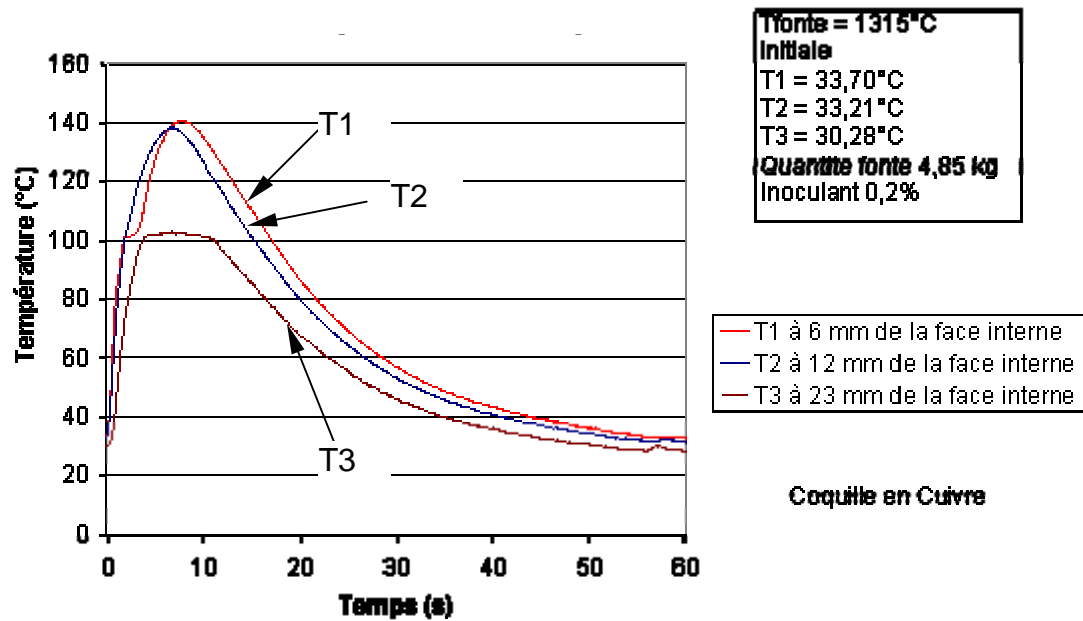
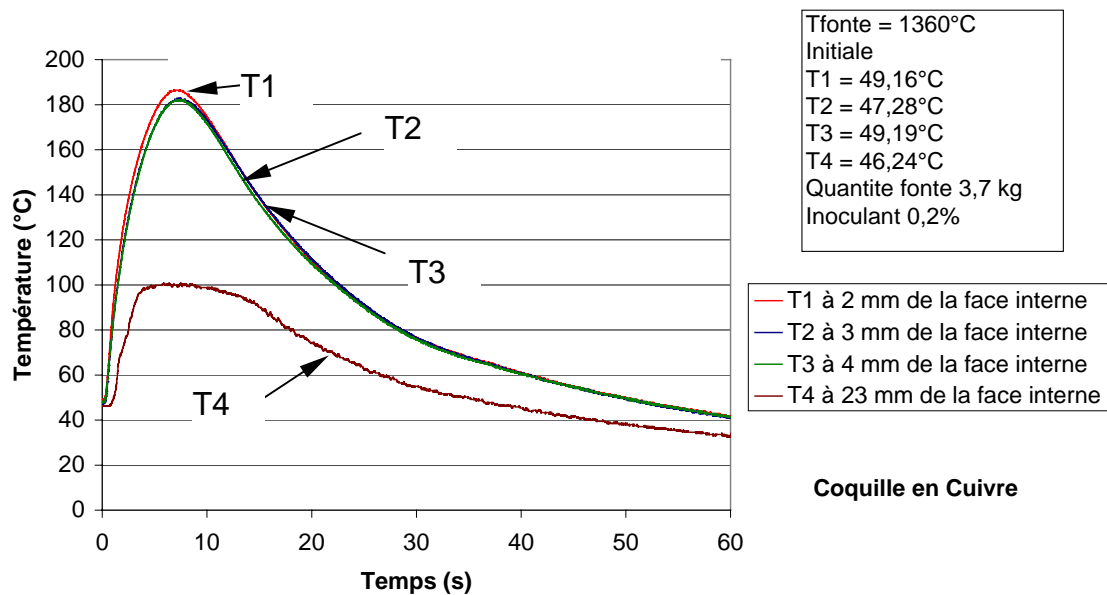


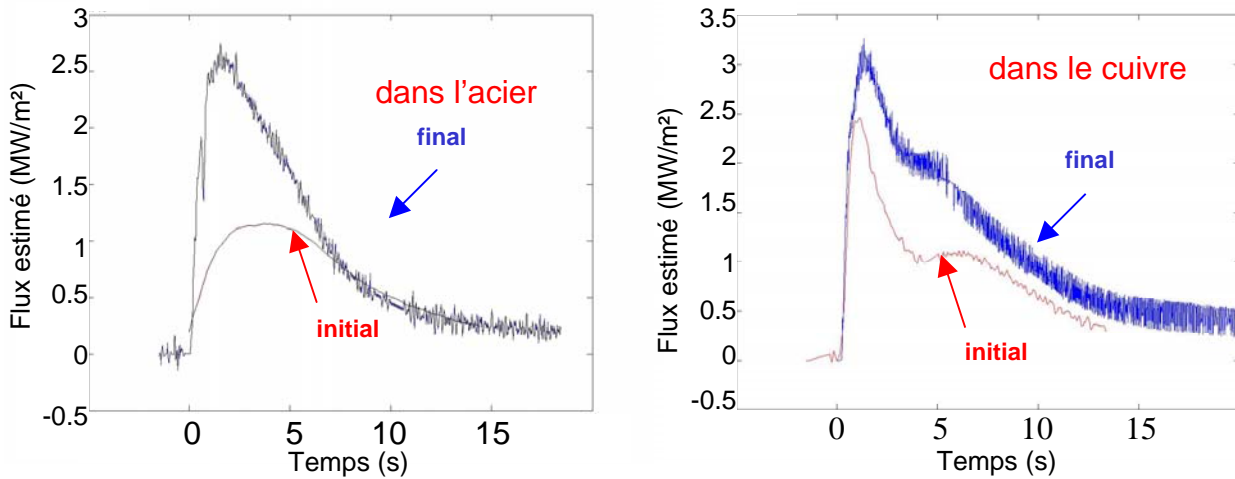
Figure 2.9. Profil des températures enregistrées sur une coquille en acier ; emplacement tangential des thermocouples



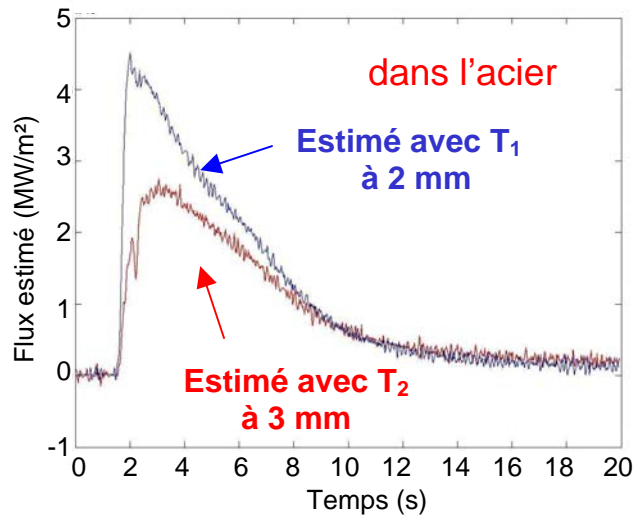
**Figure 2.10.** Profil des températures enregistrées sur une coquille en cuivre ; emplacement radial des thermocouples



**Figure 2.11.** Profil des températures enregistrées sur une coquille en acier ; emplacement tangentiel des thermocouples



**Figure 2.12.** Influence de mode d'implantation { Arrosages 1 (1 minutes); Température d'eau 15°C}



**Figure 2.13.** Influence du positionnement du premier thermocouple sur le calcul de flux thermique, instrumentation tangentielle

Pour mettre en évidence l'importance de la position du thermocouple le plus proche (de la surface interne) dans la détermination du flux thermique, nous avons fait deux évaluations, l'une utilisant le thermocouple positionné à 2 mm de la surface et l'autre situé à 3 mm pour le cas de la coquille en acier. Les résultats sont clairement sous estimés d'un facteur 1.7 dans le deuxième cas (**Figure 2.13**). Nous n'avons pas repris le cas similaire du cuivre car cette différence n'est pas aussi évidente, explicable par sa conductivité thermique élevée.

Le dernier type d'implantation des thermocouples (tangentielle à un cercle de rayon visé pour la mesure), a également été utilisé pour les mesures réalisées sur une coquille en acier ayant, sur sa surface interne, un dépôt NB/WCCo. Les mesures de

températures dans l'épaisseur de la coquille sont réalisées avec 3 thermocouples de type K chemisés avec rétrécissement du diamètre en deux étapes de  $\phi$  1 mm à 0,5 mm et de 0,5 mm à 0,25 mm (Figure 2.14). Ils sont placés dans des trous percés dans la coquille depuis l'extérieur sous angle (Figure 2.15). Pour mémoire, toutes les mesures évoquées précédemment utilisaient des thermocouples gainés de 0.5 mm de diamètre avec soudure chaude isolée.

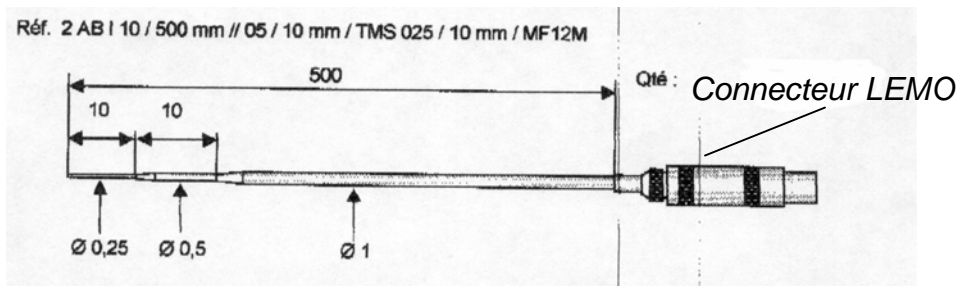


Figure 2.14. Le type de thermocouple utilisé pour mesurer les températures [9]

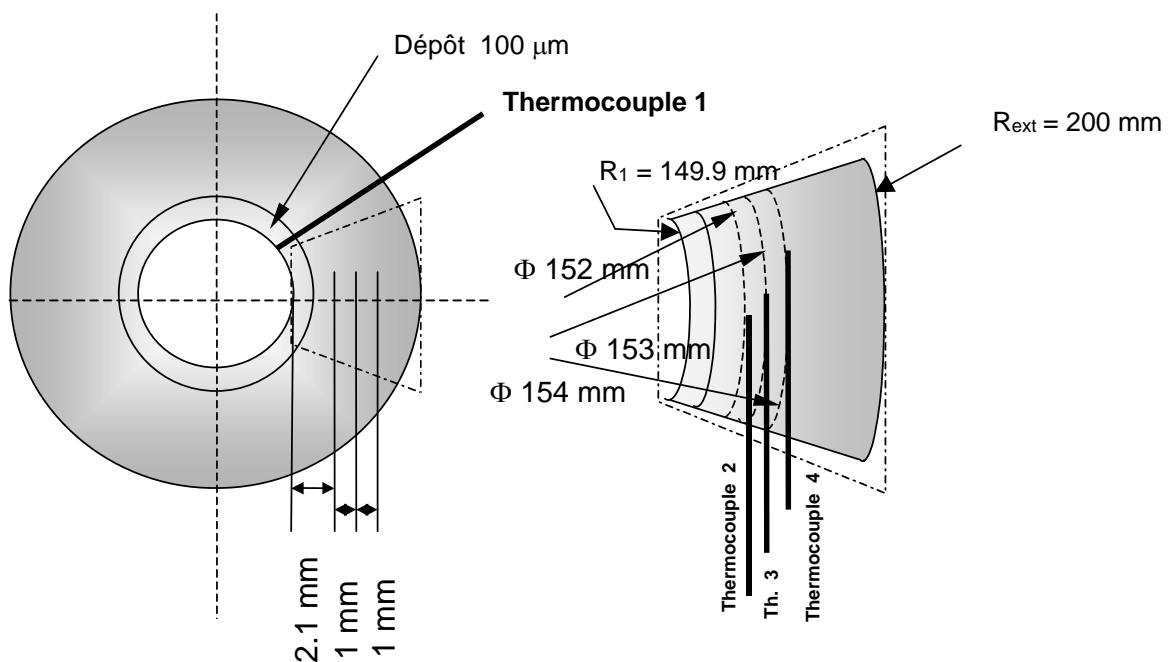
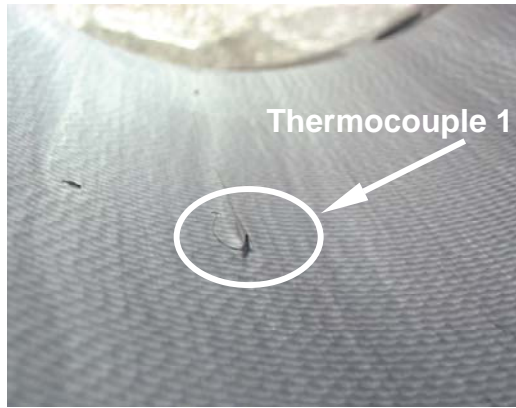


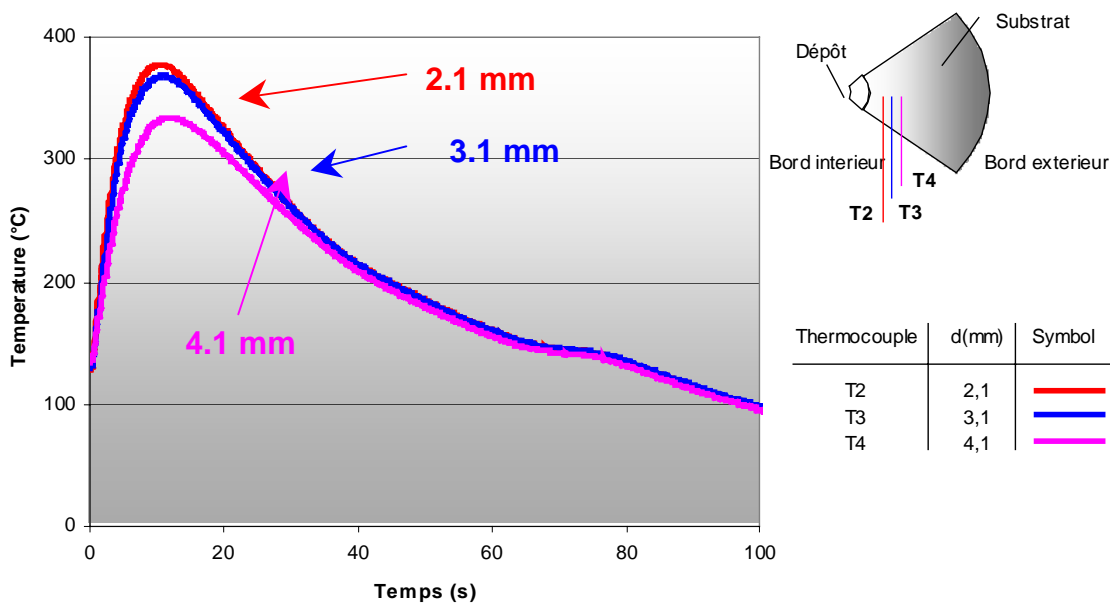
Figure 2.15. Emplacement des thermocouples

Un quatrième thermocouple prévu initialement pour mesurer la température près de l'interface entre les deux couches de dépôt, a été mal intégré pendant le dépôt des couches et au final, il se trouve complètement à l'extérieur du dépôt (Figure 2.16). Finalement le bout qui dépassait a été coupé pour en faire un thermocouple ouvert. Le contact avec la fonte liquide crée la soudure chaude et le thermocouple une fois fermé fournit une indication de la température de surface de la fonte.



**Figure 2.16.** Thermocouple débouchant à la surface de la coquille revêtue NB/WCCo

Les trois thermocouples implantés dans la coquille respectivement à 2.1, 3.1 et 4.1 mm de la surface intérieure de la coquille donnent une information type représentée dans la Figure 2.17. La température monte pendant les premières 15 s, jusqu'à environ 380°C, suivi d'une descente pendant 45 s atténuée sur les dernières 20 s. Un palier de 5 s, à environ 150°C est dû à un arrêt de l'arrosage de la coquille. La reprise de l'arrosage à environ 80 s fait reprendre la chute des températures.

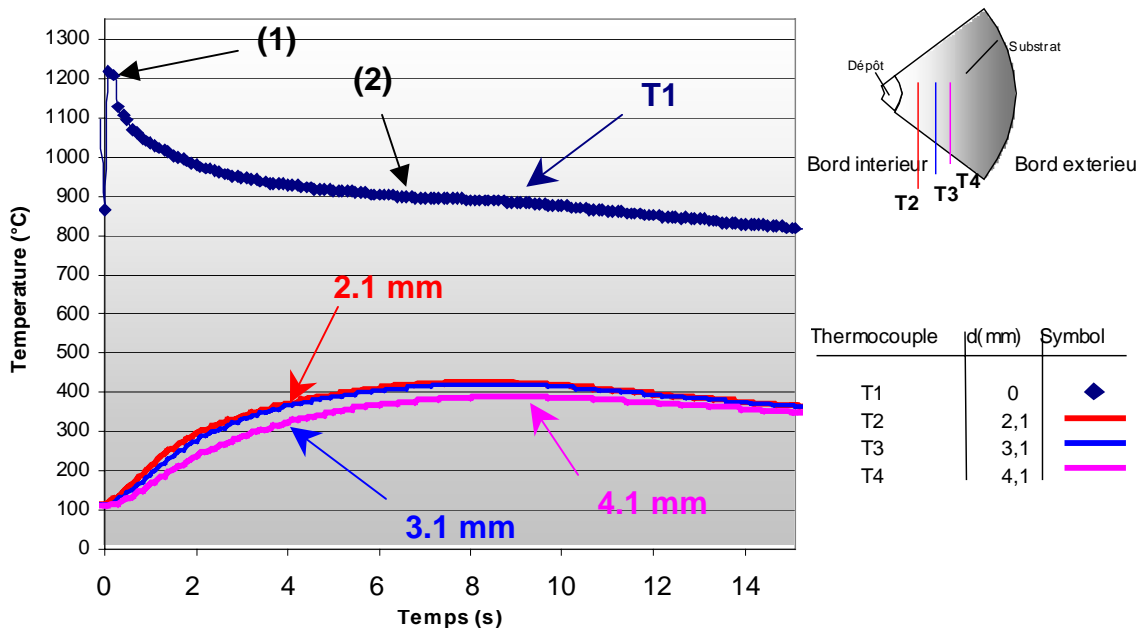


**Figure 2.17.** Profil des températures enregistrées sur coquille revêtue NB/WCCo  
Essai no. 1 { Poids 4,33 kg ; Arrosages 2 (2 minutes); Température d'eau 15°C}

Le thermocouple ouvert n'a pas fonctionné longtemps pendant les coulées. Cela est dû au phénomène de contraction de la virole pendant sa solidification. Aussi d'autres

phénomènes comme le dégazage, l'infiltration d'eau ont influencé les enregistrements de ce thermocouple.

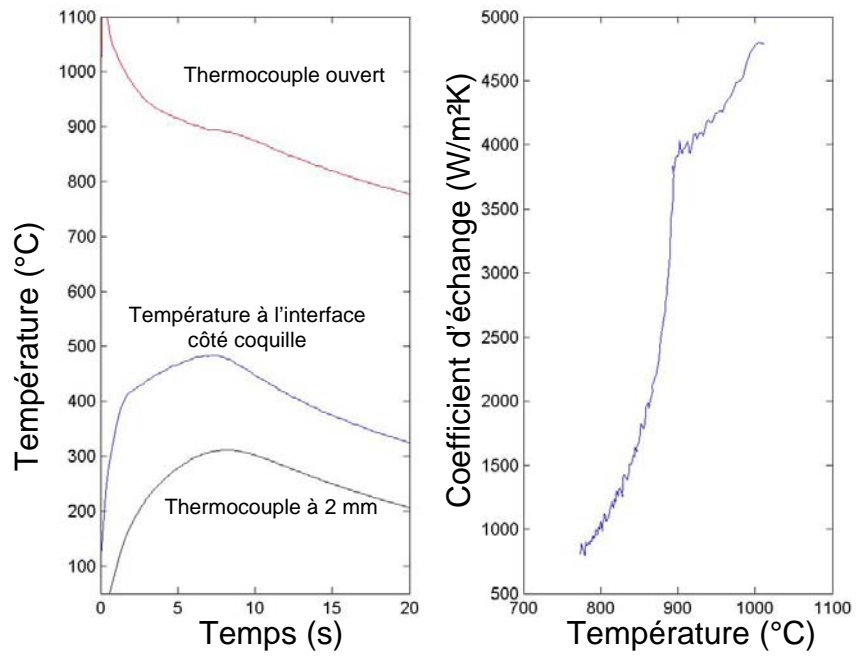
L'essai no. 4 de cette campagne est ainsi le seul exploitable pour le thermocouple ouvert (Figure 2.18). Il a fonctionné pendant 14 secondes, et l'enregistrement est propre. Au début de l'évolution, nous pouvons remarquer la fin du palier de solidification (repère1). Cela correspond à une réaction eutectique (vers 1150°C) où la fonte passe de la phase liquide à la phase solide. Ce palier est suivi par une portion où la température décroît de 1200 °C à 900 °C pendant les premières 5 secondes et elle peut être approximée par une évolution suivant une loi exponentielle. Pendant les 5 secondes suivantes, la température reste constante (inflexion, repère 2) vers 900°C et elle est suivi d'une descente plus atténuée jusqu'à 800 °C.



**Figure 2.18.** Profil des températures enregistrées avec coquille revêtue NB/WCCo  
Essai no. 4 { Poids 4,05 kg ; Arrosages 1 (1 minutes); Température d'eau 15°C}

Ces mesures ont été traitées avec la méthode inverse pour déterminer l'évolution de la densité de flux à l'interface fonte / coquille et celle de la température de la coquille à l'interface. Connaissant la température de la surface de la fonte avec le thermocouple ouvert nous en avons déduit le coefficient d'échange en fonction de la température de la fonte. Celui-ci est donné dans la Figure 2.19. Il peut être comparé à l'évolution du coefficient d'échange de la **Figure 1.17** tout en gardant dans vue que les interfaces sont différentes





**Figure 2.19.** Coefficient d'échange à l'interface fonte / coquille pour la coquille revêtue NB/WCCo

## 2.2. Techniques pour déterminer les propriétés physiques des rechargements massifs et des revêtements fins

Réaliser une modélisation du comportement thermo-élastique d'un dépôt nécessite la connaissance de ses propriétés physiques. Comme il a été énoncé dans le § 1.2, les principaux problèmes traités par notre simulation numérique portent sur le comportement thermique et mécanique des matériaux et sur la compatibilité entre le dépôt et le substrat pour les mêmes points de vue (thermique et mécanique). Dans cette partie, nous passons en revue les méthodes pour mesurer les propriétés mécaniques et thermiques des matériaux, massif et de revêtement.

Puisque nous ne nous intéressons qu'au comportement thermo-élastique des matériaux, les propriétés à identifier sont :

- conductivité thermique  $\lambda$  [W/m·K] ;
- diffusivité thermique  $a$  [m<sup>2</sup>/s] ;
- coefficient de dilatation thermique  $\alpha$  [1/K] ;
- module d'Young  $E$  [MPa] ;
- coefficient de Poisson  $\nu$  ;
- résistance thermique de contact entre substrat et revêtement  $R$  [m<sup>2</sup>K/W].

Dans notre simulation les variations avec la température ne sont pas prises en compte.

### 2.2.1. Techniques pour déterminer les propriétés mécaniques des matériaux solides

Les paramètres caractéristiques principaux résultent d'**essais mécaniques normalisés** qui fournissent des indicateurs du comportement mécanique sont :

#### 2.2.1.1. *Module d'élasticité [85-87]*

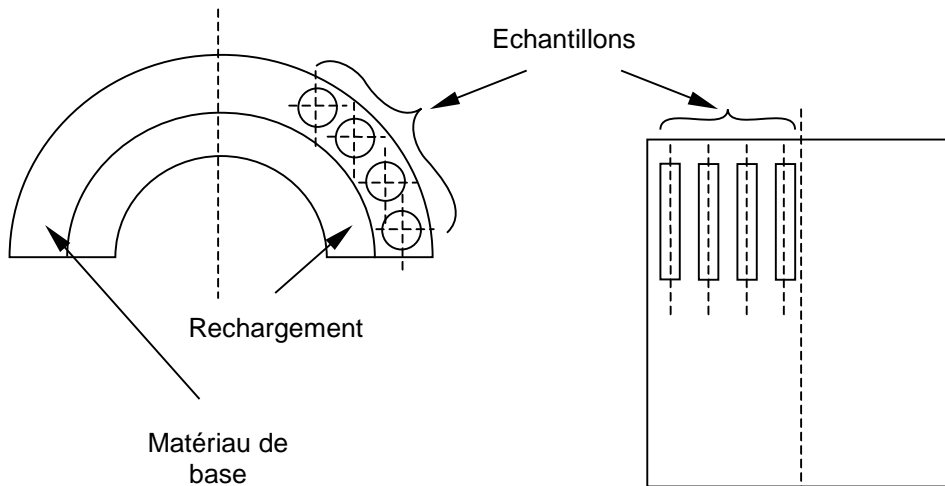
Les modules d'élasticité sont généralement mesurés par des méthodes ultrasonores, la vitesse de propagation des ondes étant reliée simplement au module d'élasticité et à la densité. La précision relative est de l'ordre de quelques millièmes, applicable aux matériaux homogènes et isotropes. La nature non destructive des mesures permet de les répéter sans restriction sur un même échantillon pour en observer l'évolution selon les conditions expérimentales. Le procédé consiste à exciter l'objet sous contrôle par une légère impulsion mécanique et à analyser le phénomène de vibration transitoire qu'il induit. Cette vibration

naturelle est déterminée par la géométrie, les propriétés physiques de l'échantillon, et les conditions aux limites. Les mesures peuvent être faites à des températures de 20 à 1100 °C. Nous n'avons pas réalisés de telles mesures, faute d'équipement à disposition.

**2.2.1.2. Essai de traction**

L'essai de traction consiste à solliciter de façon unidirectionnelle des éprouvettes de dimensions normalisées (section  $S_0$ , longueur  $L_0$  de la partie utile) avec une force de tension croissante  $F$  et à enregistrer l'allongement résultant  $\Delta L$ . Le tout est piloté pour imposer une vitesse d'allongement de l'ordre de  $10^{-3} \cdot s^{-1}$ . On en déduit la courbe conventionnelle ( $F/S_0, \Delta L/L_0$ ), et éventuellement une courbe rationnelle : contrainte vraie  $\sigma$ , déformation longitudinale vraie  $\varepsilon$  dans le domaine de déformation homogène. Lors de ces essais, les données relevées sont généralement  $R_{p\ 0.2}$ ,  $R_m$ ,  $A\%$  mais pas le module d'Young  $E$ . Nous avons cherché à avoir une évaluation de  $E$  à partir des résultats conventionnels.

Nous avons utilisé ce type d'essai pour déterminer le module de Young  $E$  de différents matériaux de rechargement massif. Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées sur des coquilles rechargées par soudure multipasse. Les prélèvements ont été réalisés tel que sur la Figure 2.20. Les éprouvettes n'ont pas pu être réalisées selon les normes habituelles. Nous avons défini les éprouvettes suivant les plans présentés dans la Figure 2.21. Les essais sur les éprouvettes de type B ont été réalisés au CRD de Saint Gobain PAM et celles de type A au CROMeP Ecole des Mines d'Albi-Carmaux. Les conditions opératoires ont été : humidité 50%,  $T = 22^\circ C$  et  $\dot{\varepsilon} = 1\% \cdot s^{-1}$ .



**Figure 2.20.** Prélèvement des échantillons

Les Tableau 2.1 et 2.2 résumant les résultats des essais. Nous avons utilisé ces résultats pour avoir une estimation du module d'Young (l'équation 2.9). Les résultats sont synthétisés dans les Tableau 2.1 et 2.2.

$$E = \frac{R_{p0.2}}{\varepsilon_t - 0.2} * 100 \quad (2.9)$$

où  $R_{p0.2}$  est la limite élastique relative avec 0.2% de déformation permanente

$\varepsilon_t$  – est la déformation totale correspondant au  $R_{p0.2}$ , obtenu par extrapolation dans le diagramme de traction

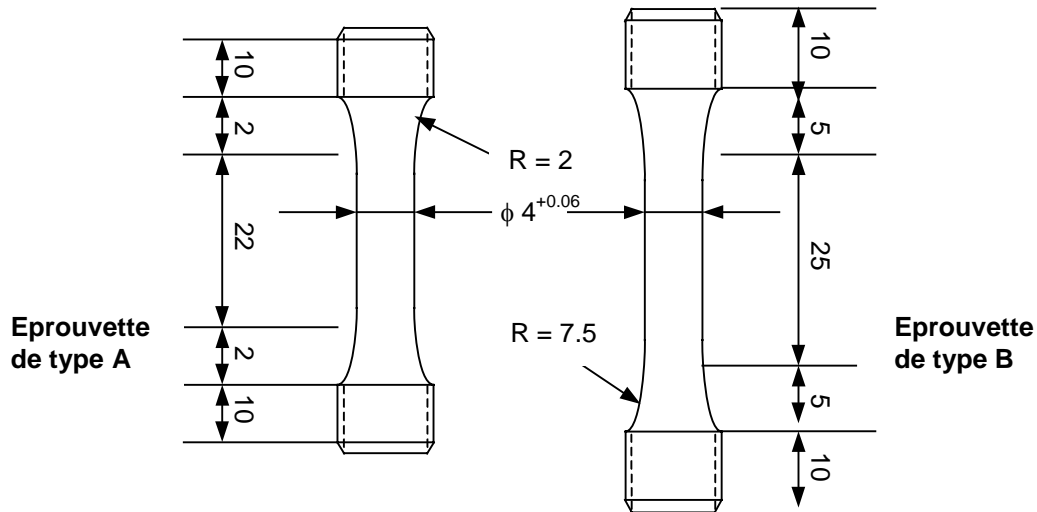


Figure 2.21. La géométrie des éprouvettes utilisées

Tableau 2.1. Les résultats obtenus dans les essais de traction pour 20CD10 (EMAC)

	Rp0.2 (Mpa)	Rm (Mpa)	E (Gpa)	A (%)	$\varepsilon_t$ (%)
Eprouvette 1	666.8	780.2	245.3	13.7	0.471
Eprouvette 2	669.7	785.1	219.2	14	0.505
Eprouvette 3	661.7	779.6	226.4	14.7	0.492
Eprouvette 4	659.4	786	257.8	15.5	0.455
Moyenne	664.4	782.7	237.1	14.4	0.48

Dans le Tableau 2.2 sont présentés les caractéristiques mécaniques moyennes des matériaux utilisés comme rechargement, obtenus avec les essais de traction menés chez Saint Gobain PAM.

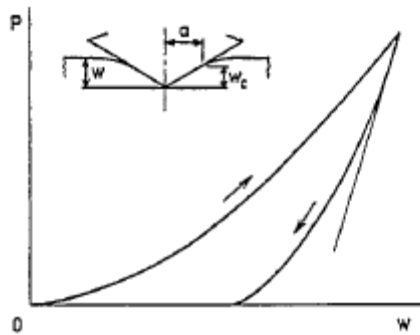
Tableau 2.2. Les résultats obtenus dans les essais de traction pour les trois matériaux de rechargements Silk 113, 34, 414 (Saint Gobain PAM)

	Rp0.2 (Mpa) (moyenne)	Rm (Mpa) (moyenne)	E (Gpa) (moyenne)	A (%) (moyenne)
Silk 34	643,1	939,8	230,4	12,4
Silk 414	963,5	1228,6	244,8	7,9
Silk 113	988,2	1310	249,5	7,8

### 2.2.1.3. Essai de dureté

Pour les matériaux fins comme les revêtements céramiques, réaliser un essai mécanique est délicat à mettre en œuvre. Nous avons opté pour une mesure du module d'Young par un essai de dureté instrumenté.

L'essai de dureté consiste à appliquer un indenteur très dur (diamant par exemple) de géométrie donnée avec une charge  $F$  donnée sur la surface du matériau et à mesurer après un intervalle de temps assez court (quelques secondes) la dimension de l'empreinte résiduelle après suppression de l'indenteur. On obtient ainsi une grandeur normalisée, la valeur de **dureté**  $H$  exprimée par le rapport normalisé de la force  $F$  sur la surface projetée de l'empreinte. On distingue les duretés Brinnell (HB), Vickers (HV), Rockwell (HRC), Knoop... selon les caractéristiques géométriques de l'indenteur. Lorsque la charge est assez faible, et les dimensions de l'empreinte également, on parle de **microdureté** (essentiellement de type Vickers ou Berkovich plus nouveau). Des dispositifs de **nanodureté** pour des charges très faibles (0,01 N) ont été développés pour l'étude des couches minces.



**Figure 2.22.** Exemple de courbe d'indentation [88]

Des **courbes d'indentation** (Figure 2.22) sont établies par enregistrement continu de la force de réaction à la pénétration de l'indenteur en fonction de la profondeur de pénétration. Certaines propriétés de la région de surface peuvent être obtenues :

- propriétés directes : dureté d'indentation, travail de pénétration, restauration élastique, taux de déformation ;
- propriétés indirectes : module d'élasticité, paramètres rhéologiques.

En fonction du comportement plastique ou fragile de dépôt et de substrat la valeur de la dureté change. Sa valeur peut s'écrire avec une relation comme la suivante :

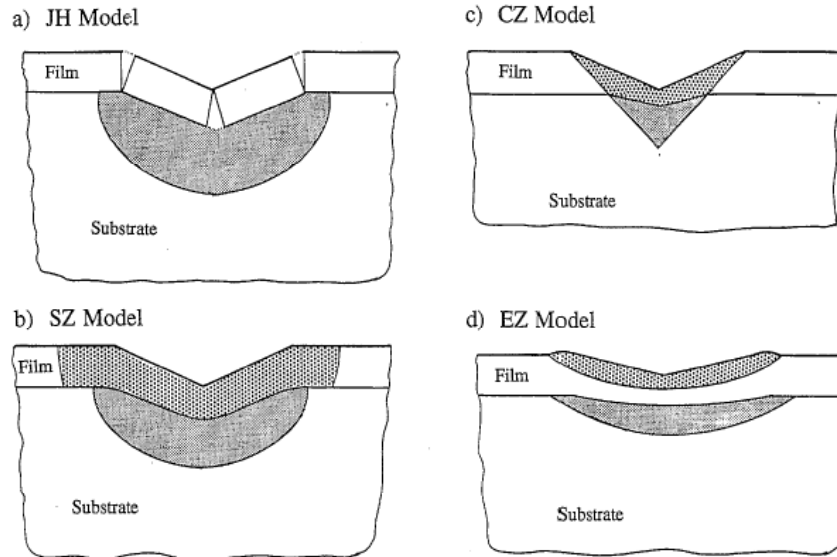
$$H = H_S + (H_f - H_S)\Phi_H = H_f + H_S(1 - \Phi_H) \tag{2.10}$$

dans la quelle :  $H_f$  est la dureté du film ;

$H_S$  est la dureté du substrat ;

$\Phi_H$  est la fonction de masse pour la profondeur relative de pénétration

Différent modèles sont proposé dans la littérature pour l'expression de  $\Phi_H(\delta)$  et M. Wittlin et al. [89] fait le point sur ces modèles (Figure 2.23) :



**Figure 2.23.** Modèles de comportement des dépôts et de substrat pendant l'indentation [89]

\* Le model JH (Figure 2.23a) développé pour rationaliser la réponse d'un film fragile, sur un substrat plus mou, qui a fendu pendant l'impression.

$$\Phi_H(JH) = 2c \left( \frac{\delta}{h} \right) - c^2 \left( \frac{\delta}{h} \right)^2 \quad (2.11)$$

où  $\delta$  représente la pénétration d'indenteur ;

$h$  l'épaisseur du dépôt ;

$c$  – constante d'indentation, avec des valeurs pour des films durs et substrats mous et une autre pour les dépôts mous et des substrats durs.

\* Le modèle SZ (Figure 2.23b) de la zone plastique sphérique

$$\Phi_H(SZ) = \frac{V_s \xi^3}{V_s \xi^3 + V_f} \quad \text{dans le cas ou le } H_s < H_f \quad (2.12)$$

$$\Phi_H(SZ) = \frac{V_s}{V_s + V_f \xi^3} \quad \text{dans le cas ou le } H_s > H_f \quad (2.13)$$

ou  $V_f$  est le volume du dépôt plastifié

$V_s$  est le volume du substrat plastifié

$$\text{et } \xi = \left( \frac{E_f H_s}{E_s H_f} \right)^n \quad \text{pour } n=1/3 \text{ ou } 1/2 \quad (2.14)$$

\* Le modèle CZ (Figure 2.23c) pour une géométrie plus simple de déformation, à savoir cônes plastiques déformés du matériel avec le rayon de cône égal à l'angle équivalent d'apex de rayon et de cône de contact de  $45^\circ$ . Ce cas est similaire avec le modèle antérieur pour une valeur de  $\xi = 1$ .

$$\Phi_H(SZ) = \frac{V_s}{V_s + V_f} \quad (2.15)$$

\* Le modèle EZ (Figure 2.23d) de l'ellipsoïde de révolution pour expliquer les zones plastiques non sphériques observées sous le pénétrateur. Cette approche met un plus grand accent sur la taille de la zone plastique latérale que la zone plastique normale en profondeur. La fonction de masse est donnée par l'équation (2.16) :

$$\Phi_H(SZ) = \frac{V_S \xi^{2\alpha}}{V_S \xi^{2\alpha} + V_f} \quad (2.16)$$

où  $\alpha = \text{abs}(H_S - H_f)$

Le module d'Young a été comparé par Nix [90] pour trois types de revêtements obtenu à partir d'essais de flexion des lamelles et à partir des essais indentation avec celle de littérature obtenus sur des matériaux massifs. Sa technique de dépouillement en nano-indentation ne prenant pas en compte tous les phénomènes qui entrent en jeu, lui a permis d'obtenir des meilleurs résultats avec les essais de flexion. Les différences pourraient être induites par le substrat, d'après les résultats obtenus par Kim [91]. Il a effectué, à force d'indentation fixée, une série d'essais avec des films en oxyde de silicium de même épaisseur, même composition, mais sur des substrats différents. Dans d'autres essais avec le même substrat mais avec des épaisseurs de films différentes, le module d'Young tend de décroître avec une augmentation de l'épaisseur. Pour éliminer cette influence l'auteur a validé une méthode d'étalonnage.

Pour déterminer le module d'élasticité effectif  $E^*$ , Gao et al. [92] proposent le modèle suivant:

$$E^* = E_S + (E_f - E_S) \Phi_G \quad (2.17)$$

Où  $E_f$  et  $E_S$  sont les modules d'élasticité de film et du substrat.

La fonction de masse  $\Phi_G$  est donnée par l'expression (2.9).

$$\phi_G = \frac{2}{\pi} / \arctan k + \frac{1}{2\pi(1-\nu)} \cdot \left[ (1-2\nu)k \ln \left( \frac{1+k^2}{k^2} \right) - \frac{k}{1+k^2} \right] \quad (2.18)$$

Avec  $k=h/a$ , le rayon de contact et le  $\nu$  le coefficient de Poisson.

Doerner et Nix [93] proposent une relation empirique pour calculer le module d'élasticité effectif :

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E_f} \phi_{DN} + \frac{1}{E_S} (1 - \phi_{DN}) \quad (2.19)$$

avec  $E^* = \left[ \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu^2}{E_i} \right]^{-1}$

$\phi_{DN} = 1 - e^{-ah/a}$  est la fonction de masse

$\alpha$  est une constante et le  $i$  dénote l'indenteur.

Nous pouvons mentionner aussi les travaux de E. Quandt, J. Mencík and D. Munz [88] sur des Films de TbDyFe dans lesquels sont comparés les résultats sur le module élastique obtenu par nanoindentation avec ceux obtenus à partir d'essais de flexion pure. Ils obtiennent des erreurs importantes après l'évaluation des modules d'Young. Cela vient certainement de la formule simplifiée pour obtenir ce terme avec les données d'indentation.

$$E^* = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{dP}{dw} \frac{1}{\sqrt{A}} \quad (2.20)$$

où  $A$  est la surface de contact (pendant la charge)

$\frac{dP}{dw}$  est pente de la courbe de déplacement de charge au début du déchargement

$E^*$  est la somme des modules d'élasticité d'échantillon et d'indenteur à partir duquel le module de l'élasticité d'échantillon est calculé.

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E'} + \frac{1}{E'_i} \quad (2.21)$$

ou  $E' = E/(1-\nu^2)$  est le module réduit

le  $i$  dénote l'indenteur.

J. Malzbender et al. [94] présentent la possibilité d'évaluer le module d'Young pendant l'essai d'indentation. La relation, adaptée à la géométrie d'indenteur utilisé, est la suivante

$$P = \frac{E_r h^2}{\left[ \left( \frac{1}{\sqrt{24.5}} \right) \sqrt{\frac{E_r}{H}} + \varepsilon \sqrt{\frac{\pi}{4}} \sqrt{\frac{H}{E_r}} \right]^2} \quad (2.22)$$

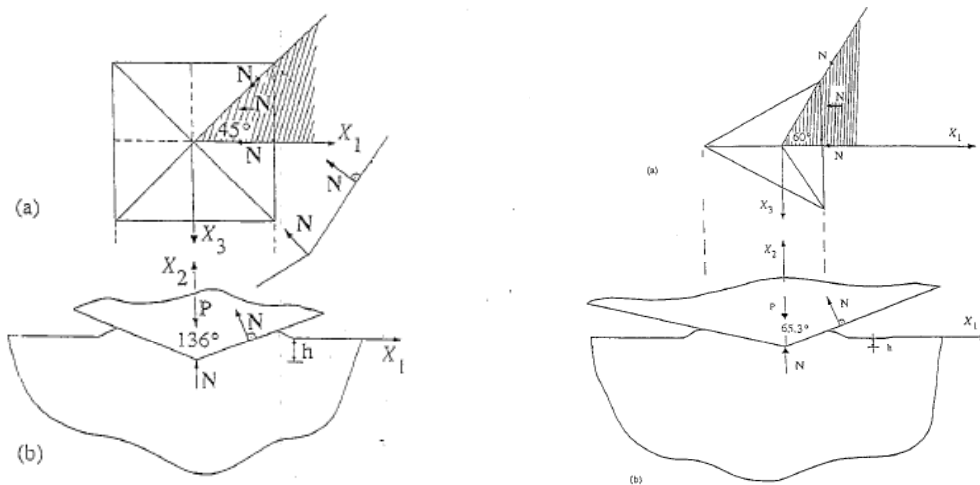
Le paramètre  $\varepsilon$  est une constante qui dépend de la géométrie d'indenteur. Pour des indenteurs Berkovich  $\varepsilon = 0.75$ .

J. L. Louber et al. [95] ont étudié les courbes d'indentation Vickers pour des matériaux élasto-plastiques qui donne des informations sur la liaison entre la plasticité et l'élasticité. Ils présentent aussi des relations similaires pour calculer le module d'Young. Si l'essai s'effectue sur des matériaux élastiques cette relation peut s'appliquer pour calculer le module d'élasticité. Seulement ce cas est hypothétique et donc la déformation plastique du matériau, comme c'est le cas avec J. L. Louber et al. [95], et l'influence du substrat, dans le cas des revêtements, doit être prise en compte.



T. Nakamura, T. Wanga et S. Sampath [96] exploitent les mesures dans un médium non linéaire ou élasto-plastique. Pour cela, ils proposent l'utilisation d'une théorie du filtre Kalman comme un algorithme d'optimisation signal – procédé, pour évaluer la composition en fonction de l'épaisseur et le paramètre de transfert tension - déformation qui définit les propriétés effectives des FGM élasto-plastiques.

Les particularités des méthodes Vickers et Berkovich ont été examinées par P.L. Larsson et AE Giannakopoulos [97]. Le choix de l'angle de 65.3° pour l'indenteur Berkovich (Figure 2.24) a été fait pour obtenir la même aire des empreintes qu'avec l'indenteur Vickers.

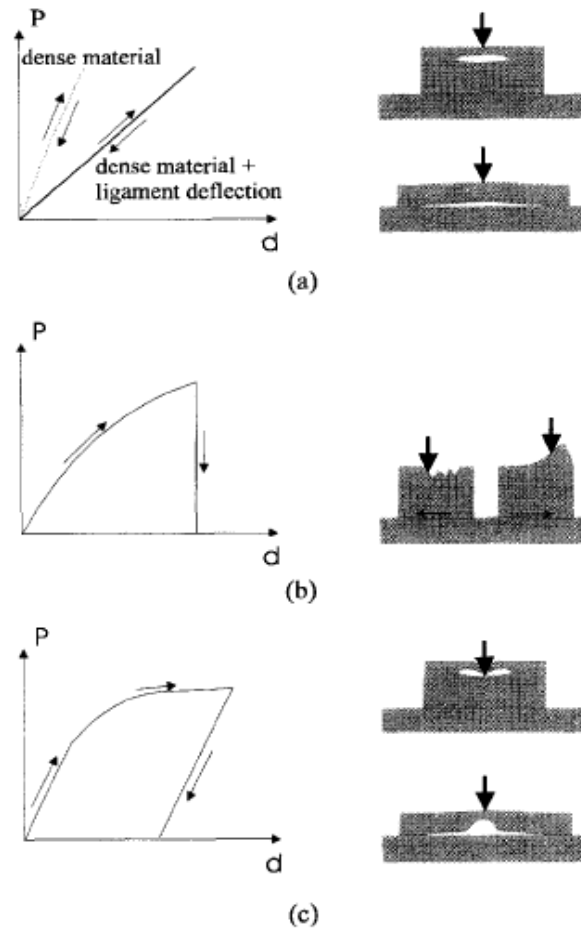


**Figure 2.24.** Géométrie des tests Vickers et Berkovich [97]

La différence principale représente le mode de la déformation à la frontière du contact où l'effet de l'écroutissage plastique est beaucoup moins prononcé pour Berkovich. Les auteurs indiquent que l'essai est plus favorable à la détermination de la rigidité élastique au déchargement initial, en raison du peu de descente sensiblement dans du matériau à la frontière de contact. La plupart des dispositifs d'indentation Berkovich se sont avérés être bien simulés dans une formulation simple des équations de contrainte. Cette méthode s'est avérée préférable pour obtenir des bonnes courbes de charge et pour déterminer les constantes élastiques pendant la phase de déchargement du cycle d'indentation.

K. Duan et R. W. Steinbrech [98] analysent l'influence de la porosité et de la déformation de l'échantillon. Dans la **Figure 2.25** sont présentés quelques cas idéalisés où les pores et la surface inégale de l'échantillon peuvent produire un déplacement extra élastique et irréversible. Un déplacement élastique pur peut provenir du recourbement élastique d'un ligament produit par un pore ou une vallée extérieure à gauche pendant le traitement (**Figure 2.25a**). La **Figure 2.25b** illustre deux cas où un déplacement irréversible peut se produire en raison du glissement latéral de l'échantillon. Le schéma 2.21c illustre des

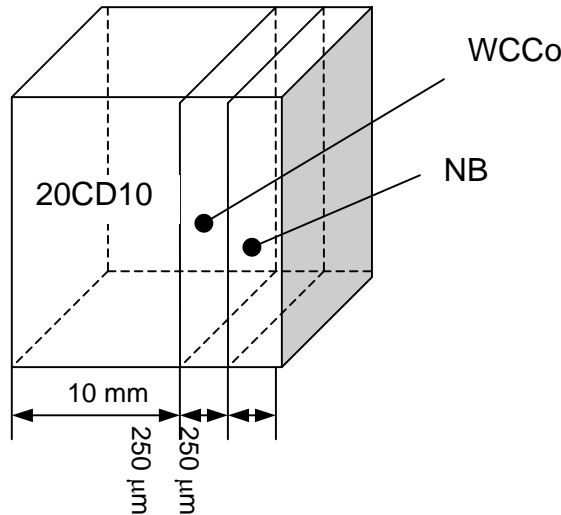
situations où le déplacement obtenu comme déformation plastique pur se produit après une déformation élastique en raison de la rupture partielle de ligament. Habituellement, plus d'un mécanisme du schéma 2.21 surgit lors d'un essai.



**Figure 2.25.** L'influence des irrégularités surfacique et des pores [98]

L'exploration des données obtenues par les essais de dureté n'est pas encore achevée. D'autres auteurs sont attirés par la simplicité de l'essai et des résultats sur le comportement élastique et plastique obtenu sur les couches minces, et ils envisagent d'éliminer les essais très difficiles à mettre en œuvre pour ce type de couches pour obtenir d'autres propriétés dérivées. De ce groupe, font partie P. Petersson, M. Johnsson et Z. Shen [99] qui envisagent de retrouver des données concernant la résistance aux chocs thermiques à partir des essais d'indentation.

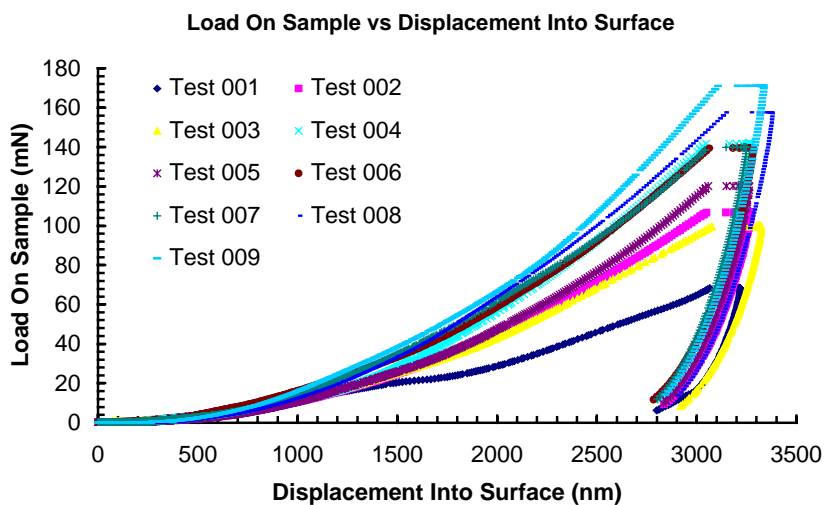
Nous avons essayé de faire des mesures en collaboration avec le laboratoire l'EPFL (Ecole Polytechnique Fédérale de Lausanne) pour l'indentation. Deux échantillons, de géométrie parallélépipédique (Figure 2.26), en acier 20CD10 revêtue sur une surface avec WCCo et NB, ont été testés. La méthode d'indentation choisie est Berkovitch.



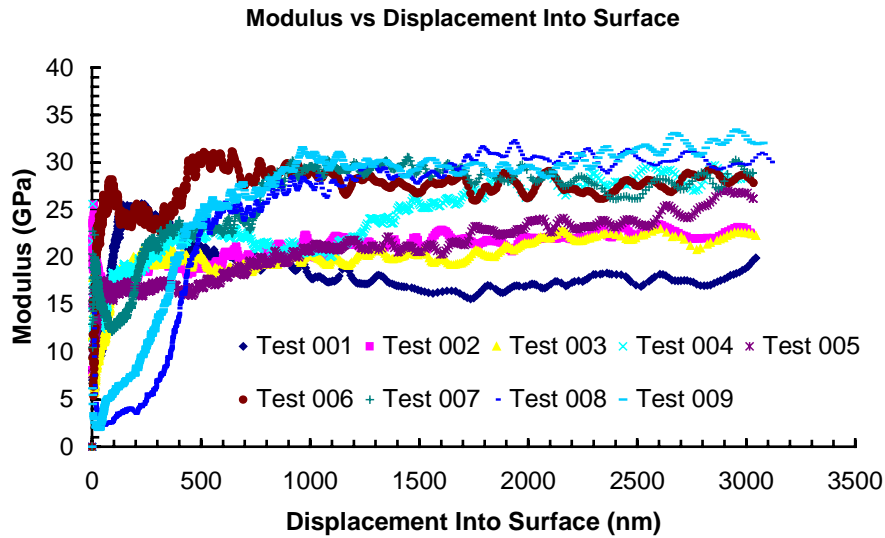
**Figure 2.26.** Géométrie d'échantillon utilisé pour les essais d'indentation

Initialement les tests devaient se faire en surface et sur une coupe pour avoir des données sur les trois matériaux. Finalement les tests n'ont été faits que sur la surface revêtue pour les deux échantillons. Les essais ont été réalisés avec déplacement imposé. Les résultats sont synthétisés dans les Figures 2.23 à 2.24 et dans le Tableau 2.3.

Le module d'Young a été estimé pendant le chargement (Figure 2.28) et après le déchargement (Tableau 2.3). Comme nous pouvons le voir, il y a une grande dispersion des résultats. Pour diminuer les erreurs une deuxième campagne de mesure a été lancée. La surface des échantillons a été polie mécaniquement pour diminuer les imperfections. En l'absence des résultats de cette deuxième campagne de mesures, nous travaillerons dans la suite avec la valeur moyenne du module d'Young obtenue après la décharge comme étant celle du NB. L'erreur faible et la moindre variation des valeurs soutiennent notre choix.



**Figure 2.27.** L'évolution de la charge avec le déplacement pendant des essais d'indentation



**Figure 2.28.** L'évolution du module d'Young évalué au cours des essais d'indentation

**Tableau 2.3.** Données mécaniques obtenues à partir d'essais d'indentation sur NB déposé sur 20CD10/WCCo

Test	E	H	Modulus From Unload	Hardness From Unload
	Average Over Defined Range	Average Over Defined Range		
	[GPa]	[GPa]	[GPa]	[GPa]
1	23,506	0,61	20,579	0,289
2	17,535	0,503	22,558	0,453
3	18	0,429	22,687	0,406
4	18,177	0,429	28,955	0,606
5	16,631	0,463	25,674	0,514
6	24,628	0,581	26,222	0,598
7	14,125	0,335	28,458	0,606
8	3,667	0,063	28,906	0,64
9	6,617	0,106	32,079	0,708
<b>Mean</b>	15,876	0,391	<b>26,235</b>	0,536
<b>% COV</b>	43,74	49,2	<b>14,26</b>	24,61

#### 2.2.1.4. Mesures des contraintes résiduelles

Après avoir réalisé le dépôt, la structure dépôt / substrat est soumise à des contraintes résiduelles introduites par le processus utilisé. L'état des contraintes dans une pièce sans sollicitations extérieures ou sans autres sources de contraintes, comme un gradient thermique, représente les contraintes résiduelles ou internes. L'ensemble des contraintes résiduelles dans une éprouvette est en équilibre : la force résultante et le moment résultant doivent être nuls.

Il existe trois types de contraintes résiduelles en fonction de l'échelle d'observation :

- Une première catégorie, nommée macroscopique, est étendue sur un grand nombre de grains du matériau ;
- Une deuxième catégorie des contraintes résiduelles, appelées micro contraintes structurales, couvre la distance d'un grain ou d'une portion d'un grain. Ils peuvent apparaître entre des phases différentes ou entre des inclusions et la matrice ;
- La troisième catégorie de contraintes résiduelles, étendues sur quelques distances atomiques d'un grain, et elles sont équilibrées sur une petite partie du grain.

Il est déjà connu que les contraintes résiduelles compressives ont un effet bénéfique sur la durée de vie, la propagation des fissures et la corrosion sous contrainte et que les contraintes résiduelles en tension réduit la performance des pièces. Les contraintes résiduelles jouent un rôle important dans la corrosion sous contrainte. La contrainte résiduelle compressive induite par un traitement mécanique (peening par exemple) peut augmenter la résistance. Dans son article [100], W. H. Friske démontre, par voie expérimentale, que ce traitement mécanique peut augmenter la durée de vie de 1000 fois pour un acier inox. Dans certains cas, il est bon d'avoir une pièce sans aucune contrainte résiduelle. Dans autres cas, des contraintes compressives sont nécessaires au niveau de la surface de la pièce pour augmenter le comportement mécanique (en fatigue, par exemple). Il est donc nécessaire de mesurer les contraintes résiduelles, et de les comparer avec la charge appliquée en condition d'utilisation.

Plusieurs auteurs ont étudié les contraintes résiduelles et leur effet sur le fonctionnement des dépôts. On peut énumérer les exploits de S. Lee et al. [101] qui a estimé les contraintes induites par diffusion. K. A. Khor et Y. W. Gu ont évalué l'effet des contraintes résiduelles obtenues après un dépôt plasma sur la performance des dépôts en  $ZrO_2/NiCoCrAlY$ .

### ***Méthodes pour mesurer les contraintes résiduelles***

Il existe de nombreuses méthodes pour mesurer les contraintes résiduelles et nous pouvons les classer en deux grands groupes : techniques destructives et non-destructives.

Le premier groupe des méthodes est basé sur la destruction de l'état d'équilibre des contraintes résiduelles d'une pièce [102, 103]. Dans ces cas, les contraintes résiduelles sont mesurées pendant la relaxation. Mais, il n'est possible que de mesurer que les conséquences de la relaxation.

La procédure utilisée peut être décrite comme suit :

1. Création d'un nouvel état de contraintes en découpant la pièce ou par enlèvement d'une couche.
2. Détection du changement localisé par une mesure de déformation ou de déplacement
3. Calcul des contraintes résiduelles en fonction de la déformation mesurée utilisant une hypothèse élastique (calcul analytique ou EF)

Dernièrement le progrès technologique a fait augmenter la précision des mesures et les procédures de calcul utilisées pour ces techniques.

Les techniques les plus utilisées sont :

- La méthode du " hole drilling " ou perçage de trou
- La méthode du " ring core technique " ou de coupe circulaire
- La méthode du " the bending deflection " ou de flambage
- La méthode du " the sectioning methode " ou de découpage

Le deuxième groupe de méthodes représente les techniques non-destructives. Elles sont basées sur les relations existantes entre les paramètres physiques ou cristallographiques et les contraintes résiduelles.

Parmi les techniques existantes, nous pouvons énumérer les suivantes :

- La méthode de diffraction des rayons X [102, 104-107]
- La diffraction de neutrons [104]
- La méthode des ultrasons et la méthode magnétique [108, 109].

#### *Principe d'analyse des contraintes résiduelles par DRX [102]*

La méthode de détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (DRX) est la plus connue et la plus utilisée. La mesure est fondée sur les variations de la distance interatomique d'une famille de plans cristallographiques ( $d_{hkl}$ ) en fonction de l'orientation ( $\psi$ ) de ceux-ci par rapport à la surface de la pièce (Figure 2.29). Les variations de la distance inter-réticulaire (ou déformation) sont reliées au déplacement de la raie de diffraction (angle de Bragg  $\theta_{hkl}$ ) selon la relation (2.23) :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \Delta d_{hkl} / d_{hkl} = - \cotg \theta_{hkl} \cdot (\Delta\theta_{hkl}) \quad (2.23)$$

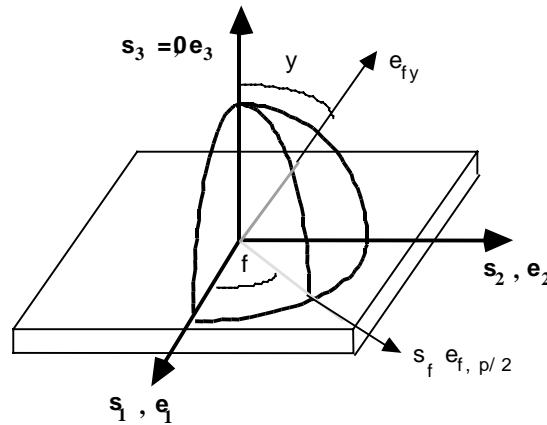
Par les lois de l'élasticité, ces déformations peuvent être reliées à la contrainte  $\sigma_{\phi}$  dans la direction  $\phi$  par :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = 1/2 S_2(hkl) \cdot \sigma_{\phi} \cdot \sin^2 \psi + S_1(hkl) \cdot (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (2.24)$$

La position de la raie de diffraction peut être calculée selon 3 traitements différents :

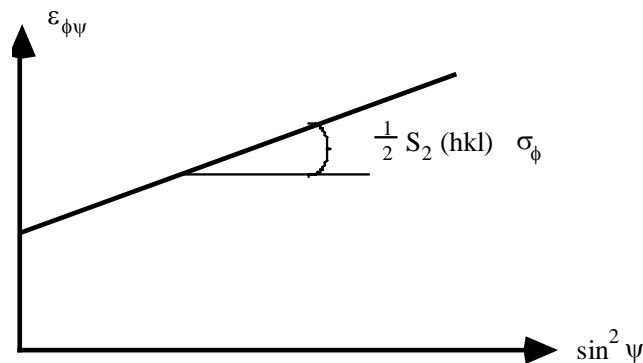
- soit au sommet du pic
- soit en milieu de corde (en général, située à 40% de la hauteur nette du pic)
- soit par le barycentre centré.

Les traitements les plus utilisés sont le second et le troisième. Le choix de l'un ou l'autre des traitements dépend de la largeur intégrale de la raie de diffraction : si la largeur intégrale est supérieure à 3°, on choisira le repérage de la raie par le barycentre centré sinon on utilise le milieu de corde.



**Figure 2.29.** Définition du repère de mesure en diffraction X

Cette relation entre les déformations  $\epsilon_{\phi\psi}$  et le sinus carré de l'angle d'incidence  $\psi$  permet de déterminer la contrainte  $\sigma_{\phi}$  dans la direction considérée (Figure 2.30), si l'on connaît les constantes élastiques radio cristallographiques  $1/2S_{2(hkl)}$  et  $S_{1(hkl)}$  du matériau.



**Figure 2.30.** Loi de  $\sin^2 \psi$

Lors de la mesure de déplacement des raies de diffraction (détermination de la contrainte  $\sigma_{\phi}$ ), leur largeur est soit mesurée au 2/5 de leur hauteur (largeur de corde), soit calculée comme le rapport entre la surface et la hauteur de raie (largeur intégrale). Ce paramètre est caractéristique de l'état de déformation plastique du volume irradié par les rayons X. Il permet de caractériser, de manière qualitative, l'état d'érouissage du matériau

lorsque celui-ci a été déformé mécaniquement (usinage, polissage mécanique, laminage, etc...), et / ou l'état microstructural du matériau à la suite de traitements thermiques (il évolue dans ce cas de manière similaire à la micro dureté).

### **Mesures des contraintes résiduelles réalisées sur un bi-matériau**

Les mesures des contraintes résiduelles sont réalisées sur des demi-coquilles bi-matériaux, utilisées dans les tests de fatigue thermique. Les matériaux utilisés comme rechargement sont deux aciers inoxydables martensitiques Silk 113 et Silk 414 et un autre acier, Silk 34, avec une structure proche du matériau de base et avec des données thermiques presque identiques. Le Tableau 2.4 fait une synthèse des compositions et des propriétés de matériau de base et des matériaux de rechargement.

**Tableau 2.4.** La composition et des données sur les matériaux utilisés [110]

	Composition						Données			
	% C	% Cr	% Mo	% Si	% Ni	% Mn	$\lambda$ (W/mK)	$\alpha$ (C <sup>-1</sup> )	E (Gpa)	$\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )
<b>Coquille</b>	0,2	2,5	0,3	0,35	0	0,45	40	12 <sup>e</sup> -6	237	7850
<b>Silk 34</b>	0,16	3,25	0,75	0,5	0,1	0,1	41	12 <sup>e</sup> -6	230	7900
<b>Silk 414</b>	0,05	12	0,75	0,5	4,5	1	36	10 <sup>e</sup> -6	245	8000
<b>Silk 113</b>	0,05	12	3	0,5	4,5	1	38	10.5 <sup>e</sup> -6	250	8200

Une condition importante pour valider les mesures de contraintes résiduelles avec cette méthode est celle concernant les contraintes résiduelles de cisaillement. Elles doivent être très petites, nulles si possible. Sachant que les échantillons sur lesquels les mesures sont effectuées ont été coupés avec une scie qui introduit du cisaillement, la zone de mesure a été traitée par électropolissage (Figure 2.31). Comme électrolyte, une solution de 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> dans de l'eau a été utilisée. L'intensité de courant et le temps d'attaque ont été calculés en fonction de la surface attaquée, l'épaisseur nécessaire à enlever et la composition en Fer de chaque matériau de couple des matériaux. Cela s'imposait pour ne pas introduire d'autres contraintes supplémentaires.

Nous avons essayé d'avoir une convergence de la contrainte de cisaillement au fur et à mesure du polissage. L'épaisseur enlevée par ce polissage est d'environ 100  $\mu$ m. L'état des contraintes obtenu est faible dans le domaine de compression. Le polissage a été réalisé sur deux surfaces pour chaque demi coquille, sur la coupe et sur un des bouts comme celui montré dans la Figure 2.31. Cela pour mesurer les contraintes dans les trois directions r,  $\theta$ , z. Sur la coupe, sont mesurées les contraintes dans les directions r, Z et sur le bout de la coquille (Figure 2.31) sont mesurées les contraintes dans les directions  $\theta$  et r.



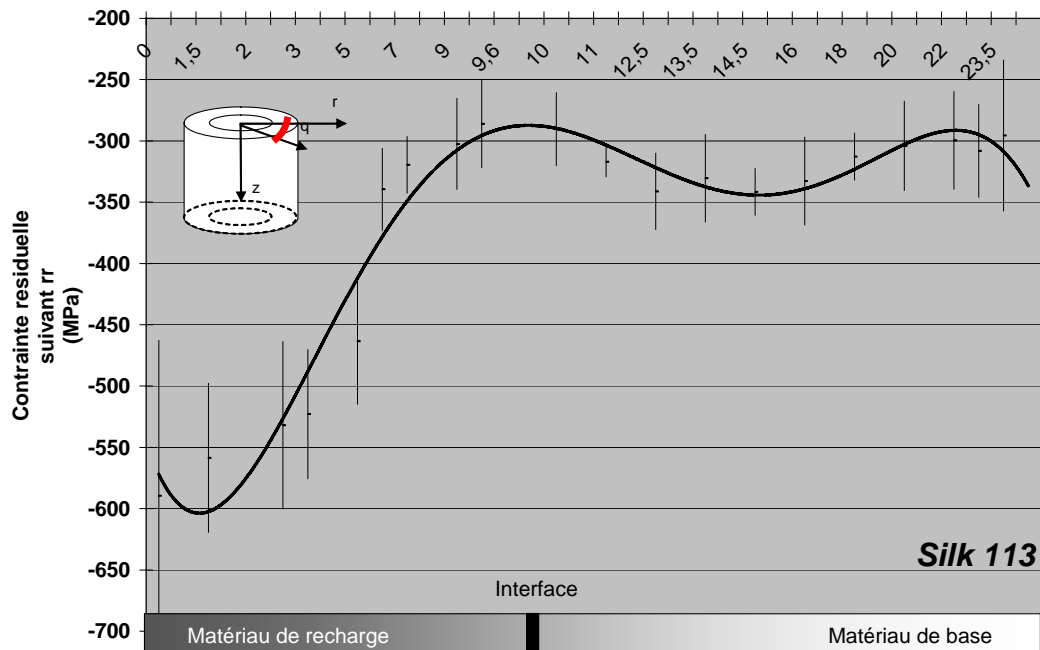
Pour la diffraction, les paramètres suivants ont été utilisés : anode en Chrome associée à un filtre pour les rayons  $K\beta$  en V, l'angle  $2\theta$  visé a été de  $156^\circ$ . Le plan de diffraction visé est le 211 du Fer et le temps d'acquisition choisi est de 30 secondes associée avec 9 positions de l'angle phi.



**Figure 2.31.** Aspect de la surface après l'électropolissage

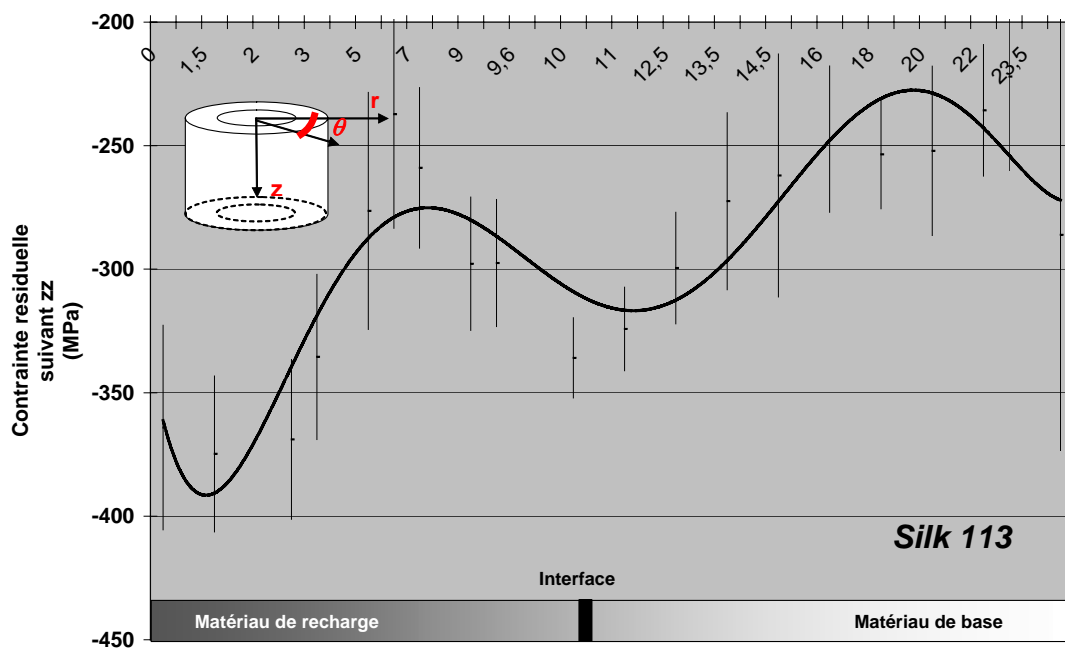
Pour commenter les évolutions des contraintes résiduelles dans l'épaisseur, nous avons placé dans les Figure 2.32-2.34 les résultats obtenus sur l'acier Silk 113, sachant que pour les autres aciers les profils sont similaires. Les contraintes résiduelles suivant la direction radiale et la direction Z (longitudinale) sont mesurées sur la surface de coupe. Les contraintes ortho-radiales sont mesurées sur le bout de la demi-coquille.

Le profil des contraintes résiduelles suivant la direction radiale est représentée dans la Figure 2.32. les contraintes restent dans le domaine de compression. Les valeurs maximales d'environ 600 MPa, sont atteintes dans le revêtement à environ 2 mm de la surface interne. Après cette valeur maximale, les valeurs baissent dans le domaine de compression pour s'uniformiser avec des faibles variations dans le matériau de base. A la hauteur de l'interface entre les deux matériaux, les valeurs de la contrainte résiduelle sont égales et tournent autour de 300 MPa.



**Figure 2.32.** Profil de la contrainte résiduelle radiale en fonction l'épaisseur

L'évolution de la contrainte suivant la direction longitudinale, dans l'épaisseur, se déroule aussi dans le domaine de compression. La valeur maximale d'environ 380 MPa est atteinte dans les matériaux de rechargement à la même épaisseur que pour la contrainte résiduelle radiale. Les variations dans le matériau de base sont plus accentuées et au niveau de passage entre les deux matériaux les valeurs sont différentes dans le cas observé sur la direction radiale.



**Figure 2.33.** L'évolution de la contrainte résiduelle sur la direction Z suivant l'épaisseur

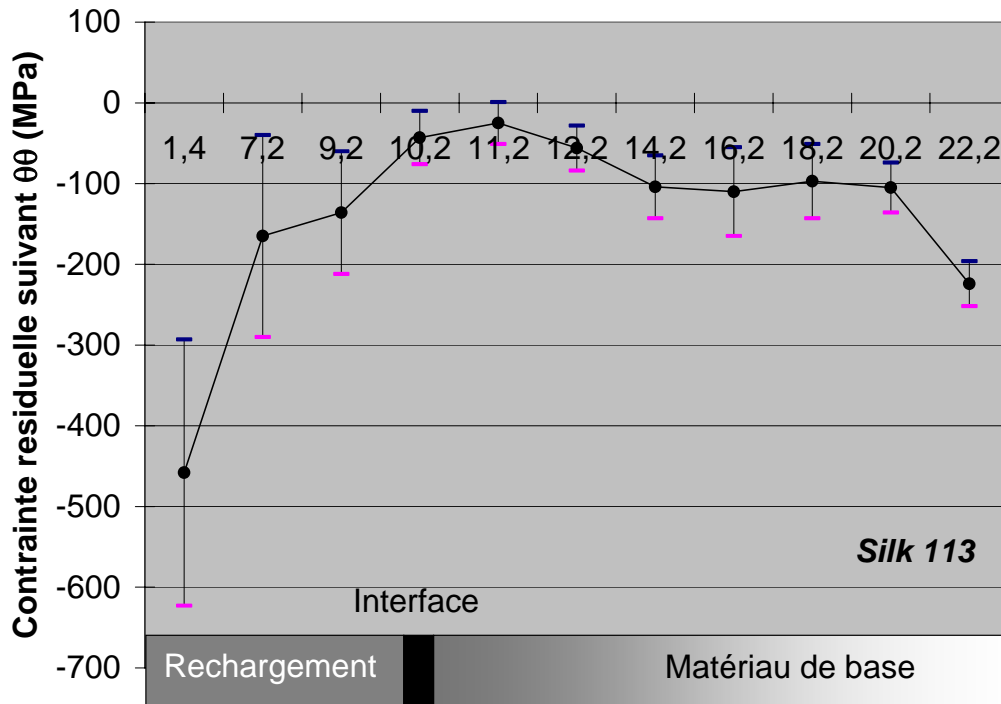


Figure 2.34. L'évolution de la contrainte résiduelle ortho-radiale suivant l'épaisseur

L'évolution pour la contrainte résiduelle suivant la direction ortho-radiale, se déroule aussi dans le domaine de compression. Les mêmes remarques peuvent être faites comme dans le cas de la contrainte suivant la direction Z.

Le fait que la contrainte résiduelle suivant la direction Z se trouve dans le domaine de compression fait penser que la coquille s'est déformée comme il est montré dans la Figure 2.35. Aussi, le fait que le domaine de la contrainte résiduelle ortho-radiale est celui de compression nous fait penser que la coquille s'est déformée en torsion lors de la coupe en deux morceaux.

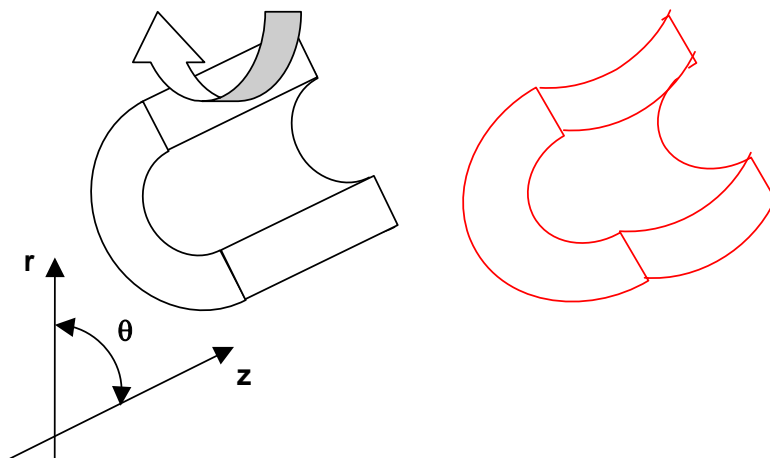
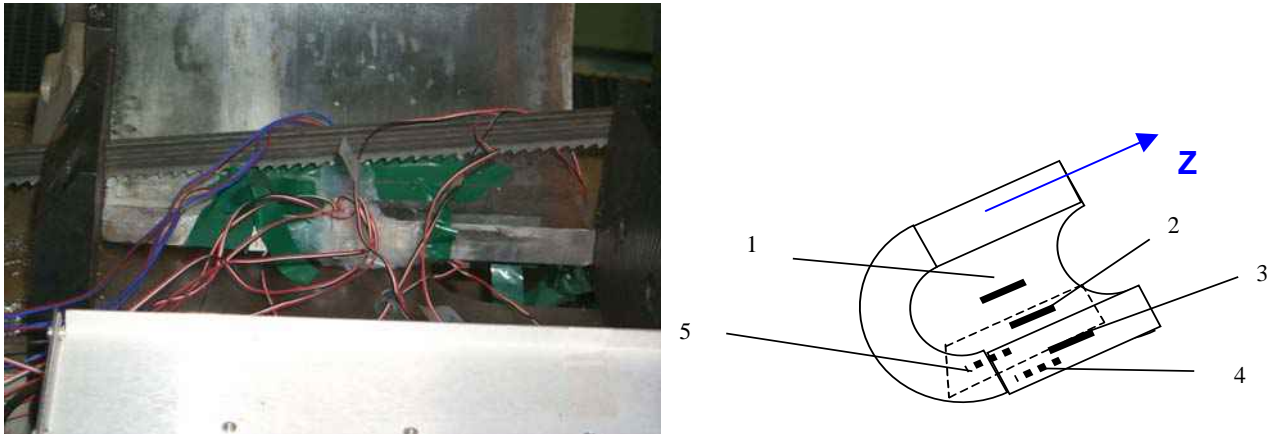


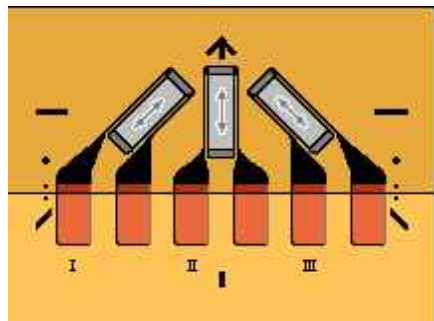
Figure 2.35. Déformation de la demi coquille lors de la coupe

Pour vérifier, ces phénomènes nous avons réalisé une mesure de contrainte résiduelle utilisant une méthode destructive, celle de découpage. Nous avons instrumenté une demi coquille avec des jauges de contrainte comme il est montré dans la Figure 2.36. Nous avons coupé la demi coquille en suivant le trait pointillé sur la Figure 2.36.



**Figure 2.36.** Emplacement des jauges de contrainte

Les jauges sont de type rosettes rectangulaires avec un angle de  $45^\circ$  entre les éléments (Figure 2.37). Elles sont fournies par Vishay-Micromesures.



**Figure 2.37.** Les éléments d'une jauge de contrainte [111]

Suite à une mauvaise manipulation, l'essai n'a pas été mené à sa fin, la coquille n'a pas été coupée en entier (manque 2 mm sur 24 mm). Donc les valeurs finales manquent, mais des valeurs intermédiaires ont été prélevées. Pendant la découpe, certaines voies des jauges n'ont pas marché. Ces jauges sont la n° 3 et la n° 4. Donc pour ces jauges, les mesures sont incomplètes. Les résultats sur les contraintes mesurées pendant l'expérimentation sont synthétisés dans le Tableau 2.5.

**Tableau 2.5.** Les contraintes résiduelles suivant les directions principales

Jauge	Contrainte principale (MPa)	Contrainte secondaire (MPa)	Angle entre la direction principale et le 1 <sup>er</sup> élément de la jauge (°)	Angle entre la direction principale la direction Z (°)
1	427	198.6	-9	35
2	24.7	-117.8	73	-62
3	-8.8	-48	70	-65
4 (une seule voie)	5.8	-5.8	45	90
5	166.5	52.8	69	75

D'après les valeurs obtenues par la jauge no.1 la contrainte principale est en traction donc l'état initial de la coquille, avant la découpe, se trouvait en compression. L'angle d'orientation de la contrainte sur la direction principale est estimé par rapport au premier élément de la jauge qui se trouve à son tour incliné à 45° (sans l'erreur possible intervenue pendant le collage de la jauge) par rapport à la trajectoire de découpe. Donc si nous quantifions l'angle d'orientation de cette contrainte le résultat montre qu'il est d'environ 35° par rapport à la direction de découpe qui coïncide avec la génératrice de la coquille. Cette orientation peut s'expliquer dans deux cas : la vitesse de rotation de la coquille pendant le test de fatigue thermique a été trop grande et le passage (le chauffage) de la surface se faisant à environ 35° par rapport à la génératrice. Une deuxième explication peut se trouver dans le fait que la contrainte résiduelle ortho-radiale mesuré par diffraction de rayons X se trouvait en compression dû très probablement à une torsion. Pendant et après la découpe, la contrainte obtenue est une résultante des deux phénomènes : torsion et compression.

La deuxième jauge qui se trouvait sur la partie découpée a enregistré une faible contrainte principale en traction mais une forte contrainte secondaire en compression. La contrainte principale est orientée à 73° par rapport au premier élément de la jauge qui est en face du troisième élément de la jauge no.1 par rapport à la découpe. Donc la partie coupée est plus en torsion, fait explicable par l'effet de différence de volume par rapport au massive sur lequel se trouve la jauge no.1.

Les enregistrements du troisième élément de la jauge no.3 sont erronés. Les autres éléments de cette jauge montrent qu'il y a un faible compression de l'épaisseur.

Pour la quatrième jauge les enregistrements du premier et du troisième élément sont erronés. Le second élément enregistre une faible contrainte de traction.

La cinquième jauge enregistre une contrainte principale en traction mais plus faible que celle enregistré par la jauge no.1. Cette contrainte principale est orientée à 70° par rapport au premier élément de la jauge. Par rapport au premier élément de la jauge no. 1, la contrainte principale donnée par la jauge no.5 est orientée sous un angle moins important donc nous avons une torsion du massive différencie plus accentue à l'intérieur que à l'extérieur.

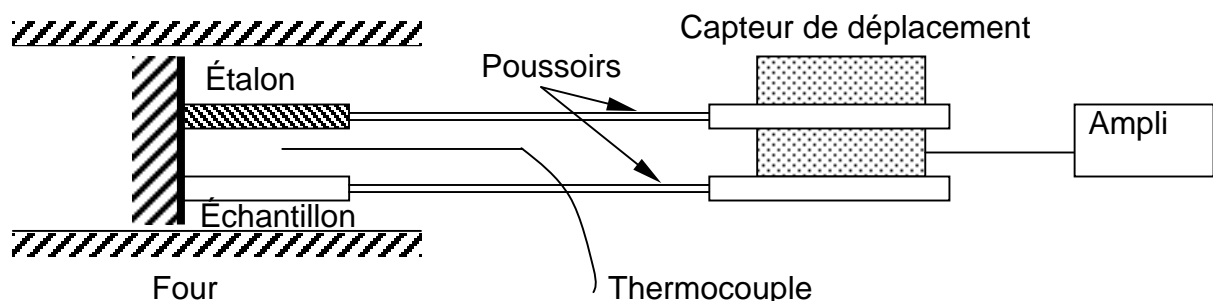
Les contraintes résiduelles libéré suit à cette mesure montre que le domaine de sollicitation suivant  $zz$  et  $\theta\theta$  se trouvaient bien en compression. L'orientation des contraintes principales mesurées montre aussi la mise en torsion de la coquille.

Pour remonter aux niveau des contraintes existantes dans des coquilles avant de les avoir coupé en deux, il existe une méthode présentée dans l'annexe . Malheureusement cette méthode ne prend pas en compte le phénomène de torsion retrouvé par nos mesures.

#### 2.2.1.5. Essai de dilatation thermique

Le **coefficient de dilatation thermique linéaire**  $\alpha = dL/(L \cdot dT)$  exprime l'allongement relatif  $dL/L$  lié à une variation élémentaire de température  $dT$ .

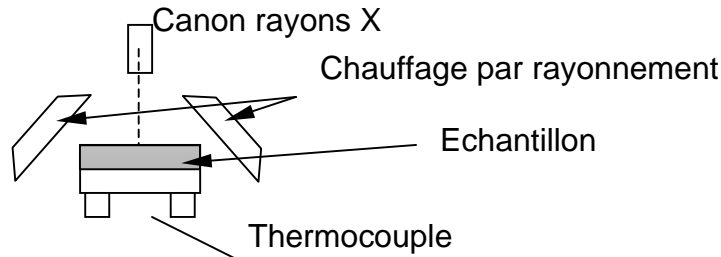
L'analyse dilatométrique [112] consiste à enregistrer les variations de longueur d'une éprouvette en fonction de la température. Le dilatomètre différentiel est généralement utilisé. Ce type d'analyse dilatométrique consiste à amplifier la différence de dilatation entre un échantillon étudié et un étalon dont les propriétés sont connues. Les vitesses de chauffage et de refroidissement sont peu élevées (3°C/mm) pour obtenir des températures constantes dans les échantillons. L'emploi du gaz argon dans l'enceinte du dispositif permet d'éviter l'oxydation des échantillons.



**Figure 2.38.** Schéma de principe du fonctionnement du dilatomètre différentiel [112]

La réalisation et la manipulation des revêtements n'étaient pas faciles (étaient parfois friables), une autre méthode pour obtenir le **coefficient de dilatation thermique linéaire** a

été réalisée à l'Ecole de Mines d'Albi Carmaux et exploitée par C. Daffos pour des aciers nitrurés [113]. Le principe est le suivant : l'échantillon est chauffé par rayonnement et une mesure des contraintes par rayons X sur la surface revêtue est réalisée (Figure 2.39). En suite par un calcul thermo élastique le coefficient de dilatation du revêtement est obtenu. Cette méthode ne prend pas en compte l'effet de l'oxydation et suppose connu le coefficient de dilatation du matériau sur lequel le revêtement a été effectué, et aussi la structure atomique du matériau analysé.



**Figure 2.39.** Schéma de principe du fonctionnement du dilatomètre [113]

### 2.2.2. Techniques pour déterminer les propriétés thermiques des matériaux solides

Les propriétés thermiques concernent la capacité de stockage et de transfert de l'énergie d'agitation thermique.

La **capacité calorifique massique**  $c$  [J/(kg · K)] exprime la capacité de stockage  $dQ$  de cette énergie de vibration thermique pour une élévation de température  $dT$ . On distingue en toute rigueur le cas où cette élévation de température se fait à pression constante ( $c_p$ ) ou à volume constant ( $c_v$ ), mais la différence est très faible pour les solides cristallins, peu compressibles.

La **conductivité thermique**  $\lambda$  [W/(m · K)] définit la capacité de conduire l'énergie quand il y a un déséquilibre sous l'effet d'un gradient de température. La **diffusivité thermique**  $a$  [m<sup>2</sup>/s] caractérise l'aptitude d'un matériau à diffuser la chaleur ; propriété intervenant dans tous les processus de transfert de chaleur en **régime instationnaire (température varie avec le temps)**. La connaissance de ce paramètre est essentielle pour résoudre de nombreux problèmes de transfert thermique. Elle permet en outre d'accéder indirectement à la conductivité thermique lorsque la capacité thermique massique et la masse volumique sont connues.

Pour caractériser **les propriétés thermiques** d'un matériau, les méthodes expérimentales utilisées suivent à peu près toutes le même schéma. L'échantillon est excité

thermiquement, puis l'échauffement créé par cette excitation est mesuré en fonction du temps ou de l'espace. Connaissant les conditions de chauffage, on estime les propriétés thermiques en comparant mesures expérimentales et simulations. Le choix du mode de chauffage et de la distribution temporelle et spatiale de la puissance excitatrice ainsi que le choix du capteur de mesure font la spécificité de chaque méthode. Il existe les méthodes en régime stationnaire et les méthodes en régime instationnaire.

### **Méthodes en régime stationnaire.**

Les méthodes expérimentales en régime stationnaire sont basées sur l'application d'un flux stationnaire et des conditions aux limites adéquates. Une fois le régime stationnaire établi, on mesure la température en plusieurs points de l'échantillon ainsi que la densité de puissance de chauffe (ou de refroidissement). Une comparaison entre résultats de modélisation et mesures expérimentales donne les propriétés thermiques. Les modèles sont souvent simples, les conditions expérimentales doivent être parfaitement maîtrisées : mesure absolue de la température [114], du flux absorbé, et maîtrise de pertes thermiques. L'attente de l'installation du régime stationnaire implique des expériences longues. Ces méthodes donnent accès essentiellement à des paramètres caractéristiques du régime stationnaire : conductivité thermique ou à la résistance thermique d'interface [115-118].

### **Méthodes en régime transitoire.**

Le régime transitoire regroupe deux méthodes : les méthodes impulsionnelles et les méthodes périodiques. Ces méthodes correspondent aux méthodes classiques d'identification du comportement dynamique de systèmes inconnus. On estime leurs fonctions de transfert en mesurant leurs réponses à une impulsion de Dirac ou à une suite discrète d'excitations périodiques.

#### ***Les méthodes impulsionnelles.***

L'échantillon est chauffé par une impulsion de très forte énergie et de durée très courte, idéalement une impulsion de Dirac. Des capteurs adaptés mesurent l'évolution du champ de température en fonction du temps (un thermogramme), une comparaison entre thermogramme théorique et thermogramme expérimental permet d'estimer les propriétés thermiques. Les impulsions sont générées par des lampes, des lasers à impulsion ou par le passage d'un courant électrique. Les capteurs de température sont successivement des thermocouples, des capteurs, des photodiodes ou des caméras infrarouges. Parker [119] initie la méthode impulsionnelle et Deem [120] améliore la configuration expérimentale qui



devient sans contact. Cette méthode est alors adaptée à d'autres applications et à des matériaux plus complexes :

- Etude des couches minces [121-127].
- Etude des matériaux orthotropes et anisotropes [128-132].
- Mesure de la résistance thermique d'interface
- Contrôle Non Destructif (CND) de matériaux pouvant présenter des fissures ou des délaminages [133-135].

### ***Les méthodes périodiques.***

L'échantillon est chauffé par une source d'énergie périodique. On mesure les conséquences de ce chauffage au sein des matériaux étudiés en termes de module et de déphasage de l'harmonique fondamentale (à la fréquence d'excitation) du traceur utilisé. Ces conséquences sont en général la dilatation ou une thermo variation induite d'un paramètre physique ou optique comme l'indice de réfraction par exemple. Une série de mesures en fonction de la position ou de la fréquence permet la mesure de propriétés. Une exploration de la surface de l'échantillon permet des applications en imagerie et en CND. La gamme de fréquences explorée et le traceur physique utilisé pour mesurer les conséquences de l'excitation périodique fixent les spécificités des méthodes.

- Méthode photoacoustique à microphone [136, 137] ou à détecteur piézo-électrique [138-144]. La déformation locale périodique de la surface de l'échantillon et l'échauffement périodique de l'air proche de l'échantillon génèrent une onde acoustique dans l'atmosphère entourant l'échantillon ainsi que dans l'échantillon lui-même. Cette onde acoustique est mesurée soit par un microphone (échelle d'étude de l'ordre de quelques millimètres), soit par un détecteur piézo-électrique (échelle d'étude de l'ordre de quelques micromètres).
- Déflexion périodique d'un faisceau sonde [145]. Un faisceau laser de faible puissance se réfléchit à la surface de l'échantillon au niveau du point de chauffe. Le faisceau réfléchi est envoyé vers une diode à cadran qui permet d'observer la déflexion périodique du faisceau sur la surface de l'échantillon dont la forme varie périodiquement avec le temps.
- Microscopie à interféromètre polarisé [146]. L'échantillon est chauffé par un laser modulé focalisé à travers un objectif de microscope sur une aire de quelques  $\mu\text{m}^2$ . Pour mesurer la déformation locale de la surface de l'échantillon, on utilise deux faisceaux lasers cohérents. Le premier laser est focalisé en un point proche du

---

point de chauffe et se réfléchit sur une surface de cote variant périodiquement alors que le second laser est focalisé assez loin du point de chauffe pour assurer la constance de la cote de la surface réfléchissante. Ces deux faisceaux possèdent une différence de marche égale à deux fois la différence d'altitude des deux surfaces. Cette différence de marche varie périodiquement à la période de chauffe et peut être mesurée en faisant interférer les deux faisceaux.

- Méthode à effet mirage [145]. Les échanges thermiques entre l'échantillon et l'air impliquent une variation périodique de température et de pression de l'atmosphère située au dessus de la surface chauffée. Ces variations impliquent une variation de l'indice de réfraction de l'air. Un faisceau parallèle à la surface de l'échantillon rasant cette zone de gradient d'indice est dévié par effet mirage. La déviation de ce faisceau, mesurée par une matrice de photodiodes, fournit une image du champ local de température. Cette méthode met en évidence les propriétés relatives aux directions parallèles à la surface de l'échantillon et donne des échelles d'étude de l'ordre de 50  $\mu\text{m}$ .
- Radiométrie infrarouge [147-149]. La surface chauffée émet un rayonnement infrarouge dépendant de la température de la surface. Ce rayonnement est envoyé vers un détecteur IR et analysé par détection synchrone. Celui-ci dépend essentiellement des propriétés optiques de la surface et de la température. Ces méthodes permettent alors la métrologie des propriétés thermiques à l'échelle du millimètre.
- Photoréflexion modulée [150-160]. On focalise à la surface d'un échantillon un faisceau de chauffe modulé à travers un objectif de microscope pour obtenir un faisceau de rayon proche du micron. La dépendance entre coefficient de réflexion de la surface et température est utilisée pour mesurer celle-ci. Afin de mesurer la température créée par cette excitation, on focalise à quelques microns du point de chauffe un faisceau laser de mesure de faible puissance qui se réfléchit sur la surface. La puissance réfléchie contient l'information sur le coefficient de réflexion et donc sur la température. Celle-ci est envoyée vers une photodiode et le signal est analysé par détection synchrone. Cette méthode est l'une des méthodes permettant l'estimation de propriétés thermiques aux échelles les plus faibles possibles.

D'une manière générale et en particulier pour les méthodes périodiques, plus l'échelle d'étude est faible, plus le banc d'essais est complexe, plus le nombre de paramètres expérimentaux sensibles à mesurer augmente et plus la sensibilité de la mesure ou la détectivité diminue. Boccara [161] fournit une comparaison des méthodes périodiques en termes de détectivité<sup>2</sup> (Tableau 2.6).

méthode	détectivité (Hz <sup>-1/2</sup> K)	résolution spatiale
interféromètre polarisé	10 <sup>-15</sup>	micron
effet mirage	10 <sup>-7</sup>	100 microns
photo acoustique à microphone	10 <sup>-5</sup>	millimètre
radiométrie IR	10 <sup>-4</sup>	millimètre
photoréflexion modulée	1	micron

**Tableau 2.6.** Comparaison des méthodes périodiques en termes de détectivité (amplitude en kelvin pour avoir un signal égal au bruit de mesure défini sur une bande passante de 1Hz) [161].

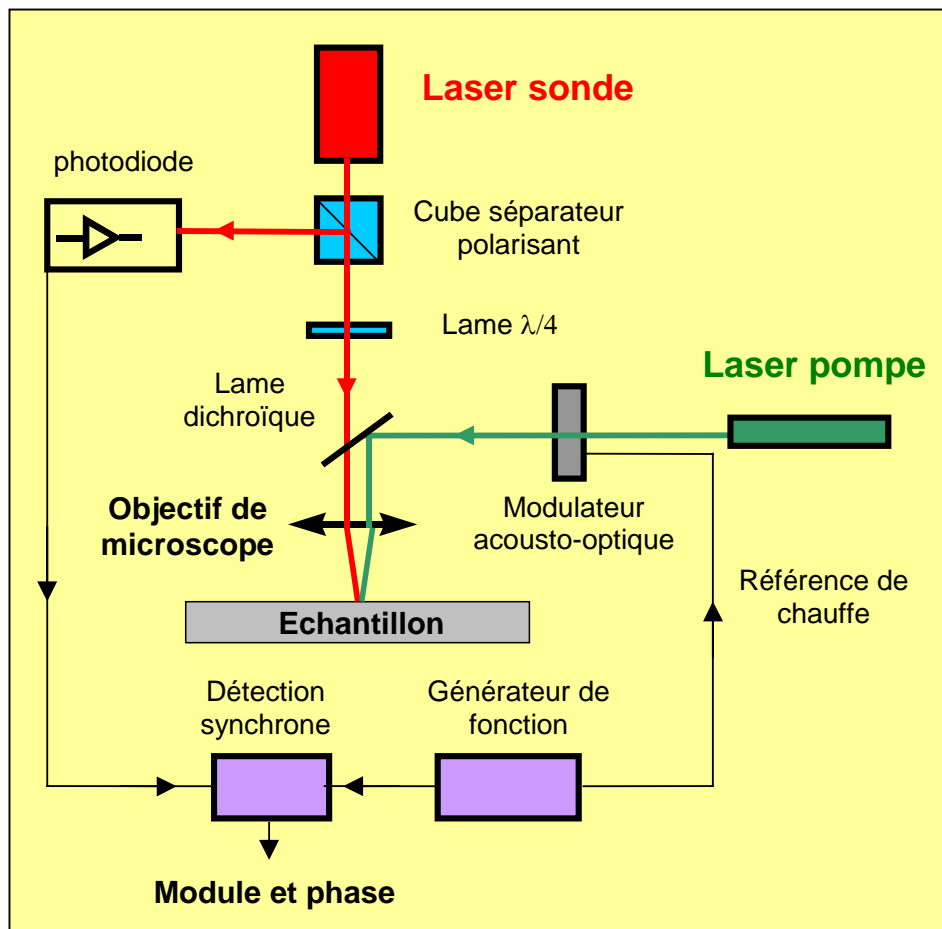
Dans le cadre du travail exposé ici, nous avons retenu la méthode de photoréflexion modulée dont le montage expérimental est développé au GHF d'Odeillo [157]. On a fait le choix de la méthode de photoréflexion modulée car elle permet l'estimation de la diffusivité aux échelles les plus faibles possibles avec une forte détectivité.

### Description du montage expérimental [162]

Le microscope photothermique consiste principalement en deux sous-ensembles : un module d'excitation périodique et un module d'observation utilisant la photoréflexion modulée. L'excitation est assurée par un laser Argon (514,5 nm) appelé pompe, dont le faisceau est haché par un modulateur acousto-optique et focalisé par un objectif de microscope sur la surface de l'échantillon. La réponse thermique de l'échantillon est déduite de l'observation des variations locales de la réflectivité. Un laser HeNe (632,8 nm) appelé sonde est focalisé sur la surface de l'échantillon, par l'intermédiaire du même objectif de microscope à une distance de la zone chauffée (typiquement entre 3 et 10 µm) appelée distance inter-faisceaux *D*. La puissance réfléchiée contient l'information sur les évolutions de température. Ce faisceau réfléchi est dirigé vers une photodiode, le signal électrique est

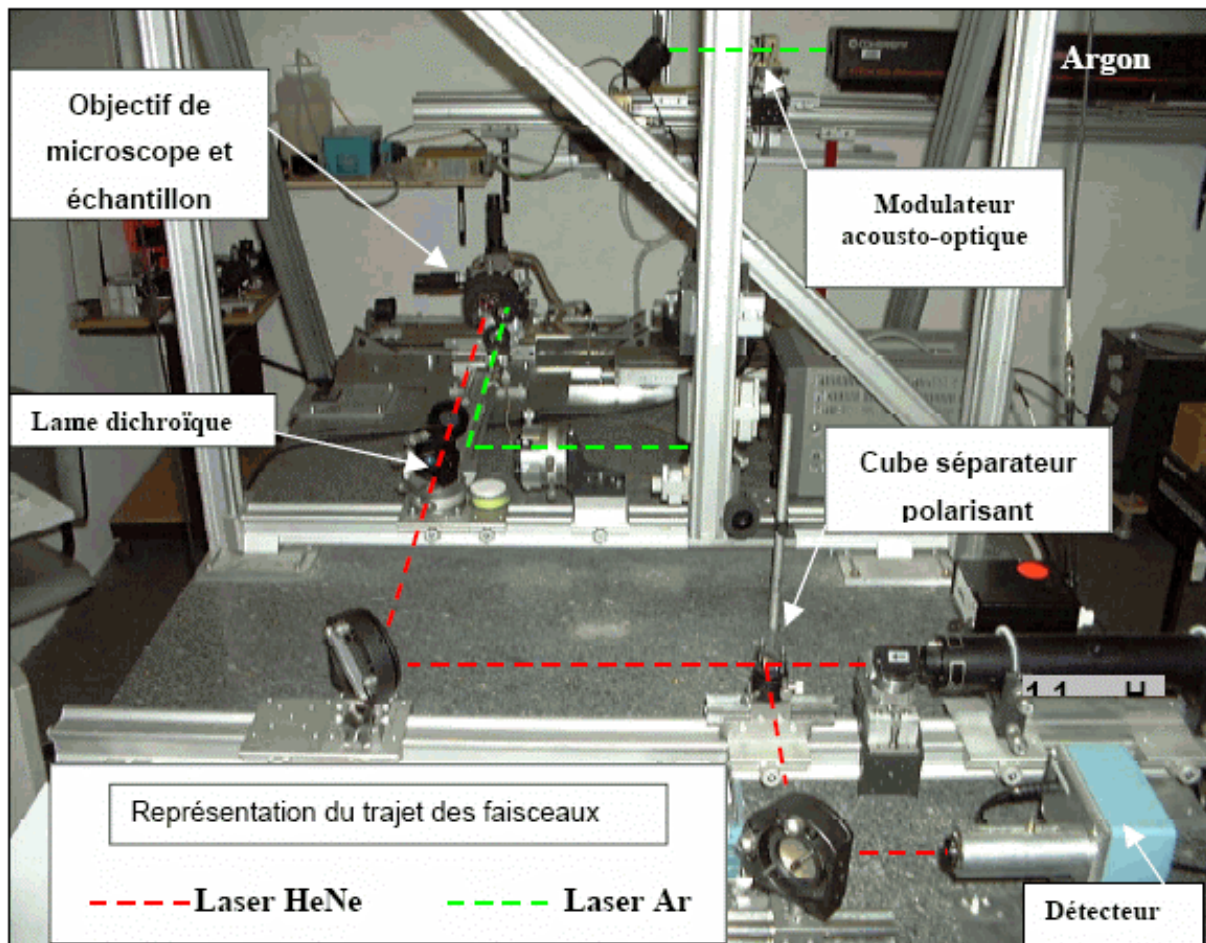
<sup>2</sup> La détectivité spectrale *D* est définie comme l'inverse de la puissance équivalente au bruit

analysé par un amplificateur à détection synchrone qui fournit les mesures de l'amplitude de l'onde thermique et de son déphasage par rapport à l'excitation (Figure 2.40).



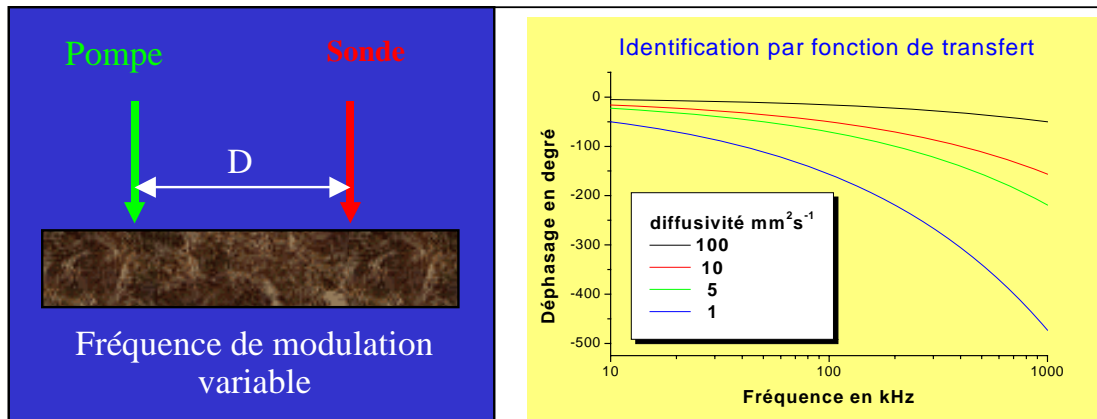
**Figure 2.40.** Schéma de principe du microscope photothermique [162]

Le schéma de principe peut faire penser que le dispositif est relativement simple à mettre en œuvre. Une photo (Figure 2.41) permet de se rendre compte du volume occupé par un tel dispositif. De plus, il est inutile de préciser que lorsqu'on travaille à ces échelles (quelques  $\mu\text{m}$ ), il faut prendre des précautions draconiennes sur les alignements optiques.

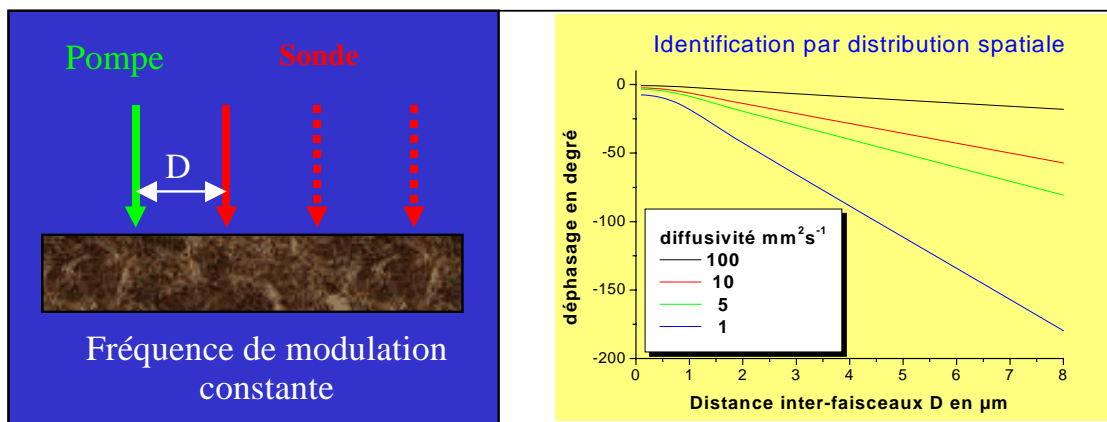


**Figure 2.41.** « BAPTEM », Banc d'Analyse des Propriétés Thermiques à l'Echelle Microscopique [162]

Ce dispositif expérimental permet de travailler selon trois procédures pour l'identification des propriétés thermiques : la fonction de transfert, la distribution spatiale et le balayage à distance inter-faisceaux constante. La fonction de transfert thermique consiste à réaliser un enregistrement du déphasage et du module pour une distance inter-faisceaux constante en fonction de la fréquence de modulation (Figure 2.42). La distribution spatiale consiste à réaliser un enregistrement du déphasage et du module à fréquence constante pour une position du faisceau de chauffe constante et une distance inter-faisceaux variable (Figure 2.43). La cartographie uni ou bidirectionnelle consiste à enregistrer le module et le déphasage lorsqu'on réalise un balayage de l'échantillon selon une ligne ou selon toute la surface pour une fréquence et un D constants.



**Figure 2.42.** Principe de la mesure par fonction de transfert, allure des courbes de déphasage [162]



**Figure 2.43.** Principe de la mesure par distribution spatiale, allure des courbes de déphasage [162]

Evaluation de l'erreur totale sur la diffusivité avec cette méthode [162]

$$e_{\alpha} = e_1 + e_2 + e_3 + e_4 + e_5 + e_6 \quad (2.25)$$

l'erreur totale  $e_{\alpha}$  se décompose en :

$e_1$  : Erreur d'arrondis et de troncatures lors du calcul numérique

$e_2$  : Erreur d'hypothèse (comparaison entre le modèle 1D sphérique et le modèle 3D).

$e_3$  : Erreur Provenant du bruit de mesure

$e_4$  : Erreur de métrologie thermique

$e_5$  : Erreur sur les paramètres que l'on suppose connus: la distance inter-faisceaux, le rayon de chauffe ou la fréquence, seront estimés d'une manière indépendante de la procédure d'inversion

$e_6$  : Erreur déterministe représentative de l'erreur faite sur l'estimation de la fonction

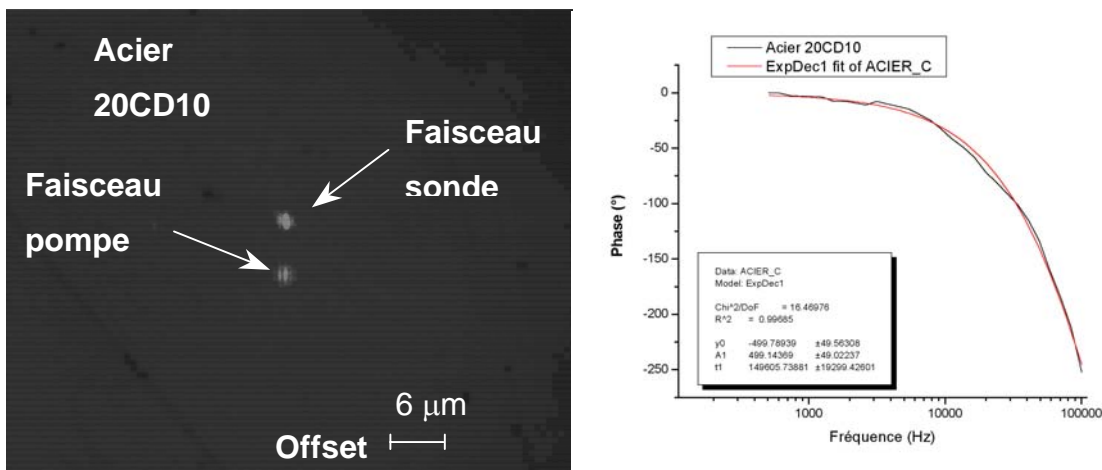
D'après Gagliano [162], on peut négliger l'erreur  $e_1$ , en première approximation, sur les erreurs d'arrondis et de troncatures lors du calcul numérique ainsi que l'erreur  $e_6$ , erreur déterministe représentative de l'erreur faite sur l'estimation de fonction. L'erreur  $e_1$  est

négligeable par rapport aux autres sources d'erreur et l'erreur  $e_6$  ne rentre pas dans le cas de notre étude. Le calcul d'erreur sur la diffusivité thermique se réduit à :

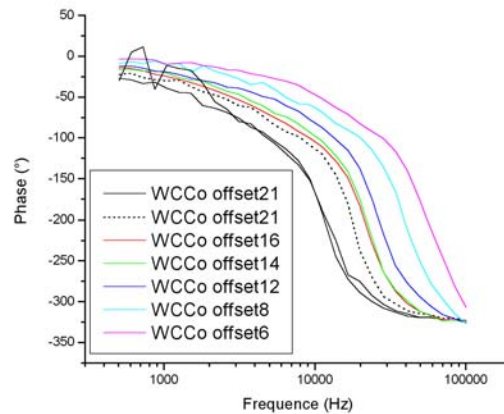
$$e_a = e_2 + e_3 + e_4 + e_5 = 2,8 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1} \tag{2.26}$$

Donc l'erreur relative maximale est d'environ 30% et peut diminuer en variant la distance inter-faisceaux  $D$  (en  $e_5$ ) et augmenter pour les mesures en fréquence,  $N$ , ou le nombre de points de mesures  $N_{\text{moy}}$  pour chaque fréquence (en  $e_3$ ). Sur des échantillons massifs l'erreur expérimentale reste toujours inférieure à 15%.

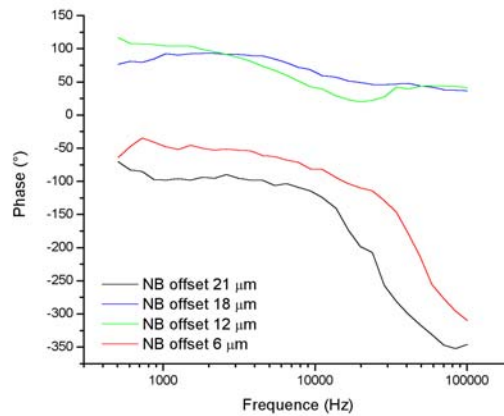
Comme nous l'avons énoncé plus haut, cette méthode a été expérimentée avec des bons résultats (erreur 15%) sur des matériaux homogènes et avec un coefficient de réflectivité faible. Nous avons utilisé cette méthode sur des matériaux non-homogènes de type WCCo et NB. Pour vérification nous avons évalué la diffusivité pour un acier 20CD10. La variation de phase en fonction de fréquence est présentée dans la Figure 2.44. La valeur de diffusivité obtenue est  $1,21 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ , valeur comparable avec la littérature ( $1,019 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ ).



**Figure 2.44.** Mesure de la diffusivité pour 20CD10 par photoréflexion modulée (à gauche : positionnement à un offset  $D = 6 \mu\text{m}$  ; à droite : l'évolution de la phase avec la fréquence et comparaison avec une courbe théorique pour  $1,019 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ )



**Figure 2.45.** La variation de la phase avec la fréquence pour différents offset (cas WCCo)



**Figure 2.46.** La variation de la phase avec la fréquence pour différents offset (cas NB)

Pour les deux matériaux hétérogènes, il s'est révélé difficile d'obtenir des bonnes courbes de déphasage avec le D choisi. Nous avons essayé d'obtenir des meilleurs résultats en variant l'offset D entre 6 et 21  $\mu\text{m}$ . Les variations de la phase avec la fréquence sont présentées dans la Figure 2.45 pour et dans la Figure 2.46 pour NB. Si pour premier matériau (WCCo) les résultats sont satisfaisants, pour le deuxième matériau (NB), ils sont très perturbés et non exploitables. Cette perturbation vient certainement du coefficient de réflectivité très élevé pour ce matériau.

Les résultats de la diffusivité obtenues pour ces deux mesures ont été reportés dans le Tableau 2.7.



**Tableau 2.7.** Les diffusivités thermique obtenues par photoréflexion modulée

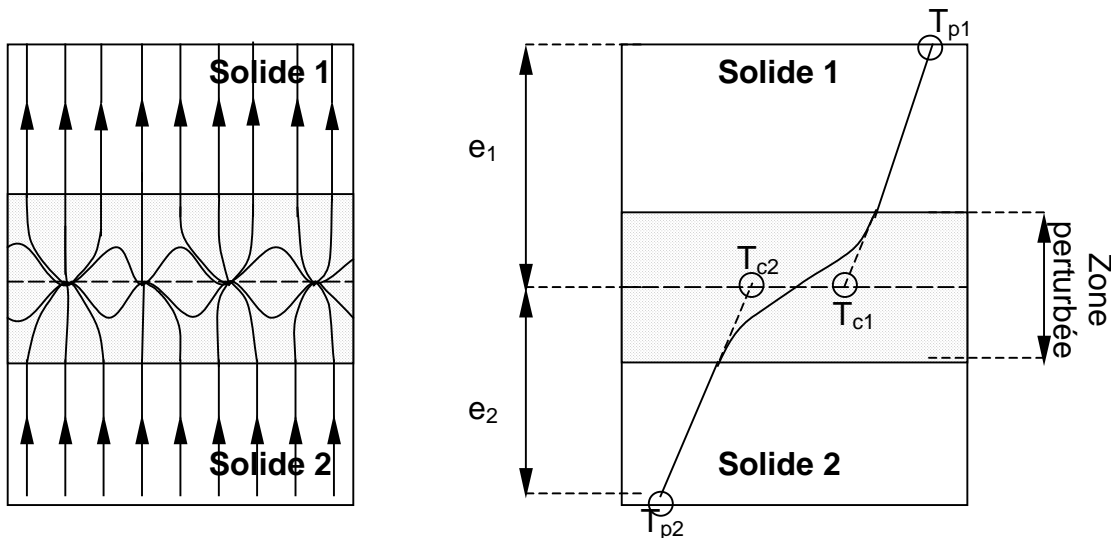
Positionnement offset	WCCo ( $10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ )	NB ( $10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ )
6	0.37	-
8	0.30	-
12	0.33	0.5
14	0.28	-
16	0.27	-
18	-	91.58
21	0.22	3.69

Nous en concluons que la diffusivité thermique de la couche de WCCo est de  $2.96 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ . Pour la couche de NB il est impossible de conclure.

**2.2.3. Les mesures de résistance thermique de contact (RTC) entre deux solides**

**2.2.3.1. Définition de la RTC**

Lorsque deux solides sont en contact, du fait de leurs rugosités et de la non planéité de leurs surfaces, le contact ne s'effectue jamais sur toute la surface apparente, mais seulement en certaines zones de surface très faibles devant la surface apparente. La surface réelle de contact représente environ 1% de la surface apparente pour les métaux [116, 163].



**Figure 2.47.** La définition de la résistance thermique de contact entre deux solides en régime permanent et contact statique [164]

Entre les zones de contact subsiste un espace interstitiel, en général mauvais conducteur, qui constitue un frein au transfert de chaleur, qui de ce fait passe de manière préférentielle au niveau des contacts directs là où le passage de la chaleur est facilité. Le champ de température se trouve donc considérablement perturbé dans la région localisée de

part et d'autre de l'interface. Il en résulte une constriction des lignes de flux (Figure 2.47) qui est responsable de la résistance thermique de contact (RTC) [117]. En régime permanent, la RTC est définie par :

$$R_c = \frac{T_{c2} - T_{c1}}{\Phi} \quad (2.27)$$

où  $T_{c1}$  et  $T_{c2}$  sont les températures de contact "fictives" (Figure 2.47) obtenues par extrapolation du champ de températures non perturbé vers l'interface géométrique de contact :

$$T_{ci} = T_{pi} + \delta_i \Phi_i \frac{e_i}{\lambda_i} \quad (2.28)$$

$$\text{et } \delta_i = \begin{cases} -1 & \text{pour } i = 2 \\ +1 & \text{pour } i = 1 \end{cases}$$

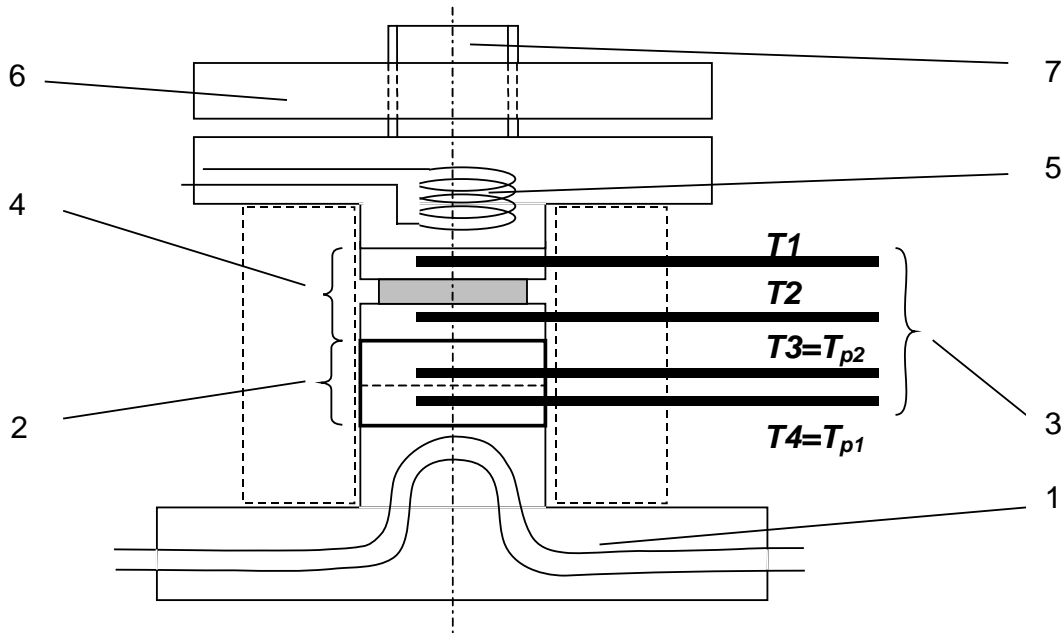
$\Phi$  = densité de flux (W/m<sup>2</sup>)

L'équation (2.31) consiste à supposer nulle l'épaisseur de la zone perturbée et à remplacer la brusque variation de la température qui se développe dans cette zone par une véritable discontinuité.

### 2.2.3.2. Dispositif expérimental de mesures de la RTC

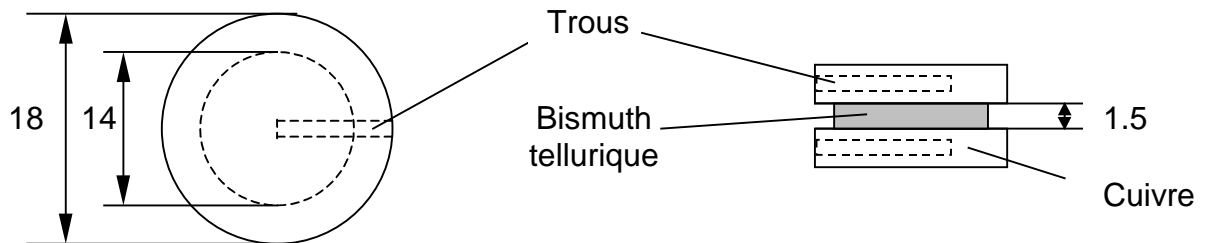
Les mesures de la résistance thermique de contact entre deux solides, en contact statique, consistent à créer perpendiculairement à la surface de contact, un flux de chaleur unidirectionnel dans la zone non perturbée par la constriction des lignes de flux. Le saut de température à l'interface, est déterminé à partir des températures mesurées sur les solides.

Le dispositif expérimental est représenté sur la Figure 2.48. Une boîte à eau (1), reliée à un bain thermostaté permet de refroidir l'échantillon inférieur grâce à une circulation d'eau à 15°C. Un flux de chaleur est imposé sur le haut de l'échantillon supérieur grâce à un élément chauffant (5). La partie (4) appelé fluxmètre, est utilisée pour mesurer le flux thermique. L'échantillon (2) et le fluxmètre (4) ont été équipé avec des sondes thermiques résistives (3) de type PT 100. La vis (7) et la plaque (6) assurent la fixation et la verticalité. Pour assurer un bon contact entre les parties (1), (2), (3), (4) et (5) nous avons appliqué une graisse de contact. Pour éviter les échanges de chaleur avec l'extérieur, nous avons protégé l'ensemble (1), (2), (3), (4) et (5) avec de la mousse synthétique. Le champ de température peut donc être considéré comme monodimensionnel dans la zone non perturbée par la constriction des lignes de flux.



**Figure 2.48.** Schéma de dispositif expérimental de Saint-Gobain PAM

Le fluxmètre, schématisé dans la Figure 2.49, comporte deux parties: une partie "active" réalisée par une pièce de bismuth tellurique entre deux disques de cuivre qui font la partie "passive". Les deux disques de cuivre sont troués pour positionner les sondes qui mesurent les températures. Le fluxmètre équipé avec sondes de type PT100, nous donne la valeur de flux thermique.



**Figure 2.49.** Schéma du fluxmètre de CRD de Saint-Gobain PAM

Le matériau thermoélectrique utilisée entre les deux disques de cuivre a sa surface soudée par diffusion de nickel (7 à 10  $\mu\text{m}$  d'épaisseur) pour assurer la stabilité avec le temps.

Pour mesurer la RTC à l'interface de deux matériaux, en contact statique, un flux de chaleur est imposé sur la face supérieure de l'échantillon, alors que la face inférieure est refroidie au moyen d'une boîte à eau régulée à 15°C. Au départ, l'échantillon est à température quasi uniforme. A l'instant  $t = 0$  s un flux de chaleur constant est imposé au moyen de la platine chauffante. L'enregistrement des températures s'effectue à une fréquence de 2 Hz jusqu'à l'obtention du régime permanent. La méthode employée pour déterminer la RTC utilise les valeurs des températures en régime permanent, avec l'équation

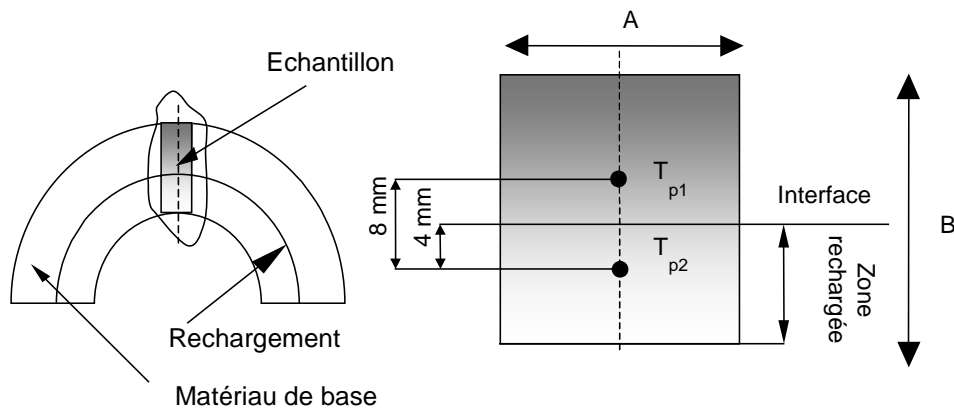
(2.30). Cette RTC est, on peut dire la résistance de la zone de 8 mm entre les deux mesures de température. Pour avoir la vraie RTC, nous devons calculer la température dans chaque matériau au niveau de l'interface employant l'équation (2.31). La différence des deux températures obtenue est introduite dans l'équation (2.30) pour obtenir la vraie RTC, soit l'équation :

$$R_c = \frac{T_3 - T_4}{\Phi} \pi \cdot r^2 - \frac{e_1}{\lambda_1} - \frac{e_2}{\lambda_2} \quad (2.29)$$

### 2.2.3.3. Les échantillons testés et les résultats

Les échantillons ont été prélevés, comme montré dans la Figure 2.50, depuis les bruts des coquilles rechargées. Les éprouvettes prélevées sont de géométrie cylindrique.

Les dimensions de chaque éprouvette sont précisées dans le tableau 1.



**Figure 2.50.** Prélèvement et équipement d'un échantillon

Le matériau pour la partie supérieure est le même pour chaque pièce, une nuance de 20CD10. La partie inférieure, "rechargée", est différente. Nous pouvons repérer les matériaux pour chaque échantillon dans le Tableau 2.8.

**Tableau 2.8.** Données sur les échantillons

	Matériau 1	$\lambda$ (W/m·K)	Matériau 2	$\lambda$ (W/m·K) [165]	A (mm)	B(mm)
<b>Echantillon 1</b>	20CD10	38,2	Silk 34	18	15,8	22
<b>Echantillon 2</b>	20CD10	38,2	Silk 414	25	18	22,1
<b>Echantillon 3</b>	20CD10	38,2	Silk 113	20	17,9	21
<b>Echantillon 4</b>	20CD10	38,2	PAM	51,2	14,4	21

Pour détecter l'interface nous avons attaqué la surface extérieure avec une préparation acide type Nital. Nous l'avons repérée pour réaliser ensuite l'implantation des thermocouples. Nous avons choisi de placer les thermocouples à 4mm de part et d'autre de l'interface ( $e_1 = e_2 = 4$  mm). Un cinquième échantillon réalisé dans le matériau de base (20CD10), des dimensions  $A = 16$  mm et  $B = 23$  mm, instrumenté avec des sondes à 4 mm

et 8mm nous a permis de déterminer avec précision la conductivité de ce matériau (38.2 W/mK). Pour les autres matériaux les données thermiques sont fournies par la référence [165].

**Calcul d'erreur**

Une estimation de l'erreur de mesures de RTC a été faite avec la relation suivante :

$$\frac{\Delta R}{R} = \frac{2 \cdot \Delta T}{T_1 - T_2} + \frac{\Delta \phi}{\phi} + \frac{2 \cdot \Delta e}{e} + \frac{\Delta \lambda_1}{\lambda_1} + \frac{\Delta \lambda_2}{\lambda_2} \tag{2.30}$$

dans laquelle sont considérés les erreurs introduite par les sondes [166], par la mesure de flux thermique [118], par le positionnement des sondes et celles faite par les estimations des conductivités. Pour le dernier type d'erreur, nous avons considéré comme source d'erreur, la différence des concentrations des éléments contenus entre celle d'échantillon et sont correspondant trouvé dans [165].

**Tableau 2.9. Les résultats de mesures de RTC**

		T1 (°C)	T2 (°C)	T3 (°C)	T4 (°C)	Flux (W)	RTC (W/m²K)	RTC <sub>moyenne</sub> (W/m²K)	Erreur (%)
Echantillon 1	Silk 34/20CD10	36,92	24,86	12,05	21,40	36,92	1,77E-05	1,82E-05	16,5
		36,92	24,86	12,06	21,41	36,92	1,83E-05		16,48
		36,92	24,86	12,06	21,41	36,92	1,90E-05		16,46
		36,94	24,86	12,07	21,41	36,94	1,79E-05		16,48
Echantillon 2	Silk 414/20CD10	33,42	20,70	19,35	17,52	2,24	4,83E-05	4,41E-05	35,79
		33,42	20,70	19,35	17,51	2,24	4,31E-05		35,78
		33,42	20,71	19,35	17,50	2,24	4,20E-05		35,69
		33,42	20,71	19,35	17,49	2,24	4,31E-05		35,56
Echantillon 3	Silk 113/20CD10	35,47	23,04	20,13	17,37	2,10	2,72E-05	2,45E-05	19,95
		35,47	23,04	20,11	17,37	2,10	2,39E-05		20,05
		35,47	23,05	20,10	17,37	2,10	2,29E-05		20,09
		35,47	23,05	20,11	17,37	2,09	2,39E-05		20,06
Echantillon 4	PAM / 20CD10	35,82	23,3	21,98	19,42	2,10	1,64E-05	1,61E-05	20,11
		35,81	23,29	21,99	19,42	2,10	1,64E-05		20,11
		35,81	23,29	21,99	19,43	2,10	1,64E-05		20,11
		35,82	23,3	21,98	19,43	2,10	1,51E-05		20,19

Les valeurs obtenues sont résumées dans le Tableau 2.9. En général, nous pouvons voir que les erreurs sont au tour de 20%. Les valeurs moyennes tournent autour de 10<sup>-5</sup> m²K/W et

correspond d'après D. Couedel [167] à des interfaces où le milieu interstitiel est conducteur mais où il existe des zones sans adhésions (défauts surfaciques) ou de fissures (défauts volumiques). La valeur élevée de l'erreur pour le couple Silk 414 / 20CD10 (plus grande que pour les autres cas) met en doute l'estimation obtenue pour ce cas. Les causes peuvent être multiples: erreurs faites pendant la mesure (des échanges trop forts avec l'extérieur, manque des données exactes dans le calcul sur les matériaux analysés, etc...).

### 2.3. Synthèse

Nous avons entrepris des mesures de propriétés. Compte tenu de l'ensemble de matériaux et des propriétés visées ( $12 \times 7 = 84$  mesures), des mesures de résistance thermique de contact et celles de contrainte résiduelles, nous n'avons pas pu entreprendre toutes les mesures. Nous avons donc complété ces quelques données personnelles par d'autres issues de la littérature. Le Tableau 2.10 résume l'ensemble des valeurs numériques que nous avons retenu et que nous avons utilisées dans les simulations présentées dans le chapitre 4.

**Tableau 2.10.** Données sur les matériaux utilisés dans les applications

Matériau	$\lambda$ (W/mK)	$a \cdot 10^6$ (m <sup>2</sup> /s)	$C_p$ (J/kg K)	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	$\alpha \cdot 10^6$ (°C) <sup>-1</sup>	$\nu$	$E$ (GPa)
20CD10	38.2	9.732	500	7850	12	0.33	237
Cu	360	73.54	550	8900	18	0.33	122
Silk34	18	4.556	500	7900	12	0.33	230
Silk113	25	6.097	500	8200	10.5	0.33	250
Silk414	20	5	500	8000	10	0.33	245
NiCrAlY	4.3 [6]	1.098	535 [6]	7320 [6]	14 [6]	0.3 [6]	225 [6]
25%ZrO <sub>2</sub>	3.3 [6]	0.917	517 [6]	6960	12 [6]	0.2875 [6]	187 [6]
50%ZrO <sub>2</sub>	3.1 [6]	0.901	519 [6]	6626 [6]	11 [6]	0.275 [6]	158 [6]
70%ZrO <sub>2</sub>	2.7 [6]	0.755	576 [6]	6208 [6]	9.11 [6]	0.2625 [6]	105 [6]
100%ZrO <sub>2</sub>	0.25 [6]	0.083	500 [6]	6037 [6]	7.2 [6]	0.25 [6]	53 [6]
NB	30 [168]	9.807	1610 [168]	1900 [168]	11.9 [168]	0.3 [168]	46.9 [168]
WCCo	20 - 80 [169]	2.96	200 - 480 [169]	14900 [170]	4.6 - 5.6 [169]	0.3 [169]	600 [169]



### **3. Modélisation des problèmes thermo-mécaniques de l'étude**

Dans ce chapitre sont présentés les calculs utilisés pour réaliser les simulations numériques thermo-élastiques. Cette partie contient aussi les relations établies pour réaliser une analyse thermomécanique adimensionnelle applicable à des moules cylindriques rechargés par l'intérieur.



### 3.1. Modélisation thermique

Pour analyser du point de vue thermomécanique les coquilles de centrifugation, nous avons eu besoin premièrement d'estimer la sollicitation thermique (le flux à l'interface fonte / coquille) et l'évolution des températures dans tous les points de la coquille. Pour cela, une évaluation du flux thermique a été réalisée à l'aide d'une méthode inverse. Ensuite, nous avons réalisé un calcul direct pour obtenir le champ complet de température.

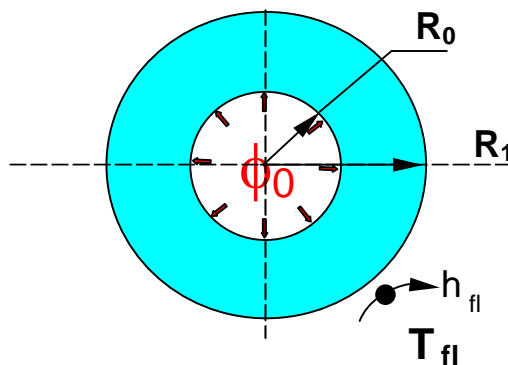
Nous commençons par présenter le calcul direct et les spécificités pour chaque cas analysée (mono, bi, ou multi matériau). La méthode inverse est explicitée ensuite dans § 3.1.4.

#### 3.1.1. Modélisation thermique directe d'une coquille mono-matériau

Pour la modélisation de la conduction à travers la coquille, nous avons choisi d'utiliser le formalisme des quadripôles thermiques [171]. Ce formalisme repose sur la transformée de Laplace de l'équation de Fourier, et utilise l'algorithme de Stehfest pour faire la transformée inverse numériquement. Nous nous sommes inspirés des travaux de Bruno Ladevie [172] et Sonia Boucaret [173] pour mener cette modélisation.

##### 3.1.1.1. Schématisation par les quadripôles thermiques [171]

La coquille est chauffée sur sa surface interne par un flux de chaleur de densité  $\Phi_0$  qui dépend du temps. Sur la surface externe, la coquille est refroidie par un fluide de température moyenne  $T_{fl}$  et caractérisée par un coefficient d'échange  $h_{fl}$ . A cause de la rotation très rapide de la coquille, nous supposons les conditions de chauffage et de refroidissement parfaitement à symétrie de révolution.



**Figure 3.1.** Représentation géométrique du modèle mono-matériau

Le problème de transfert thermique s'écrit comme suit :

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) - \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad \text{pour } R_0 < r < R_1 \text{ et } t \geq 0 \quad (3.1)$$

Avec comme conditions limites :

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = \phi_0(t) \quad \text{à } r = R_0 \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.2)$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = h_{fi} (T(R_1, t) - T_{fi}) \quad \text{à } r = R_1 \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.3)$$

La condition initiale est:

$$T = T_0 \quad \text{pour } t = 0 \text{ à } R_0 \leq r \leq R_1 \quad (3.4)$$

où

- a est la diffusivité thermique
- $\lambda$  est la conductivité thermique
- $h_{fi}$  est le coefficient d'échange avec l'eau de refroidissement
- $T_{fi}$  température de mélange de l'eau de refroidissement

A partir de l'équation de transfert thermique, il est possible de réaliser le calcul par un formalisme matriciel en opérant une transformée de Laplace. La température  $T(r,t)$  et la densité de flux thermique  $\phi(r,t)$  sont transformé en  $\theta(r,s)$  et  $\phi(r,s)$ . Les équations (3.1) à (3.3) se transforment en :

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial \theta}{\partial r} (r, s) \right) = \frac{s}{a} \theta(r, s) \quad (3.5)$$

$$\phi(r, s) = -\lambda \frac{d\theta(r, s)}{dr} \quad (3.6)$$

$$h(\theta_s(s) - \theta_{fi}) = -\lambda \frac{d\theta(r, s)}{dr} \quad (3.7)$$

L'équation (3.5) possède une solution simple qui permet d'écrire la température (ou la densité de flux) en un point "i" en fonction de la température et du flux en un point "j". Le comportement thermique du solide est considéré comme étant donné par un quadripôle Q. A chaque point "i" du cylindre correspond un vecteur thermique caractérisé par une température  $\theta_i$  et un flux thermique surfacique  $\phi_i$ . La relation entre ce vecteur en un point "i" et un autre en un point "j" ( $r_j > r_i$ ) est donnée par une relation matricielle :

$$\begin{bmatrix} \theta_j \\ \phi_j \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{ij} & B_{ij} \\ C_{ij} & D_{ij} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_i \\ \phi_i \end{bmatrix} \quad (3.8)$$

Avec :  $\begin{bmatrix} \theta_i \\ \phi_i \end{bmatrix}, \begin{bmatrix} \theta_j \\ \phi_j \end{bmatrix}$  les vecteurs thermiques dans le point "i", respectivement "j" ;

La matrice  $Q_{ij}$  caractérise le comportement thermique du solide conducteur entre "i" et "j".  $Q_{ij} = \begin{bmatrix} A_{ij} & B_{ij} \\ C_{ij} & D_{ij} \end{bmatrix}$  Les composantes de la matrice sont donnés par les relations (3.9) à (3.13)

$$A_{ij} = \alpha_j [I_0(\alpha_i) \cdot K_1(\alpha_j) + I_1(\alpha_j) \cdot K_0(\alpha_i)] \quad (3.9)$$

$$B_{ij} = \frac{\alpha_j}{k} [I_0(\alpha_j) \cdot K_0(\alpha_i) - I_0(\alpha_i) \cdot K_0(\alpha_j)] \quad (3.10)$$

$$C_{ij} = k \cdot \alpha_j [I_1(\alpha_j) \cdot K_1(\alpha_i) - I_1(\alpha_i) \cdot K_1(\alpha_j)] \quad (3.11)$$

$$D_{ij} = \alpha_j [I_0(\alpha_j) \cdot K_1(\alpha_i) + I_1(\alpha_i) \cdot K_0(\alpha_j)] \quad (3.12)$$

$$\alpha_{i,j} = k \cdot r_{i,j}, \quad k = \sqrt{\frac{s}{a}} \quad (3.13)$$

Quand les paramètres k ou r sont grands, les expressions ci-dessus se simplifient par leur développement asymptotique:

$$A_{ij} = \sqrt{\frac{r_j}{r_i}} \cosh(k \cdot r_j - k \cdot r_i) ; \quad (3.14)$$

$$B_{ij} = \sqrt{\frac{1}{r_j r_i}} \frac{\sinh(k \cdot r_j - k \cdot r_i)}{\lambda \cdot k} ; \quad (3.15)$$

$$C_{ij} = \sqrt{r_i \cdot r_j} \sinh(k \cdot r_j - k \cdot r_i) \cdot \lambda \cdot k ; \quad (3.16)$$

$$D_{ij} = \sqrt{\frac{r_i}{r_j}} \frac{\sinh(k \cdot r_j - k \cdot r_i)}{\lambda \cdot k} ; \quad (3.17)$$

$$k = \sqrt{\frac{s}{a}} . \quad (3.18)$$

L'interface entre le moule en  $R_1$  et le fluide est caractérisé par un coefficient d'échange h. Cette condition d'échange se caractérise par un quadripôle particulier. Il s'écrit sous la forme :

$$R_c = \begin{bmatrix} 1 & 1/h_c \\ 0 & 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & R_c \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.19)$$

Les conditions aux limites deviennent avec l'écriture matricielle

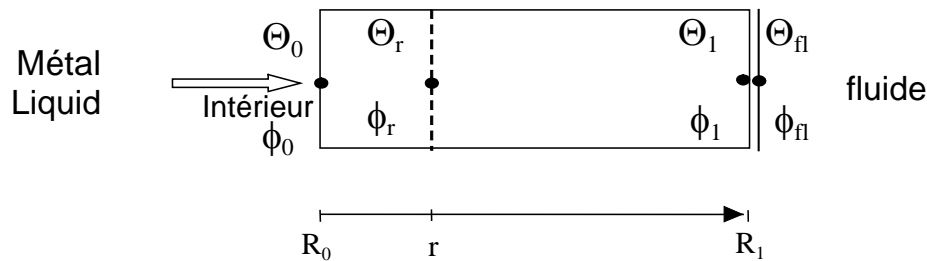
$$\begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} \quad \text{à } r = R_0 \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.20)$$

$$\begin{bmatrix} \theta(R_1, s) \\ \phi(R_1, s) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & h_{fl} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_{fl} \\ \phi_{fl} \end{bmatrix} \quad \text{à } r = R_1 \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.21)$$

### 3.1.1.2. Calcul thermique d'un cas mono-matériau

Comme nous l'avons vu plus haut, le problème thermique unidimensionnel d'un cylindre, sollicité à l'intérieur par un flux thermique, se réduit à résoudre le système donné dans la Figure 3.2 .

Nous cherchons à évaluer la température  $\theta(r,s)$  en un point  $r$  du cylindre pour toutes les valeurs de  $s$  du problème. Dans la suite des travaux, nous supposons toujours que nous connaissons la densité de flux  $\phi_0(r=R_0,s)$  et une température du côté de  $R_1$ . Cette température est soit  $\theta_1$ , soit  $\theta_{fl}$  (et  $h_{fl}$  est alors supposé connu). Nous traitons ici le 2<sup>ème</sup> cas de figure. Il est possible d'écrire 3 quadripôles thermiques  $Q_{0r}$ ,  $Q_{r1}$  et  $Q_{1fl}$  respectivement entre les points  $R_0$  et  $r$ ,  $r$  et  $R_1$  et entre le cylindre  $R_1$  et le fluide extérieur au cylindre.



**Figure 3.2.** Le problème de transfert thermique pour le cas mono-matériau

D'après la Figure 3.2 nous pouvons écrire les quadripôles thermiques entre  $R_1$  et  $r$  d'une part,  $r$  et  $R_2$  d'autre part et la condition limite coté fluide (en  $R_2$ ):

$$Q_{0r} : \begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{0r} & B_{0r} \\ C_{0r} & D_{0r} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_r \\ \phi_r \end{bmatrix} \quad (3.22)$$

$$Q_{r1} : \begin{bmatrix} \theta_r \\ \phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r1} & B_{r1} \\ C_{r1} & D_{r1} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_1 \\ \phi_1 \end{bmatrix} \quad (3.23)$$

$$Q_{1fl} : \begin{bmatrix} \theta_1 \\ \phi_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_{fl} \\ \phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.24)$$

Les équations (3.19) à (3.21) se regroupent de la manière suivante:

$$\begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{0r}\theta_r + B_{0r}\phi_r \\ C_{0r}\theta_r + D_{0r}\phi_r \end{bmatrix} \quad (3.25)$$

$$\begin{bmatrix} \theta_r \\ \phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{2eq}\theta_{fl} + B_{2eq}\phi_{fl} \\ C_{2eq}\theta_{fl} + D_{2eq}\phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.26)$$

$$\text{où } \begin{bmatrix} A_{2eq} & B_{2eq} \\ C_{2eq} & D_{2eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r1} & B_{r1} \\ C_{r1} & D_{r1} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix}$$

$$\text{soit } \begin{bmatrix} A_{2eq} & B_{2eq} \\ C_{2eq} & D_{2eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r1} & \left( \frac{A_{r1}}{h_{fl}} + B_{r1} \right) \\ C_{r1} & \left( \frac{C_{r1}}{h_{fl}} + D_{r1} \right) \end{bmatrix}$$

Si on considère comme donnée le flux sur la face intérieure  $\phi_0$  et la température extérieure  $\theta_{fl}$ , une température intermédiaire  $\theta_r$  dans le solide en  $r$  peut être déterminée avec la relation :

$$\theta_r(r, s) = F_1(r, s)\phi_0(s) + F_2(r, s)\theta_{fl}(s) \quad (3.27)$$

$$\text{où } F_1(r, s) = \frac{B_{2eq}}{C_{r1}B_{2eq} + D_{r1}D_{2eq}} \quad \text{et} \quad F_2(r, s) = \frac{A_{2eq}D_{2eq} - C_{2eq}B_{2eq}}{C_{r1}B_{2eq} + D_{r1}D_{2eq}} \quad (3.28)$$

Le retour dans l'espace des temps permet alors de calculer la température  $T(r, t)$  associée à  $\theta(r, s)$ . Puisque  $\phi_0(s)$  et  $\theta_{fl}$  ne sont pas connues, on utilise plutôt le produit de convolution suivant pour opérer le retour Laplace inverse :

$$T(r, t) = \int_0^t q_0(\tau) f_1(r, t - \tau) d\tau + \int_0^t T_{fl}(\tau) f_2(r, t - \tau) d\tau \quad (3.29)$$

où les fonctions  $f_1(r, t)$  et  $f_2(r, t)$  sont respectivement la transformée Laplace inverse de  $F_1(r, s)$  et  $F_2(r, s)$ . Ces dernières sont bien connues en fonction de  $(r, s)$ . L'estimation de  $f_1$  et  $f_2$  est pratiquée avec l'algorithme de Stehfest [174, 175].

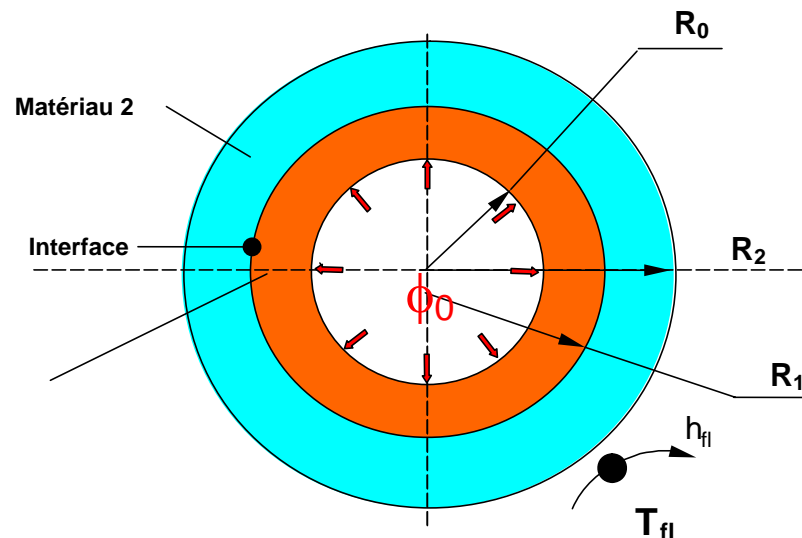
Cette méthode a été utilisée dans [9] pour obtenir les variations des températures pour des coquilles en CuCrZr et acier 20CD10.

### 3.1.2. Modélisation thermique directe d'une coquille bi-matériau

Nous reprenons la même coquille cylindrique, creuse comme pour le cas mono-matériau, mais sur sa surface interne nous considérons un dépôt. La même sollicitation variable avec le temps a été considérée (un flux de chaleur de densité  $\Phi_0 > 0$ ) et un

refroidissement qui est réalisé sur la surface externe du cylindre par un fluide de température moyenne  $T_{fl}$ , et caractérisé par un coefficient d'échange  $h_{fl}$ . Pour résoudre le problème thermique des cylindres revêtus sur la surface interne, l'ensemble peut se découpler en deux parties : le revêtement d'un côté et le matériau de base de l'autre côté (Figure 3.3), avec une condition de passage à l'interface. Si le dépôt est constitué de plusieurs couches ce modèle peut être utilisé en considérant que toutes les propriétés du dépôt sont donné par des lois de mélanges théoriques ou expérimentales.

Le cas de bi-matériaux fait intervenir une résistance de contact  $R_{c1}=1/h_1$  entre la partie dite "matériau 1" d'épaisseur  $R_1-R_0$  et la partie dite "matériau 2" d'épaisseur  $R_2-R_1$ . De même l'interface entre le moule en  $R_2$  et le fluide qui assure le refroidissement à l'extérieur est caractérisée par un coefficient d'échange  $h_{fl}$ .



**Figure 3.3.** Représentation géométrique du modèle bi-matériau

Nous noterons en contre indice (1 ou 2) la température dans le matériau (1 ou 2) respectivement. Lorsque aucun contre indice n'apparaît, cela signifie que l'équation est valide dans les deux domaines.

Le problème de transfert thermique s'écrit comme suit :

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) - \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad \text{pour } R_0 < r < R_2 \text{ et } t \geq 0 \quad (3.30)$$

Avec comme conditions limites :

$$-\lambda_1 \frac{\partial T}{\partial r} = \phi_0(t) \quad \text{à } r = R_0 \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.31)$$

$$-\lambda_2 \frac{\partial^2 T}{\partial r} = h_{fl} ({}^2T(R_2, t) - T_{fl}) \quad \text{à } r = R_2 \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.32)$$

Les conditions de passage à l'interface entre les deux matériaux :

$$\varphi_i = -\lambda_1 \frac{\partial {}^1T}{\partial r} = -\lambda_2 \frac{\partial {}^2T}{\partial r} = h_1 ({}^1T(R_1, t) - {}^2T(R_1, t)) \quad \text{à } r = R_1, t \geq 0 \quad (3.33)$$

$$\text{où } ({}^1T - {}^2T) = R_{c1} \cdot \varphi_1 \quad (3.34)$$

La condition initiale est:

$${}^1T = {}^2T = T_0 \quad \text{pour } t = 0 \text{ à } R_0 \leq r \leq R_2 \quad (3.35)$$

- où
- a est la diffusivité thermique
  - $h_1 = 1/R_{c1}$  est le coefficient d'échange de l'interface
  - $\lambda$  est la conductivité thermique
  - $\rho$  est la densité
  - $C_p$  est la chaleur spécifique
  - $h_{fl}$  est le coefficient d'échange avec l'eau de refroidissement
  - $T_{fl}$  température de mélange de l'eau de refroidissement

Lors de la transformation de Laplace, la condition de passage en  $r = R_1$  devient :

$$-\lambda_1 \frac{\partial {}^1\theta}{\partial r} = -\lambda_2 \frac{\partial {}^2\theta}{\partial r} = h_1 ({}^1\theta - {}^2\theta) \quad (3.36)$$

$$({}^1\theta - {}^2\theta) = R_{c1} \cdot \Phi_1 \quad (3.37)$$

Comme pour le cas mono-matériau le raisonnement caractérisant le bi-matériaux est le suivant : à chaque épaisseur de matériau entre un rayon  $i$  et  $j$  ( $r_j > r_i$ ) correspond un quadripôle  $Q_{ij}$  donné par les équations (3.9)-(3.18) qui caractérise son comportement thermique. A chaque frontière, correspond un vecteur thermique caractérisé par une température et un flux thermique surfacique. Chaque interface entre deux matériaux au rayon  $R_i$  est caractérisée par un quadripôle  $R_{ci}$  donné par l'équation (3.19) ou  $R_c = \begin{bmatrix} 1 & 1/h_c \\ 0 & 1 \end{bmatrix}$

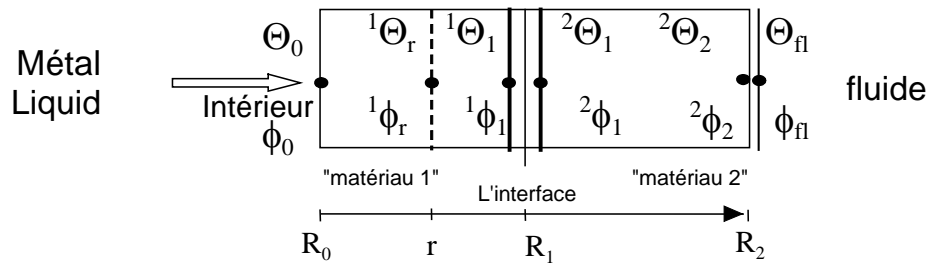
est remplacé par la notation  $R_{ci} = \begin{bmatrix} 1 & 1/h_{ci} \\ 0 & 1 \end{bmatrix}$ .

Dans le calcul des quadripôles, au lieu de faire varier la variable  $r$  directement de  $R_1$  à  $R_2$ , il est nécessaire de décomposer le problème en deux sous cas suivant que la position où l'on veut déterminer la température est avant ou après l'interface. C'est-à-dire que nous

calculerons séparément le profil de température dans l'épaisseur du premier matériau et celui dans l'épaisseur du deuxième matériau.

### 3.1.2.1. Calcul thermique dans l'épaisseur de "matériau 1"

Nous décrivons comment le calcul dans le premier matériau se déroule. Le problème thermique unidimensionnel dans le premier matériau est décrit dans la Figure 3.4.



**Figure 3.4.** Le problème de transfert thermique dans le "matériau 1"

D'après la Figure 3.4 nous pouvons écrire les quadripôles suivants:

$$\text{entre } R_0 \text{ et } r \quad \mathbf{Q}_{01} : \begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{0r} & B_{0r} \\ C_{0r} & D_{0r} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^1\theta_r \\ {}^1\phi_r \end{bmatrix} \quad (3.38)$$

$$\text{entre } r \text{ et } R_1 \quad \mathbf{Q}_{r1} : \begin{bmatrix} {}^1\theta_r \\ {}^1\phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r1} & B_{r1} \\ C_{r1} & D_{r1} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^1\theta_1 \\ {}^1\phi_1 \end{bmatrix} \quad (3.39)$$

$$\text{condition limite coté interface } \mathbf{R}_{c1} : \begin{bmatrix} {}^1\theta_1 \\ {}^1\phi_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & R_{c1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^2\theta_1 \\ {}^2\phi_1 \end{bmatrix} \quad (3.40)$$

$$\text{entre } R_1 \text{ et } R_2 \quad \mathbf{Q}_{12} : \begin{bmatrix} {}^2\theta_1 \\ {}^2\phi_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{12} & B_{12} \\ C_{12} & D_{12} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^2\theta_2 \\ {}^2\phi_2 \end{bmatrix} \quad (3.41)$$

$$\text{condition limite coté fluide } \mathbf{R}_{cfl} : \begin{bmatrix} {}^2\theta_2 \\ {}^2\phi_2 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_{fl} \\ \phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.42)$$

On regroupe les équations (3.38) à (3.42) de la manière suivante:

$$\begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{0r} {}^1\theta_r + B_{0r} {}^1\phi_r \\ C_{0r} {}^1\theta_r + D_{0r} {}^1\phi_r \end{bmatrix} \quad (3.43)$$

$$\begin{bmatrix} {}^1\theta_r \\ {}^1\phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{2eq} \theta_{fl} + B_{2eq} \phi_{fl} \\ C_{2eq} \theta_{fl} + D_{2eq} \phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.44)$$

$$\text{où } \begin{bmatrix} A_{2eq} & B_{2eq} \\ C_{2eq} & D_{2eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r1} & B_{r1} \\ C_{r1} & D_{r1} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & R_{c1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_{12} & B_{12} \\ C_{12} & D_{12} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix}$$



$$\begin{bmatrix} A_{2eq} & B_{2eq} \\ C_{2eq} & D_{2eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r1}A_{12} + C_{12}(A_{r1}R_{C1} + B_{r1}) & A_{r1}\left(\frac{A_{12}}{h_{fl}} + B_{12}\right) + (A_{r1}R_{C1} + B_{r1})\left(\frac{C_{12}}{h_{fl}} + D_{12}\right) \\ C_{r1}A_{12} + C_{12}(C_{r1}R_{C1} + D_{r1}) & C_{r1}\left(\frac{A_{12}}{h_{fl}} + B_{12}\right) + (C_{r1}R_{C1} + D_{r1})\left(\frac{C_{12}}{h_{fl}} + D_{12}\right) \end{bmatrix}$$

Donc si on considère comme donnée le flux sur la face intérieure  $\phi_0$  et la température extérieure  $\theta_{fl}$ , la température intermédiaire  $\theta$  dans le "matériau 1" peut être déterminée avec la relation :

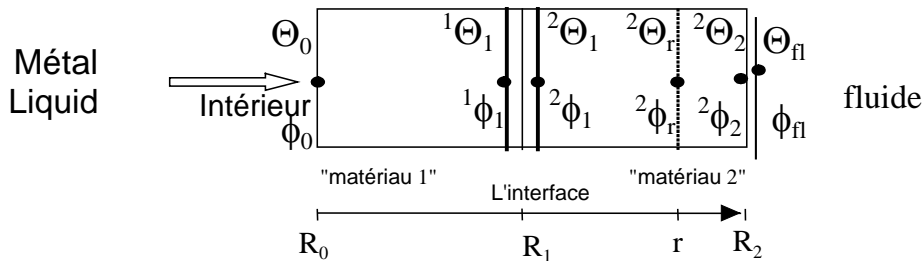
$${}^1\theta_r(r, s) = F_1(r, s)\phi_0(s) + F_2(r, s)\theta_{fl}(s) \quad (3.45)$$

$$\text{ou } F_1(r, s) = \frac{B_{2eq}}{C_{0r}B_{2eq} + D_{0r}D_{2eq}} \quad \text{et} \quad F_2(r, s) = \frac{A_{2eq}D_{2eq} - C_{2eq}B_{2eq}}{C_{0r}B_{2eq} + D_{0r}D_{2eq}} \quad (3.46)$$

Le retour dans l'espace des temps se fait exactement par la même méthode que pour le mono-matériau.

### 3.1.2.2. Calcul thermique dans l'épaisseur de "matériau 2"

Après avoir vu le calcul dans le premier matériau, nous décrivons le calcul dans le deuxième matériau. Le problème thermique unidimensionnel dans ce matériau est décrit dans la Figure 3.5.



**Figure 3.5.** Le problème de transfert thermique dans le "matériau 2"

D'après la Figure 3.5 nous pouvons écrire les quadripôles suivants:

$$\text{entre } R_0 \text{ et } R_1 \quad \mathbf{Q}_{01} : \begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{01} & B_{01} \\ C_{01} & D_{01} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^1\theta_1 \\ {}^1\phi_1 \end{bmatrix} \quad (3.47)$$

$$\text{condition limite coté interface } \mathbf{R}_{c1} : \begin{bmatrix} {}^1\theta_1 \\ {}^1\phi_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & R_{C1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^2\theta_1 \\ {}^2\phi_1 \end{bmatrix} \quad (3.48)$$

$$\text{entre } R_1 \text{ et } r \quad \mathbf{Q}_{1r} : \begin{bmatrix} {}^2\theta_1 \\ {}^2\phi_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{1r} & B_{1r} \\ C_{1r} & D_{1r} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^2\theta_r \\ {}^2\phi_r \end{bmatrix} \quad (3.49)$$

$$\text{entre } r \text{ et } R_2 \quad \mathbf{Q}_{r2} : \begin{bmatrix} {}^2\theta_r \\ {}^2\phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r2} & B_{r2} \\ C_{r2} & D_{r2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} {}^2\theta_2 \\ {}^2\phi_2 \end{bmatrix} \quad (3.50)$$

$$\text{condition limite coté fluide} \quad \mathbf{R}_{cfl} : \begin{bmatrix} {}^2\theta_2 \\ {}^2\phi_2 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_{fl} \\ \phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.51)$$

On regroupe les équations (3.30) à (3.34) de la manière suivante:

$$\begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{1eq} {}^2\theta_r + B_{1eq} {}^2\phi_r \\ C_{1eq} {}^2\theta_r + D_{1eq} {}^2\phi_r \end{bmatrix} \quad (3.52)$$

$$\begin{bmatrix} {}^2\theta_r \\ {}^2\phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{2eq} \theta_{fl} + B_{2eq} \phi_{fl} \\ C_{2eq} \theta_{fl} + D_{2eq} \phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.53)$$

$$\text{où } \begin{bmatrix} A_{1eq} & B_{1eq} \\ C_{1eq} & D_{1eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{01} & B_{01} \\ C_{01} & D_{01} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & R_{C1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_{1r} & B_{1r} \\ C_{1r} & D_{1r} \end{bmatrix} =$$

$$= \begin{bmatrix} A_{01}A_{1r} + C_{1r}(A_{01}R_{C1} + B_{01}) & A_{01}B_{1r} + D_{r1}(A_{01}R_{C1} + B_{01}) \\ C_{01}A_{1r} + C_{1r}(C_{01}R_{C1} + D_{01}) & A_{01}B_{1r} + D_{r1}(A_{01}R_{C1} + B_{01}) \end{bmatrix}$$

$$\text{et } \begin{bmatrix} A_{2eq} & B_{2eq} \\ C_{2eq} & D_{2eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r2} & B_{r2} \\ C_{r2} & D_{r2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{r2} & \frac{A_{r2}}{h_{fl}} + B_{r2} \\ C_{r2} & \frac{C_{r2}}{h_{fl}} + D_{r2} \end{bmatrix}$$

Donc si on considère comme donnée le flux sur la face intérieure  $\phi_0$  et la température extérieure  $\theta_{fl}$  la température intermédiaire  $\theta$  dans le "matériau 2" peut être déterminée avec la relation suivante:

$${}^2\theta_r(r, s) = F_1(r, s)\phi_0(s) + F_2(r, s)\theta_{fl}(s) \quad (3.54)$$

$$\text{ou } F_1(r, s) = \frac{B_{2eq}}{C_{1eq}B_{2eq} + D_{1eq}D_{2eq}} \quad \text{et } F_2(r, s) = \frac{D_{1eq}(A_{2eq}D_{2eq} - C_{2eq}B_{2eq})}{C_{1eq}B_{2eq} + D_{1eq}D_{2eq}} \quad (3.55)$$

De même que pour le calcul dans le premier matériau, le retour dans l'espace des temps se fait exactement par la même méthode que pour le mono-matériau.

Les applications de cette méthode sont présentées dans § 4.1 pour le cas d'étude d'un couple théorique avec un acier et un cuivre et dans § 4.2 pour le cas d'étude provenant d'une expérimentation en fatigue thermique pour les couples des matériaux suivantes :Silk 34/20CD10, Silk 113/20CD10 et Silk 414/20CD10.

3.1.3. Modélisation thermique d'une coquille multi-matériaux

Reprenons le cylindre mono-matériau creux et le revêtement déposé sur sa surface interne comme il a été décrit dans le cas précédent. Nous supposons la surface interne de l'ensemble sollicitée par un flux de chaleur de densité  $\Phi_0 > 0$  variable dans le temps. Le refroidissement est réalisé sur la surface externe du cylindre par un fluide de température moyenne  $T_{fl}$  et caractérisé par un coefficient d'échange  $h_{fl}$ .

Comme nous l'avons vu plus haut, pour résoudre le problème thermique des cylindres revêtus sur la surface interne, le modèle bi-matériau peut être utilisé. Pour un dépôt à plusieurs couches, l'influence thermique de chaque couche sur le comportement du dépôt et/ou de l'ensemble ne peut être analysé que en utilisant un modèle multi-matériaux. Cela représente une généralisation du modèle bi-matériau.

Nous supposons le revêtement constitué de  $n$  couches comme dans la Figure 3.6. Chaque couche se voit attribué un numéro  $i$  de 1 à  $n$  de l'intérieur de la coquille vers l'extérieur. Au substrat, nous avons attribué le numéro  $n+1$ .

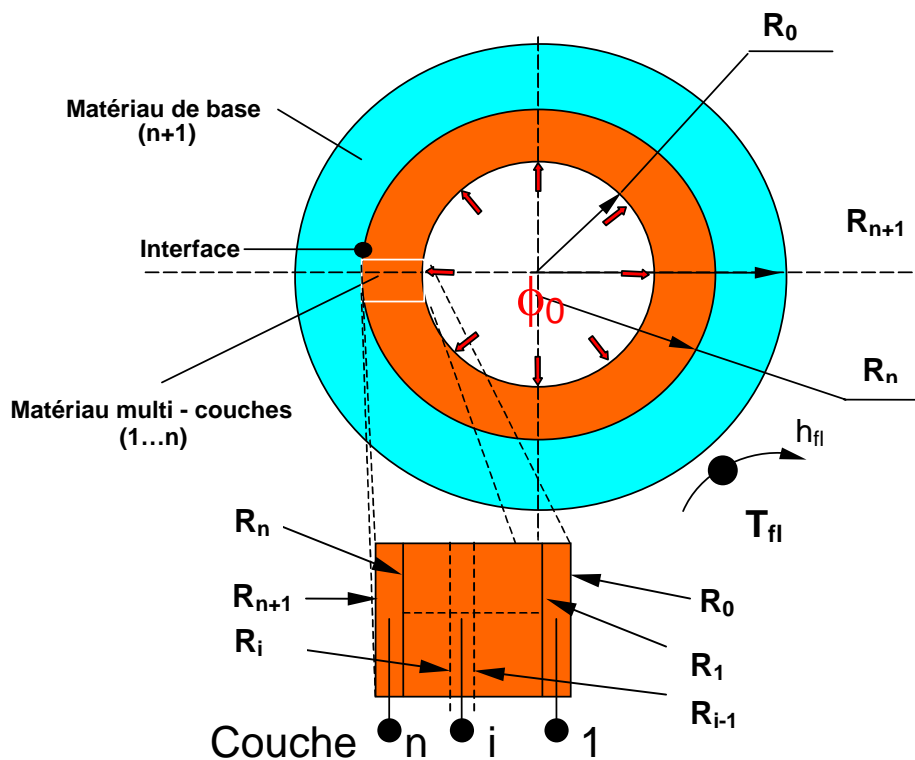


Figure 3.6. Représentation géométrique du modèle bi-matériau

Nous noterons en contre indice  $^i T$  la température dans le matériau  $i$ . Lorsqu'aucun contre indice n'apparaît, cela signifie que l'équation est valide dans tous les domaines.

Le problème de transfert thermique s'écrit comme suit :

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) - \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad \text{pour } R_0 < r < R_{n+1} \text{ et } t \geq 0 \quad (3.56)$$

Avec comme conditions limites :

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = \phi_0(t) \quad \text{à } r = R_0 \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.57)$$

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = h_{n+1} (T(R_{n+1}, t) - T_{n+1}) \quad \text{à } r = R_{n+1} \text{ et pour } t \geq 0 \quad (3.58)$$

Les conditions de passage aux interfaces s'écrivent, pour l'interface en  $R_i$ ,  $i \in [1, n]$  entre les matériaux  $i+1$  et  $i$ :

$$-\lambda_i \frac{\partial T}{\partial r} = -\lambda_{i+1} \frac{\partial T}{\partial r} = h_i (T(R_i, t) - T_{i+1}(R_i, t)) \quad \text{à } r = R_i, t \geq 0, (\forall i \in [1, n]) \quad (3.59)$$

$$\text{ou } (T - T_{i+1}) = R_{ci} \cdot \phi_i \quad (3.60)$$

La condition initiale est:

$${}^1T = \dots = {}^i T = \dots = T_0 \quad \text{pour } t = 0 \text{ à } R_0 \leq r \leq R_{n+1} \quad (3.61)$$

où  $a$  est la diffusivité thermique ;

$h_i$  est le coefficient d'échange de l'interface entre le matériau  $i$  et  $i+1$  en  $r = R_i$

(c'est l'inverse d'une résistance thermique de contact  $R_{ci}$  ;

$\lambda$  est la conductivité thermique ;

$h_{n+1} = h_{fl}$  est le coefficient d'échange avec l'eau de refroidissement ;

$T_{fl}$  température de mélange de l'eau de refroidissement ;

Comme pour les modèles antérieurs, le raisonnement caractérisant le multi-matériaux est : à chaque épaisseur de matériau  $i$  correspond un quadripôle  $Q_{i, i-1}$  donné par les équations (3.9)-(3.18) qui caractérise son comportement thermique. A chaque frontière, correspond un vecteur thermique caractérisé par une température et un flux thermique surfacique. Chaque interface en  $R_i$  se voit attribué un quadripôle de contact donné par l'équation  $Q_{ci}$ .

Comme pour le cas bi-matériaux, dans le calcul des quadripôles, au lieu de faire varier la variable  $r$  directement de  $R_1$  à  $R_{n+1}$ , il est nécessaire de décomposer le problème en  $n$  sous cas suivant la position où l'on veut déterminer la température. C'est-à-dire que nous calculerons séparément le profil de température dans l'épaisseur de chaque matériau séparément.

## 3.1.3.1. Calcul thermique dans le "matériau i"

Nous allons présenter le calcul généralisé pour la "couche i". Le problème de transfert thermique est illustré dans la Figure 3.7.

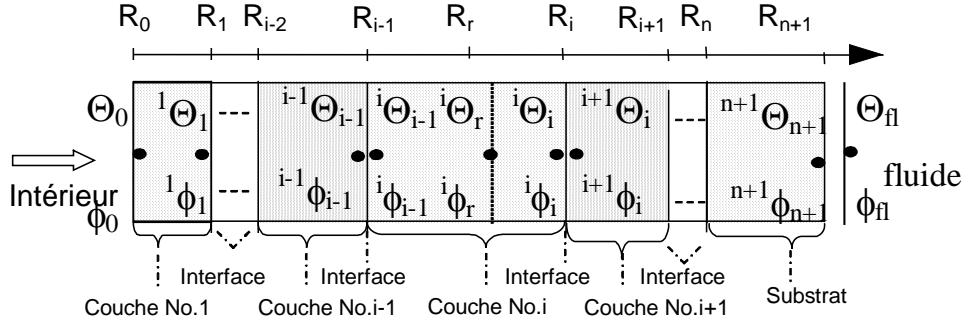


Figure 3.7. Le problème de transfert thermique dans le "matériau i"

D'après la Figure 3.7 nous pouvons écrire les quadripôles suivants:

$$\text{entre } R_0 \text{ et } R_1 \quad Q_{01} : \begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{01} & B_{01} \\ C_{01} & D_{01} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_1 \\ \phi_1 \end{bmatrix} \quad (3.62)$$

$$\text{condition limite coté interface } R_{c1} : \begin{bmatrix} \theta_1 \\ \phi_1 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & R_{c1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_1 \\ \phi_1 \end{bmatrix} \quad (3.63)$$

$$\text{condition limite coté interface } R_{c\ i-1} : \begin{bmatrix} \theta_{i-1} \\ \phi_{i-1} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & R_{c\ i-1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_{i-1} \\ \phi_{i-1} \end{bmatrix} \quad (3.64)$$

$$\text{entre } R_{i-1} \text{ et } r \quad Q_{i-1r} : \begin{bmatrix} \theta_{i-1} \\ \phi_{i-1} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{i-1r} & B_{i-1r} \\ C_{i-1r} & D_{i-1r} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_r \\ \phi_r \end{bmatrix} \quad (3.65)$$

$$\text{entre } r \text{ et } R_i \quad Q_{ri} : \begin{bmatrix} \theta_r \\ \phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_n & B_n \\ C_n & D_n \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_i \\ \phi_i \end{bmatrix} \quad (3.66)$$

$$\text{condition limite coté interface } R_{ci} : \begin{bmatrix} \theta_i \\ \phi_i \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & R_{ci} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_i \\ \phi_i \end{bmatrix} \quad (3.67)$$

$$\text{condition limite coté fluide } R_{c\ n+1} : \begin{bmatrix} \theta_{n+1} \\ \phi_{n+1} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \theta_{fl} \\ \phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.68)$$

On regroupe les équations (3.70) à (3.76) de la manière suivante:

$$\begin{bmatrix} \theta_0 \\ \phi_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{1eq} \theta_r + B_{1eq} \phi_r \\ C_{1eq} \theta_r + D_{1eq} \phi_r \end{bmatrix} \quad (3.69)$$

$$\begin{bmatrix} {}^i\theta_r \\ {}^i\phi_r \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{2eq}\theta_{fl} + B_{2eq}\phi_{fl} \\ C_{2eq}\theta_{fl} + D_{2eq}\phi_{fl} \end{bmatrix} \quad (3.70)$$

$$\text{ou} \begin{bmatrix} A_{1eq} & B_{1eq} \\ C_{1eq} & D_{1eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{01} & B_{01} \\ C_{01} & D_{01} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & R_{C1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \cdots \begin{bmatrix} 1 & R_{Ci-1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_{i-1r} & B_{i-1r} \\ C_{i-1r} & D_{i-1r} \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} A_{2eq} & B_{2eq} \\ C_{2eq} & D_{2eq} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{ri} & B_{ri} \\ C_{ri} & D_{ri} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} 1 & R_{Ci+1} \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \cdots \begin{bmatrix} 1 & \frac{1}{h_{fl}} \\ 0 & 1 \end{bmatrix}$$

Donc si on considère comme donnée le flux sur la face intérieure  $\phi_0$  et la température extérieure  $\theta_{fl}$ , la température intermédiaire  ${}^i\theta_r$  dans le "matériau i" peut être déterminée avec la relation suivante:

$$\theta(r, s) = F_1(r, s)\phi_e(s) + F_2(r, s)\theta_{ff}(s) \quad (3.71)$$

$$\text{ou} \quad F_1(r, s) = \frac{B_{2eq}}{C_{1eq}B_{2eq} + D_{1eq}D_{2eq}} \quad \text{et} \quad F_2(r, s) = \frac{D_{1eq}(A_{2eq}D_{2eq} - C_{2eq}B_{2eq})}{C_{1eq}B_{2eq} + D_{1eq}D_{2eq}} \quad (3.72)$$

Le retour dans l'espace des temps se fait de même façon que pour le cas mono-matériau et bi-matériau.

Les évolutions de températures présentées dans § 4.3 constitue des applications de cette méthode pour le cas d'un dépôt multimatériaux.

#### 3.1.4. Modélisation d'un problème inverse

En général, une méthode inverse consiste à retrouver une condition limite d'un problème en utilisant son effet mesuré dans le volume. Nous avons utilisé cette méthode pour évaluer le flux thermique à la surface des moules à l'aide des mesures thermiques réalisées pendant des essais de coulée.

Pour évaluer la sollicitation thermique en surface des coquilles, nous avons utilisé une méthode inverse utilisant sur les mesures de température en deux points de la coquille et la méthode séquentielle de Beck [176]. Cette méthode exige la connaissance de la température initiale et procède séquentiellement. Cela veut dire que les équations sont seulement résolues pendant quelques temps "futurs" tandis que le flux de la chaleur (ou la température) est seulement pris le fois suivant de l'étape, donc le procédé "séquentiel" est commencé en décalant d'une étape de temps plus loin. Le succès de la méthode est basé sur l'observation

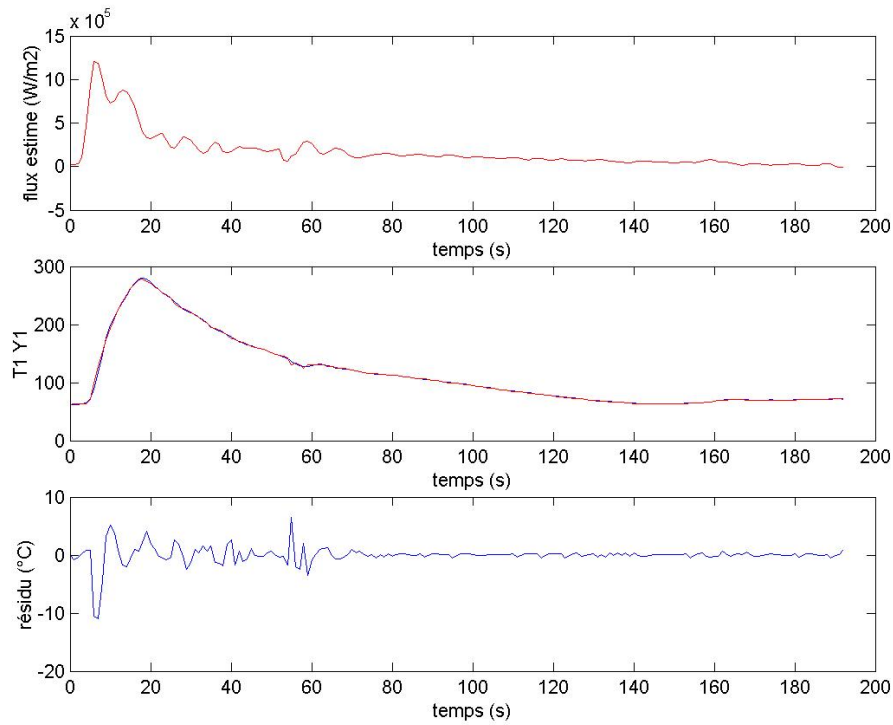
que le minimum du défaut fonctionnel est exactement obtenu en chaque étape séquentielle. C'est vrai dans la prétention que le flux désiré de la chaleur (ou la température) est constant pendant tous les futurs temps dans chaque étape séquentielle.

Une analyse thermique en deux dimensions par la méthode inverse pour remonter aux conditions limites appliqué pour un cylindre, a été réalisé par P-T. HSU et al. [177]. Cette étude montre l'influence introduite par les mesures de température et aussi l'effet de la fréquence utilisé.

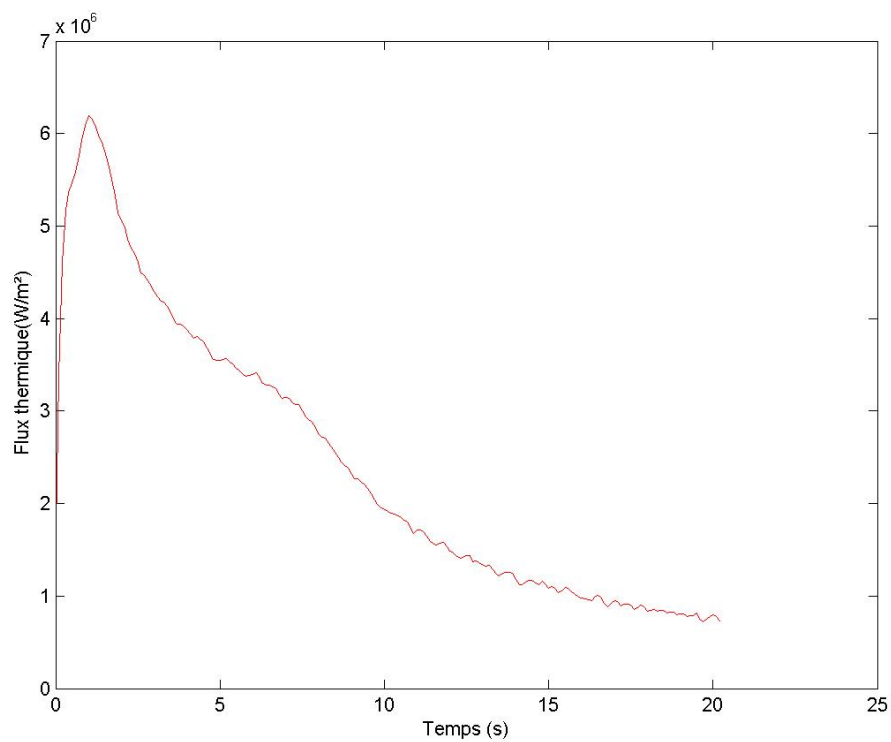
Une autre étude intéressante utilisant une méthode inverse a été réalisé par Yang et al. [178]. Cette étude fait une évaluation de la sollicitation thermique et des contraintes thermiques partant des mesures de déplacements sur des cylindres. Cette analyse est purement analytique et il n'existe pas à notre connaissance une application expérimentale.

La méthode que nous avons choisi est décrite plus en détail dans [179] et peut prendre en compte l'effet cumulé des couches de céramique. Pour cela nous avons supposé les résistances thermiques de contact nulles entre les couches de dépôt. Cette hypothèse nous l'imposons en prenant comme référence les résultats présenté par Khor et al [6]. Ils ont analysées les RTC entre des couches de même nature avec celle que nous utilisons. La méthode employée dans [6] est base sur la comparaison entre le modèle théorique adiabatique et des données obtenues par mesure. Pour certains calculs, comme le cas bi-matériaux, nous avons utilisé la RTC fourni par la mesure (cf. chapitre 2, § 2.2.3).

Deux exemples de variation de flux estimée avec le temps sont présentés dans la Figure 3.8 pour cas multicouches  $ZrO_2 / NiCrAlY / 20CD10$  et dans la Figure 3.9 pour le cas  $NB / WCCo / 20CD10$ . Dans la Figure 3.8 sont tracées aussi les variations des températures mesurées et calculées avec ce flux pour le premier point de mesure, et la variation de résidu entre la température mesurée et calculée pour le même point.



**Figure 3.8.** L'évolution de flux thermique évaluée avec une méthode inverse ( $ZrO_2 / NiCrAlY / 20CD10$ )



**Figure 3.9.** L'évolution de flux thermique évaluée avec une méthode inverse (NB / WCCo / 20CD10)



### 3.2. Modélisation thermomécanique

Après avoir obtenu les évolutions de température dans une coquille cylindrique creuse (§ 3.1) nous décrivons comment résoudre le problème thermomécanique. Comme pour la partie thermique, nous traitons les cas des coquilles mono, bi et multi matériaux. Pour simplifier le problème, les propriétés physiques sont supposées ne pas dépendre de la température.

#### 3.2.1. Modélisation thermomécanique de la coquille mono-matériau.

Pour ce cas nous considérons un cylindre creux sollicité seulement thermiquement sur ses deux surfaces interne et externe (Figure 3.1). Par soucis de clarté pour les cas plus compliqués suivant, nous avons choisi de détailler la solution classique du cas mono-matériau.

Le calcul thermomécanique, est fondé, sur :

- l'évolution du champ de température faite par la résolution du problème thermique ;
- l'équation d'équilibre dans le solide donné par la relation :

$$\frac{\partial}{\partial r}(\sigma_{rr}) + \frac{\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}}{r} = 0 ; \tag{3.73}$$

- les équations thermo élastiques de Lamé.

La solution de l'équation d'équilibre permet d'évaluer le déplacement radial :

$$\frac{\partial}{\partial r} \left( \frac{1}{r} \frac{\partial r \cdot u}{\partial r} \right) = \alpha \frac{1-\nu}{1+\nu} \frac{\partial T}{\partial r} \tag{3.74}$$

où  $\nu$  est coefficient de Poisson

$\alpha$  est le coefficient de dilatation.

Cette équation différentielle a une solution simple donnée par l'équation suivante :

$$u(r) = \alpha \cdot \frac{1-\nu}{1+\nu} \cdot \frac{1}{r} \int_{R_0}^r r \cdot T(r) dr + \frac{1}{2} \cdot C_1 \cdot r + \frac{C_2}{r} \tag{3.75}$$

Les contraintes, estimées dans un cylindre infini, dans l'hypothèse des déformations planes sont :

$$\sigma_{rr}(r, t) = -\frac{\alpha \cdot E}{(1-\nu) \cdot r^2} \int_{R_0}^r T(r, t) \cdot r \cdot dr + \frac{E}{2(1+\nu)(1-2\nu)} C_1 - \frac{E}{(1+\nu) \cdot r^2} C_2 \tag{3.76}$$

$$\sigma_{\theta\theta}(r, t) = \frac{\alpha \cdot E}{(1-\nu) \cdot r^2} \int_{R_0}^r T(r, t) \cdot r \cdot dr - \frac{\alpha E}{1-\nu} T(r, t) + \frac{E}{2(1+\nu)(1-2\nu)} C_1 + \frac{E}{(1+\nu) \cdot r^2} C_2 \tag{3.77}$$

$$\sigma_{zz}(r, t) = \nu \cdot (\sigma_{\theta\theta}(r, t) + \sigma_{rr}(r, t)) - E \cdot \alpha \cdot T(r, t) \tag{3.78}$$

Les constantes  $C_1$  et  $C_2$  sont déterminées avec les conditions limites en considérant la contrainte radiale nulle en  $R_0$  et  $R_1$

$$\sigma_{rr}(R_0)=\sigma_{rr}(R_1)=0 \quad (3.79)$$

$$\text{On en déduit que : } C_1 = \frac{2 \cdot \alpha \cdot (1 - 2 \cdot \nu) (1 + \nu)}{R_1^2 - R_0^2 (1 - \nu)} \int_{R_0}^{R_1} T(r, t) \cdot r \cdot dr \quad (3.80)$$

$$C_2 = \frac{\alpha \cdot R_0^2 (1 + \nu)}{R_1^2 - R_0^2 (1 - \nu)} \int_{R_0}^{R_1} T(r, t) \cdot r \cdot dr \quad (3.81)$$

Comme on peut le voir les constantes  $C_1$  et  $C_2$  varient avec le temps puisque la température  $T$  varie en fonction du temps. En remplaçant les constantes dans les équations (3.76) et (3.77) nous retrouvons la solution classique du problème thermomécanique pour le cas mono-matériau [180, 181] :

$$\sigma_{rr}(r, t) = -\frac{\alpha \cdot E}{(1 - \nu) \cdot r^2} \int_{R_0}^r T(r, t) \cdot r \cdot dr - \frac{1}{R_1^2 - R_0^2 (1 - \nu)} \frac{\alpha \cdot E (r^2 - R_0^2)}{r^2} \int_{R_0}^{R_1} T(r, t) \cdot r \cdot dr \quad (3.82)$$

$$\sigma_{\theta\theta}(r, t) = \frac{\alpha \cdot E}{(1 - \nu) \cdot r^2} \int_{R_0}^r T(r, t) \cdot r \cdot dr - \frac{\alpha E}{1 - \nu} T(r, t) + \frac{1}{R_1^2 - R_0^2 (1 - \nu)} \frac{\alpha \cdot E (r^2 + R_0^2)}{r^2} \int_{R_0}^{R_1} T(r, t) \cdot r \cdot dr \quad (3.83)$$

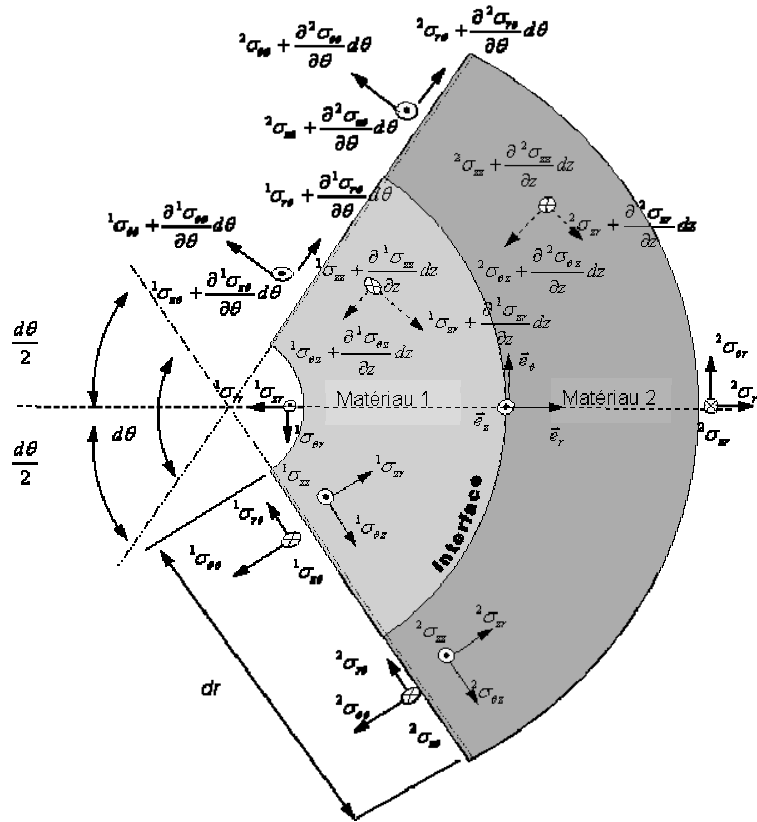
Ce modèle a été utilisé dans [9] pour estimer les contraintes thermo-mécaniques pour des coquilles en CuCrZr et 20CD10.

### 3.2.2. Modélisation thermomécanique de la coquille bi-matériaux.

Comme pour le cas précédent, nous considérons un cylindre creux revêtu cette fois sur sa surface interne. Ce cylindre, nous allons le considérer sollicité seulement thermiquement sur ses surfaces interne et externe (Figure 3.3). Pour ce cas, la présence de l'interface fait intervenir des conditions de passage pour garder l'ensemble en équilibre mécanique (Figure 3.10). Comme nous l'avons déjà vu (§1.3) ce modèle a fait lui aussi l'objet d'étude par de nombreux auteurs [8, 72-75].

Le calcul thermomécanique d'une coquille bi-matériaux est fondé sur l'évolution des températures faite par la résolution du problème thermique pour le cas bi-matériaux, l'équation d'équilibre dans chaque couche et les équations de Lamé. Pour le cas bi-matériaux nous attribuons un contre indice,  $^1x$  ou  $^2x$ , aux températures et aux contraintes propres au matériau 1 et au matériau 2. L'équation d'équilibre, exprimé dans les coordonnées cylindriques pour un élément de volume entourant l'interface (Figure 3.10), est présentée sous la forme (3.84), (3.85), (3.86). Elles proviennent de l'analyse mécanique d'un volume élémentaire, d'angle  $d\theta$  et de épaisseur  $dr$ , entourant l'interface.

Le champ de déplacement  $\begin{cases} u \\ v \\ w \end{cases}$  est simplifié en  $\begin{cases} u(r,t) \\ 0 \\ 0 \end{cases}$ .



**Figure 3.10.** L'équilibre mécanique au voisinage de l'interface (cas bi-matériau)

Suivant  $e_r$  :

$$\begin{aligned} & \left[ {}^2\sigma_{rr} - {}^1\sigma_{rr} \right] d\theta dz + {}^2\sigma_{rr} dr d\theta dz + \left[ \frac{\partial}{\partial \theta} ({}^2\sigma_{r\theta}) d\theta + \frac{\partial}{\partial \theta} ({}^1\sigma_{r\theta}) d\theta \right] \frac{dr}{2} dz \cos \frac{d\theta}{2} - \\ & - \frac{\partial}{\partial z} ({}^1\sigma_{rz}) \left( r + \frac{dr}{4} \right) d\theta dz + \frac{\partial}{\partial z} ({}^2\sigma_{rz}) \left( r + \frac{3dr}{4} \right) d\theta dz - 2 {}^1\sigma_{\theta\theta} \frac{dr}{2} dz \sin \frac{d\theta}{2} - 2 {}^2\sigma_{\theta\theta} \frac{dr}{2} dz \sin \frac{d\theta}{2} = 0 \end{aligned} \quad (3.84)$$

Suivant  $e_\theta$  :

$$\begin{aligned} & \left[ {}^2\sigma_{\theta r} - {}^1\sigma_{\theta r} \right] d\theta dz + {}^2\sigma_{\theta r} dr d\theta dz + \left[ \frac{\partial}{\partial \theta} ({}^2\sigma_{\theta\theta}) d\theta \left( r + \frac{3dr}{4} \right) + \frac{\partial}{\partial \theta} ({}^1\sigma_{\theta\theta}) d\theta \left( r + \frac{3dr}{4} \right) \right] dz \sin \frac{d\theta}{2} + \\ & + 2 \cdot \frac{\partial}{\partial z} ({}^1\sigma_{\theta z}) \left( r + \frac{dr}{4} \right) \cos \frac{d\theta}{4} dz + 2 \cdot \frac{\partial}{\partial z} ({}^2\sigma_{\theta z}) \left( r + \frac{3dr}{4} \right) \cos \frac{d\theta}{4} dz = 0 \end{aligned} \quad (3.85)$$

Suivant  $e_z$  :

$$\begin{aligned} & \left[ {}^2\sigma_{zr} - {}^1\sigma_{zr} \right] d\theta dz + {}^2\sigma_{zr} dr d\theta dz + \left[ \frac{\partial}{\partial \theta} ({}^2\sigma_{z\theta}) d\theta \left( r + \frac{3dr}{4} \right) + \frac{\partial}{\partial \theta} ({}^1\sigma_{z\theta}) d\theta \left( r + \frac{3dr}{4} \right) \right] dz - \\ & - 2 \cdot \frac{\partial}{\partial z} ({}^1\sigma_{\theta z}) \left( r + \frac{dr}{4} \right) \frac{d\theta}{4} dz - 2 \cdot \frac{\partial}{\partial z} ({}^2\sigma_{\theta z}) \left( r + \frac{3dr}{4} \right) \frac{d\theta}{4} dz = 0 \end{aligned} \quad (3.86)$$

Suivant la direction radiale on obtient après les simplifications dues à la symétrie :

$$2 \cdot r \cdot \left[ {}^2\sigma_{rr} - {}^1\sigma_{rr} \right] + \left( 2 \cdot {}^2\sigma_{rr} + {}^1\sigma_{\theta\theta} + {}^2\sigma_{\theta\theta} \right) dr = 0 \quad (3.87)$$

Comme nous considérons l'interface très fine, nous faisons tendre  $dr$  vers 0 pour réserver le volume de contrôle sur l'interface. Dans ce cas l'équation (3.87) se simplifie en (3.88). Ce qui est équivalent à dire que nous pouvons considérer une continuation de contrainte radiale à l'interface.

$${}^2\sigma_{rr} = {}^1\sigma_{rr} \quad (3.88)$$

A celle-ci s'ajoute la condition de continuité du déplacement radial, soit:

$${}^2u = {}^1u \quad (3.88')$$

Les contraintes estimées dans chaque matériau à partir de l'équation de l'équilibre dans un cylindre infini écrite dans l'hypothèse des déformations planes sont :

$${}^1\sigma_{rr}(r,t) = -\frac{\alpha_1 \cdot E_1}{(1-\nu_1) \cdot r^2} \int_{R_0}^r {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr + \frac{E_1}{2(1+\nu_1)(1-2\nu_1)} \cdot {}^1C_1 - \frac{E_1}{(1+\nu_1) \cdot r^2} \cdot {}^1C_2 \quad (3.89)$$

$${}^2\sigma_{rr}(r,t) = -\frac{\alpha_2 \cdot E_2}{(1-\nu_2) \cdot r^2} \int_{R_1}^r {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr + \frac{E_2}{2(1+\nu_2)(1-2\nu_2)} \cdot {}^2C_1 - \frac{E_2}{(1+\nu_2) \cdot r^2} \cdot {}^2C_2 \quad (3.90)$$

$${}^1\sigma_{\theta\theta}(r,t) = \frac{\alpha_1 \cdot E_1}{(1-\nu_1) \cdot r^2} \int_{R_0}^r {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr - \frac{\alpha_1 \cdot E_1}{1-\nu_1} \cdot {}^1T(r,t) + \frac{E_1}{2(1+\nu_1)(1-2\nu_1)} \cdot {}^1C_1 + \frac{E_1}{(1+\nu_1) \cdot r^2} \cdot {}^1C_2 \quad (3.91)$$

$${}^2\sigma_{\theta\theta}(r,t) = \frac{\alpha_2 \cdot E_2}{(1-\nu_2) \cdot r^2} \int_{R_1}^r {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr - \frac{\alpha_2 \cdot E_2}{1-\nu_2} \cdot {}^2T(r,t) + \frac{E_2}{2(1+\nu_2)(1-2\nu_2)} \cdot {}^2C_1 + \frac{E_2}{(1+\nu_2) \cdot r^2} \cdot {}^2C_2 \quad (3.92)$$

$${}^1\sigma_{zz}(r,t) = \nu_1 \cdot ({}^1\sigma_{\theta\theta}(r,t) + {}^1\sigma_{rr}(r,t)) - E_1 \cdot \alpha_1 \cdot {}^1T(r,t) \quad (3.93)$$

$${}^2\sigma_{zz}(r,t) = \nu_2 \cdot ({}^2\sigma_{\theta\theta}(r,t) + {}^2\sigma_{rr}(r,t)) - E_2 \cdot \alpha_2 \cdot {}^2T(r,t) \quad (3.94)$$

Les constantes  ${}^1C_1$ ,  ${}^1C_2$ ,  ${}^2C_1$  et  ${}^2C_2$  sont déterminées avec les conditions limites :

- sur les surfaces intérieure et extérieure, il faut que  ${}^1\sigma_{rr}(R_0) = {}^2\sigma_{rr}(R_2) = 0$  ;
- continuité des déplacements sur la direction radiale à chaque interface  ${}^1u_{rr}(R_1) = {}^2u_{rr}(R_1)$  ;
- et continuité des contraintes sur la direction radiale à chaque interface  ${}^1\sigma_{rr}(R_1) = {}^2\sigma_{rr}(R_1)$ .

Soit :

$${}^2C_2 = R_1^2 \alpha_2 \frac{(1+\nu_2) F_3}{(1-\nu_2) F_1} \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr + \alpha_1 R_2^2 \frac{(1+\nu_1) F_2}{(1-\nu_1) F_1} \int_{R_0}^{R_1} {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr \quad (3.95)$$

$${}^1C_2 = \frac{(1+\nu_1) E_2}{(1-\nu_1) E_1} \alpha_2 \alpha_1 \frac{1}{R_1^2 - R_0^2} \frac{R_0^2}{R_2^2} \left( \frac{(1-\nu_1) R_1^2}{(1-\nu_2) \alpha_1} \left( 1 - \frac{(R_2^2 - R_1^2) F_3}{F_1} \right) \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr - \frac{R_2^2}{\alpha_2} \left( \frac{(1+\nu_1)}{(1+\nu_2)} (R_2^2 - R_1^2) \frac{F_2}{F_1} - \frac{E_1}{E_2} \right) \int_{R_0}^{R_1} {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr \right) \quad (3.96)$$

$${}^1C_1 = \frac{2(1-2\nu_1)}{R_0^2} \cdot {}^1C_2 \quad (3.97)$$

$${}^2C_1 = \frac{2(1-2\nu_2)}{R_2^2} \cdot {}^2C_2 + 2\alpha_2 \frac{(1+\nu_2)(1-2\nu_2)}{(1-\nu_2) R_2^2} \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr \quad (3.98)$$

où les groupements  $F_1$ ,  $F_2$  et  $F_3$  sont donnés par

$$F_1 = \frac{R_1^2(1-2\nu_2) + R_2^2}{R_1^2(1-2\nu_1) + R_0^2} + \frac{E_2}{E_1} \frac{(1+\nu_1)}{(1+\nu_2)} \frac{R_2^2 - R_1^2}{R_1^2 - R_0^2}$$

$$F_2 = \frac{1}{R_1^2(1-2 \cdot \nu_1) + R_0^2} + \frac{1}{R_1^2 - R_0^2}$$

$$F_3 = -\frac{(1-2 \cdot \nu_2)}{R_1^2(1-2 \cdot \nu_1) + R_0^2} + \frac{E_2(1+\nu_1)}{E_1(1+\nu_2)} \frac{1}{R_1^2 - R_0^2}$$

En remplaçant ces dernières constantes dans les équations (3.89) à (3.92) nous retrouvons la solution du problème thermomécanique pour le cas bi-matériaux :

$${}^1\sigma_{rr}(r,t) = -\frac{\alpha_1 \cdot E_1}{(1-\nu_1) \cdot r^2} \int_{R_0}^r {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr + \frac{E_2 \alpha_2 \alpha_1}{(1-\nu_1)} \frac{r^2 - R_0^2}{R_1^2 - R_0^2} \frac{1}{R_2^2 r^2} \left( \frac{(1-\nu_1) R_1^2}{(1-\nu_2) \alpha_1} \left( 1 - (R_2^2 - R_1^2) \frac{F_3}{F_1} \right) \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr - \right. \\ \left. - \frac{R_2^2}{\alpha_2} \left( \frac{(1+\nu_1)}{(1+\nu_2)} (R_2^2 - R_1^2) \frac{F_2}{F_1} - \frac{E_1}{E_2} \right) \int_{R_0}^{R_1} {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr \right) \quad (3.99)$$

$${}^2\sigma_{rr}(r,t) = \frac{\alpha_2 \cdot E_2}{(1-\nu_2)} \left( \frac{1}{R_2^2} \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr - \frac{1}{r^2} \int_{R_1}^r {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr - \frac{R_2^2 - r^2}{r^2} \frac{R_1^2}{R_2^2} \frac{F_3}{F_1} \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr \right) - \\ - \frac{E_2 \alpha_1}{(1+\nu_2)} \frac{(1+\nu_1)}{(1-\nu_1)} \frac{R_2^2 - r^2}{r^2} \frac{F_2}{F_1} \int_{R_0}^{R_1} {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr \quad (3.100)$$

$${}^1\sigma_{\theta\theta}(r,t) = \frac{\alpha_1 \cdot E_1}{(1-\nu_1) \cdot r^2} \int_{R_0}^r {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr - \frac{\alpha_1 \cdot E_1}{(1-\nu_1)} {}^1T + \frac{E_2 \alpha_2 \alpha_1}{(1-\nu_1)} \frac{r^2 + R_0^2}{R_1^2 - R_0^2} \frac{1}{R_2^2 r^2} \left( \frac{(1-\nu_1) R_1^2}{(1-\nu_2) \alpha_1} \left( 1 - (R_2^2 - R_1^2) \frac{F_3}{F_1} \right) \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr - \right. \\ \left. - \frac{R_2^2}{\alpha_2} \left( \frac{(1+\nu_1)}{(1+\nu_2)} (R_2^2 - R_1^2) \frac{F_2}{F_1} - \frac{E_1}{E_2} \right) \int_{R_0}^{R_1} {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr \right) \quad (3.101)$$

$${}^2\sigma_{\theta\theta}(r,t) = \frac{\alpha_2 \cdot E_2}{(1-\nu_2)} \left( -{}^2T(r,t) + \frac{1}{R_2^2} \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr - \frac{1}{r^2} \int_{R_1}^r {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr + \frac{R_2^2 + r^2}{r^2} \frac{R_1^2}{R_2^2} \frac{F_3}{F_1} \int_{R_1}^{R_2} {}^2T(r,t) \cdot r \cdot dr \right) + \\ + \frac{E_2 \alpha_1}{(1+\nu_2)} \frac{(1+\nu_1)}{(1-\nu_1)} \frac{R_2^2 + r^2}{r^2} \frac{F_2}{F_1} \int_{R_0}^{R_1} {}^1T(r,t) \cdot r \cdot dr \quad (3.102)$$

Ce modèle est appliqué dans § 4.1 pour le cas d'étude d'un couple théorique avec un acier et un cuivre et dans § 4.2 pour le cas d'étude provenant d'une expérimentation en fatigue thermique pour les couples des matériaux suivantes :Silk 34/20CD10, Silk 113/20CD10 et Silk 414/20CD10.

### 3.2.3. Modélisation thermomécanique de coquille multi-matériau.

Comme pour les cas précédemment analysés, nous considérons un cylindre creux. Sa surface interne est prévue avec un revêtement multicouche. Ce cylindre nous le considérons sollicité seulement thermiquement sur ces surfaces internes Figure 3.10.

Nous noterons en contre indice  ${}^iT$ ,  ${}^i\sigma$ ,  ${}^i u$ ,  ${}^i \varepsilon$  la température, la contrainte, le déplacement, et respectivement la déformation dans le matériau de la couche numéro  $i$  en partant de l'intérieur de la coquille. Lorsque aucun contre indice n'apparaît, cela signifie que l'équation est valide dans tous les domaines. Nous avons pris comme hypothèses : le comportement élastique pour chaque couche et celle d'un cylindre infini avec des déformations planes. Les conditions limites et de passage aux interfaces sont :

- ✓ sur les surfaces intérieure et extérieure,  ${}^1\sigma_{rr}(R_0) = {}^{n+1}\sigma_{rr}(R_{n+1}) = 0$  ;

- ✓ continuité des déplacements sur la direction radiale à chaque interface

$${}^i u_{rr}(R_i) = {}^{i+1} u_{rr}(R_i), (\forall) i \in [1, n];$$

- ✓ continuité des contraintes suivant la direction radiale à chaque interface

$${}^i \sigma_{rr}(R_i) = {}^{i+1} \sigma_{rr}(R_i), (\forall) i \in [1, n].$$

Les équations de Lamé associées avec l'équation d'équilibre nous ont permis de calculer le déplacement radial de chaque couche :

$$\frac{\partial}{\partial r} \left( \frac{1}{r} \frac{\partial r \cdot {}^i u}{\partial r} \right) = \alpha_i \frac{1 - \nu_i}{1 + \nu_i} \frac{\partial {}^i T(r, t)}{\partial r} \quad (3.103)$$

$${}^i u(r, t) = \alpha_i \cdot \frac{1 - \nu_i}{1 + \nu_i} \cdot \frac{1}{r} \int_{R_{i-1}}^r r \cdot {}^i T(r, t) dr + \frac{1}{2} {}^i C_1(t) \cdot r + \frac{{}^i C_2(t)}{r} \quad (\forall) i \in [1, n] \quad (3.104)$$

La forme finale des contraintes est obtenue avec les équations suivantes :

$${}^i \sigma_{rr} = -\alpha_i \cdot \frac{E_i}{1 - \nu_i} \cdot \frac{1}{r^2} \int_{R_{i-1}}^r r \cdot {}^i T(r, t) dr + \frac{E_i \cdot {}^i C_1(t)}{2(1 + \nu_i)(1 - 2 \cdot \nu_i)} - \frac{E_i \cdot {}^i C_2(t)}{(1 + \nu_i) \cdot r^2} \quad (3.105)$$

$${}^i \sigma_{\theta\theta} = \alpha_i \cdot \frac{E_i}{1 - \nu_i} \cdot \frac{1}{r^2} \int_{R_{i-1}}^r r \cdot {}^i T(r, t) dr - \frac{\alpha_i \cdot E_i}{2 \cdot (1 - \nu_i)} \cdot {}^i T(r, t) + \frac{E_i \cdot {}^i C_1(t)}{2(1 + \nu_i)(1 - 2 \cdot \nu_i)} + \frac{E_i \cdot {}^i C_2(t)}{(1 + \nu_i) \cdot r^2} \quad (3.106)$$

Les constantes  $2(n+1)$  constantes  ${}^i C_1, {}^i C_2$  sont obtenus à l'aide des  $2(n+1)$  conditions limites et de passage pour chaque instant  $t$ . Après réduction, les équations s'écrivent, à chaque instant  $t$  :

$$\frac{1}{2} \cdot \frac{{}^1 C_1}{1 - 2 \cdot \nu_1} - \frac{{}^1 C_2}{(R_0)^2} = 0 ; \quad \text{pour la condition } {}^1 \sigma_{rr}(R_0) = 0 \quad (3.107)$$

$$-\alpha_{n+1} \cdot \frac{1}{1 - \nu_{n+1}} \cdot \frac{1}{R_{n+1}^2} \int_{R_n}^{R_{n+1}} r \cdot {}^{n+1} T(r, t) dr + \frac{{}^{n+1} C_1}{2(1 + \nu_{n+1})(1 - 2 \cdot \nu_{n+1})} - \frac{{}^{n+1} C_2}{(1 + \nu_{n+1}) R_{n+1}^2} = 0 \quad \text{pour la condition} \\ {}^{n+1} \sigma_{rr}(R_{n+1}) = 0 \quad (3.108)$$

$$\alpha_i \cdot \frac{1 + \nu_i}{1 - \nu_i} \cdot \frac{1}{R_i} \int_{R_{i-1}}^{R_i} r \cdot {}^i T(r, t) dr + \frac{{}^i C_1}{2} R_i + \frac{{}^i C_2}{R_i} = \frac{{}^{i+1} C_1}{2} R_i + \frac{{}^{i+1} C_2}{R_i} \quad \text{pour les } n \text{ conditions} \\ {}^i u_{rr}(R_i) = {}^{i+1} u_{rr}(R_i) \quad (3.109)$$

$$-\alpha_i \cdot \frac{E_i}{1 - \nu_i} \cdot \frac{1}{R_i^2} \int_{R_{i-1}}^{R_i} r \cdot {}^i T(r, t) dr + \frac{E_i \cdot {}^i C_1}{2(1 + \nu_i)(1 - 2 \cdot \nu_i)} - \frac{E_i \cdot {}^i C_2}{(1 + \nu_i) R_i^2} = \frac{E_{i+1} \cdot {}^{i+1} C_1}{2(1 + \nu_{i+1})(1 - 2 \cdot \nu_{i+1})} - \frac{E_{i+1} \cdot {}^{i+1} C_2}{(1 + \nu_{i+1}) R_i^2}$$

$$\text{pour les } n \text{ conditions } {}^i \sigma_{rr}(R_i) = {}^{i+1} \sigma_{rr}(R_i) \quad (3.110)$$

Toutes ces équations peuvent s'écrire sous la forme matricielle présentée dans l'équation (3.111) :



En utilisant la méthode de Cramer pour résoudre ce système d'équations, nous retrouvons les constantes  ${}^iC_1$ ,  ${}^iC_2$  à chaque pas de temps et ensuite la solution du problème thermomécanique pour le cas multi-matériaux. Nous ne chercherons pas ici à reproduire l'expression analytique des contraintes dans chaque couche.

Les évolutions des contraintes présentées dans § 4.3 constitue des applications de ce modèle de calcul pour le cas d'un dépôt multi-matériaux



### 3.3. Principe de l'adimensionalisation

Pour déterminer le revêtement adapté à l'application de fatigue thermique, une étude adimensionnelle a été réalisée pour un couple bi-matériau. Pour commencer, nous expliquons la méthode en présentant son application à une coquille mono-matériau. Ce cas a été présenté dans l'article de G. Dour [182]. et de G. Dour et al. [183]. Nous présentons ensuite le cas original que nous avons traité pour un bi-matériau.

#### 3.3.1. Normalisation dans le cas du cylindre mono-matériau:

Nous considérons un cylindre creux sollicité seulement thermiquement sur ses deux surfaces interne et externe (Figure 3.1). Nous considérons, aussi, le cas simplifié où le flux est appliqué pendant un temps  $\tau$  à un niveau constant  $\phi_{\max}$ .

Nous avons choisi les variables suivantes pour normaliser le problème :

$$\phi_{\max}, a, R_0 \text{ et } \lambda \text{ pour la thermique et}$$

$$\alpha, E \text{ et } \nu \text{ pour le calcul mécanique.}$$

Pour dimension de référence nous avons le choix entre  $R_0$ ,  $R_1$  ou l'épaisseur de tube. Parce que le problème industriel est fait à rayon du produit imposé (dans la gamme de production), nous avons choisi  $R_0$ .

Les variables du problème peuvent être transformées en des variables sans dimensions symbolisées par l'exposant "+" par les opérations suivantes :

$$t^+ = \frac{a \cdot t}{R_0^2} \quad r^+ = \frac{r}{R_0} \quad \phi^+(t^+) = \frac{\phi(t)}{\phi_{\max}} \quad h_{fl}^+ = \frac{h_{fl} \cdot R_0}{\lambda} \quad \text{et} \quad T^+(r^+, t^+) = \frac{T(r, t) \cdot \lambda}{\phi_{\max} R_0}$$

L'équation de transfert thermique s'écrit à présent :

$$\frac{1}{r^+} \frac{\partial}{\partial r^+} \left( r^+ \frac{\partial T^+}{\partial r^+} \right) - \frac{\partial T^+}{\partial t^+} = 0 \tag{3.112}$$

Les contraintes, les déformations et le déplacement radial sont normalisées comme suit :

$$\sigma^+(r^+, t^+) = \frac{\sigma(r, t)}{E \cdot \alpha \cdot \frac{\phi_{\max} R_0}{(1-\nu) \lambda}} \tag{3.113}$$

$$\varepsilon^+(r^+, t^+) = \frac{\varepsilon(r, t)}{\alpha \cdot \frac{(1+\nu) \phi_{\max} R_0}{(1-\nu) \lambda}} \tag{3.114}$$

$$u^+(r^+, t^+) = \frac{u(r, t)}{\alpha \cdot \frac{(1+\nu) \phi_{\max} R_0^2}{(1-\nu) \lambda}} \quad (3.115)$$

Les équations (3.82) et (3.83) s'écrivent à présent :

$$\sigma^+_{rr}(r^+, t^+) = -\frac{1}{r^{+2}} \int_1^{r^+} T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ + \frac{1}{R_1^{+2} - 1} \left( \frac{r^{+2} - 1}{r^{+2}} \right) \int_1^{R_1^+} T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ \quad (3.116)$$

$$\sigma^+_{\theta\theta}(r^+, t^+) = \frac{1}{r^{+2}} \int_1^{r^+} T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ - T^+(r^+, t^+) + \frac{1}{R_1^{+2} - 1} \left( \frac{r^{+2} + 1}{r^{+2}} \right) \int_1^{R_1^+} T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ \quad (3.117)$$

$$\sigma^+_{zz}(r^+, t^+) = \nu \cdot (\sigma^+_{\theta\theta}(r^+, t^+) + \sigma^+_{rr}(r^+, t^+)) - (1-\nu) \cdot T^+(r^+, t^+) \quad (3.118)$$

qui constitue la solution du problème thermomécanique adimensionalisé pour le cas mono-matériau. Il est notable que le seul paramètre apparent du problème thermo-élastique est le rapport  $\frac{R_0^2}{R_1^2 - R_0^2}$ . Il en est un autre caché qui sont les conditions de refroidissement  $h_{fi}$  et

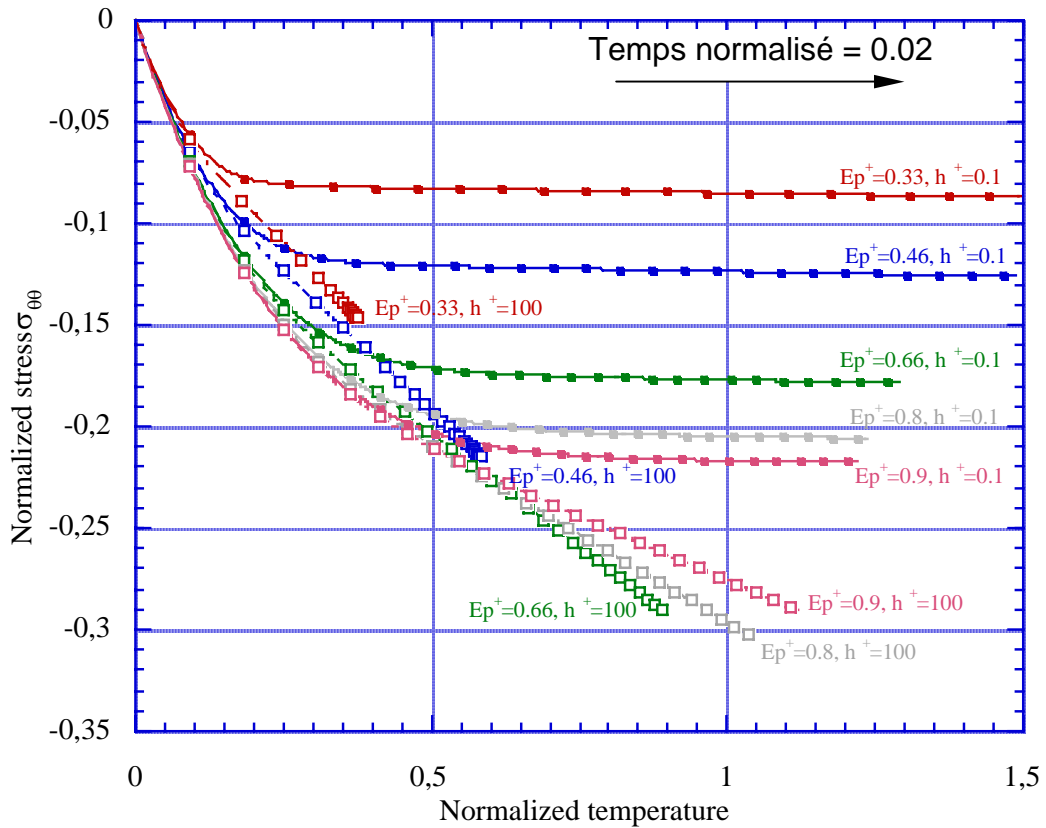
$T_{fi}$  qui conditionne les résultats de l'équation (3.112).

Les résultats ont déjà été l'exploité par G. Dour et al. [183] dans l'esprit de dimensionner les essais de fatigue thermique, où l'échantillon cylindrique est chauffé sur la surface externe et refroidie sur la surface l'intérieure. Cela justifie le choix comme dimension de référence du rayon externe de cylindre  $R_1$ , à la place du rayon interne  $R_0$ . Les auteurs mettent aussi en valeur l'influence de l'épaisseur des échantillons, utilisent l'écriture suivante des équations (3.116) et (3.117)

$$\sigma^+_{rr}(r^+, t^+) = -\frac{1}{r^{+2}} \left[ \frac{(1 - Ep^+)^2 - r^{+2}}{(1 - Ep^+)^2 - 1} \int_{1-Ep^+}^{r^+} T^+(r^+, t^+) dr^+ + \int_{1-Ep^+}^{r^+} r^+ T^+(r^+, t^+) dr^+ \right] \quad (3.119)$$

$$\sigma^+_{\theta\theta}(r^+, t^+) = \frac{(1 - Ep^+)^2 + r^{+2}}{r^{+2}} \int_{1-Ep^+}^{r^+} T^+(r^+, t^+) dr^+ + \frac{1}{r^{+2}} \int_{1-Ep^+}^{r^+} r^+ T^+(r^+, t^+) dr^+ - T^+(r^+, t^+) \quad (3.120)$$

L'exploitation des équations (3.119) et (3.120) est réalisée dans la Figure 3.11



**Figure 3.11.** La contrainte thermique  $\sigma_{\theta\theta}$  à la surface sollicité thermiquement d'un cylindre [182]

Le maximum en contrainte est atteint à différents temps normalisés pour des épaisseurs différents. Cette valeur maximale est atteinte lorsque le flux thermique atteint le rayon interne de l'échantillon ; temps directement proportionnel à  $Ep^2/\lambda$ .

Pour des temps grands (supérieurs à 0.1) la contrainte est fortement dépendent du coefficient de transfert  $h^+$ . Contrairement pour des petits temps, les évolutions des contraintes sont similaires, quelque soit  $h^+$ .

Pendant les temps courts les courbes sont toutes semblables. Plus tard, l'évolution peut suivre deux tendances différentes

- état thermomécanique régulier: l'effort et la température atteignent une valeur limite, telle que les courbes ( $\sigma_{\theta\theta}^+, T^+$ ) pour les grands  $h^+$  ( $h^+ = 100$ )
- l'effort atteint une valeur régulière tandis que la température continue d'augmenter, voir les courbes ( $\sigma_{\theta\theta}^+, T^+$ ) pour les petits  $h^+$ .

### 3.3.2. Normalisation dans le cas des cylindres bi-matériau

Nous avons choisi de normaliser toutes les variables **par rapport aux propriétés physique et mécanique du deuxième matériau** (le substrat). Finalement, donc les variables d'adimensionnalisation sont les suivantes  $\phi_{\max}$ ,  $a_2$ ,  $R_0$  et  $\lambda_2$  pour la partie thermique et  $\alpha_2$ ,  $E_2$  et  $\nu_2$  pour la partie mécanique. Comme pour le cas traité avant, nous avons choisi le paramètre  $R_0$  du rayon du produit industriel parce qu'il est imposé (par la gamme de production).

$$t^+ = \frac{a_2 \cdot t}{R_0^2} \quad r^+ = \frac{r}{R_0} \quad \phi^+(t^+) = \frac{\phi(t)}{\phi_{\max}} \quad h_{fl}^+ = \frac{h_{fl} \cdot R_0}{\lambda_2} \quad \text{et} \quad T^+(r^+, t^+) = \frac{T(r, t) \cdot \lambda_2}{\phi_{\max} R_0}$$

L'équation de transfert thermique s'écrit :

$$\frac{a_1}{a_2} \frac{1}{r^+} \frac{\partial}{\partial r^+} \left( r^+ \frac{\partial T^+}{\partial r^+} \right) - \frac{\partial T^+}{\partial t^+} = 0 \quad \text{dans le "matériau 1" pour } r^+ \text{ compris entre } 1 \text{ et } R_1^+ > 1 \quad (3.121)$$

$$\frac{1}{r^+} \frac{\partial}{\partial r^+} \left( r^+ \frac{\partial T^+}{\partial r^+} \right) - \frac{\partial T^+}{\partial t^+} = 0 \quad \text{dans le "matériau 2" pour } r^+ \text{ compris entre } R_1^+ \text{ et } R_2^+ \quad (3.122)$$

Les contraintes, les déformations et le déplacement radial sont normalisés à partir des propriétés du substrat, du flux maximum appliqué en surface interne de la coquille et du rayon interne de la coquille. Ces choix sont motivés pour le fait que le substrat est le matériau qui a le plus de chance d'être conservé au fil des essais, et par le fait que le rayon interne est imposé par le produit.

$$\sigma^+(r^+, t^+) = \frac{\sigma(r, t)}{\frac{E_2 \cdot \alpha_2 \cdot \phi_{\max} R_0}{(1 - \nu_2) \lambda_2}} \quad (3.123)$$

$$\varepsilon^+(r^+, t^+) = \frac{\varepsilon(r, t)}{\alpha_2 \frac{(1 + \nu_2) \cdot \phi_{\max} R_0}{(1 - \nu_2) \lambda_2}} \quad (3.124)$$

$$u^+(r^+, t^+) = \frac{u(r, t)}{\alpha_2 \frac{(1 + \nu_2) \cdot \phi_{\max} R_0^2}{(1 - \nu_2) \lambda_2}} \quad (3.125)$$

Les équations (3.99) à (3.102) s'écrivent maintenant :

$$\begin{aligned}
 {}^1\sigma^+_{rr}(r^+, t^+) = & -\frac{\alpha_1}{\alpha_2} \frac{E_1}{E_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \frac{1}{r^{+2}} \int_1^{r^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ + \frac{1}{R_1^{+2} - 1} \left( \frac{r^{+2} - 1}{R_2^{+2} r^{+2}} \right) \\
 & \cdot \left[ \left( R_1^{+2} \left( 1 - \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_3^+}{F_1^+} \right) \right) \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ - \right. \\
 & \left. - \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) R_2^{+2} \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_2^+}{F_1^+} - \frac{E_1}{E_2} \right) \cdot \int_1^{R_1^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ \right] \quad (3.126)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 {}^2\sigma^+_{rr}(r^+, t^+) = & \frac{1}{R_2^{+2}} \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ - \frac{1}{r^{+2}} \int_{R_1^+}^{r^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ + \\
 & + \frac{R_1^{+2}}{R_2^{+2}} \left( \frac{r^{+2} - R_2^{+2}}{r^{+2}} \right) \frac{F_3^+}{F_1^+} \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ + \quad (3.127) \\
 & + \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \right) \left( \frac{r^{+2} - R_2^{+2}}{r^{+2}} \right) \frac{F_2^+}{F_1^+} \int_1^{R_1^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 {}^1\sigma^+_{\theta\theta}(r^+, t^+) = & \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \frac{E_1}{E_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \frac{1}{r^{+2}} \int_1^{r^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ - \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \frac{E_1}{E_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) {}^1T^+(r^+, t^+) + \\
 & + \frac{1}{R_1^{+2} - 1} \left( \frac{r^{+2} + 1}{R_2^{+2} r^{+2}} \right) \cdot \left[ \left( R_1^{+2} \left( 1 - \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_3^+}{F_1^+} \right) \right) \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ - \right. \\
 & \left. - \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) R_2^{+2} \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_2^+}{F_1^+} - \frac{E_1}{E_2} \right) \cdot \int_1^{R_1^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ \right] \quad (3.128)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 {}^2\sigma^+_{\theta\theta}(r^+, t^+) = & \frac{1}{R_2^{+2}} \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ + \frac{1}{r^{+2}} \int_{R_1^+}^{r^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ + \\
 & + \frac{R_1^{+2}}{R_2^{+2}} \left( \frac{r^{+2} - R_2^{+2}}{r^{+2}} \right) \frac{F_3^+}{F_1^+} \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ - {}^2T^+(r^+, t^+) + \quad (3.129) \\
 & + \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \right) \left( \frac{r^{+2} - R_2^{+2}}{r^{+2}} \right) \frac{F_2^+}{F_1^+} \int_1^{R_1^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+
 \end{aligned}$$

$${}^1\sigma^+_{zz}(r^+, t^+) = \nu_1 \cdot ({}^1\sigma^+_{\theta\theta}(r^+, t^+) + {}^1\sigma^+_{rr}(r^+, t^+)) - \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \frac{E_1}{E_2} (1-\nu_2) \cdot {}^1T^+(r^+, t^+) \quad (3.130)$$

$${}^2\sigma^+_{zz}(r^+, t^+) = \nu_2 \cdot ({}^2\sigma^+_{\theta\theta}(r^+, t^+) + {}^2\sigma^+_{rr}(r^+, t^+)) - (1-\nu_2) \cdot {}^2T^+(r^+, t^+) \quad (3.131)$$

où les groupements  $F_1^+$ ,  $F_2^+$  et  $F_3^+$  sont donnés par

$$F_1^+ = \frac{R_1^{+2} (1 - 2 \cdot \nu_2) + R_2^{+2}}{R_1^{+2} (1 - 2 \cdot \nu_1) + 1} + \frac{E_2 (1 + \nu_1)}{E_1 (1 + \nu_2)} \frac{R_2^{+2} - R_1^{+2}}{R_1^{+2} - 1}$$

$$F_2^+ = \frac{1}{R_1^{+2} (1 - 2 \cdot \nu_1) + 1} + \frac{1}{R_1^{+2} - 1}$$

$$F_3^+ = -\frac{(1-2 \cdot \nu_2)}{R_1^{+2}(1-2 \cdot \nu_1)+1} + \frac{E_2(1+\nu_1)}{E_1(1+\nu_2)} \frac{1}{R_1^{+2}-1}$$

Comme nous pouvons le voir d'après ces équations, les variables qui influencent le comportement thermomécanique des couples des matériaux appliqués à des géométries cylindriques sont au nombre de trois :  $a_1/a_2$  c'est un paramètre thermique caché qui influence

fortement  ${}^1T^+$  et à moindre degré  ${}^2T^+$  et les rapports  $\frac{E_1 \cdot \alpha_1}{(1-\nu_1)}$ ,  $\frac{\alpha_1(1+\nu_1)}{\alpha_2(1-\nu_2)}$ ,  $\frac{E_1}{E_2}$  et  $\frac{\alpha_1(1-\nu_1)}{\alpha_2(1-\nu_2)}$

L'analyse de l'équation (3.126) nous montre l'influence des paramètres décrits plus haut sur l'évolution de la contrainte radiale à l'interface, par exemple.

Donc pour  $r^+ = R_1^+$  l'équation (3.126) devient :

$${}^1\sigma^+_{rr}(R_1^+, t^+) = \frac{1}{R_2^{+2}} \left( 1 - \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_3^+}{F_1^+} \right) \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ - \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \right) \frac{1}{R_1^{+2}} \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_2^+}{F_1^+} \int_1^{R_1^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+$$

Pour éviter le décollement des deux matériaux, lorsque l'interface n'est pas très solide, il faut que la contrainte à l'interface soit en compression (de signe négatif) donc il faut que

$$\frac{1}{R_2^{+2}} \left( 1 - \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_3^+}{F_1^+} \right) \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+ < \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \right) \frac{1}{R_1^{+2}} \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_2^+}{F_1^+} \int_1^{R_1^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+$$

Cela revient à écrire la condition sous la forme:

$$\frac{\frac{1}{R_2^{+2}} \left( 1 - \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_3^+}{F_1^+} \right) \int_{R_1^+}^{R_2^+} {}^2T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+}{\frac{1}{R_1^{+2}} \left( R_2^{+2} - R_1^{+2} \right) \frac{F_2^+}{F_1^+} \int_1^{R_1^+} {}^1T^+(r^+, t^+) \cdot r^+ \cdot dr^+} < \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \right)$$

Le premier ordre devrait être de l'ordre 1 sauf si les conductivités  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$  sont très différentes, par exemple  $\lambda_1 \ll \lambda_2$ . Dans ce cas  ${}^1T^+(r^+, t^+)$  risque d'être grand devant 1 et l'intégrale aussi.

Pour ramener cette variable normalisée autour de l'unité on peut remplacer

$${}^1T^+(r^+, t^+) = \frac{{}^1T(r, t) \cdot \lambda_2}{\phi_{\max} R_0} \text{ par } {}^1T^{+\otimes}(r^+, t^+) = \frac{{}^1T(r, t) \cdot \lambda_1}{\phi_{\max} R_0} = {}^1T^+ \cdot \frac{\lambda_1}{\lambda_2}$$

En faisant l'hypothèse réaliste que les 2 termes marqués sont du même ordre de grandeur, la condition de cohérence de l'interface devient:

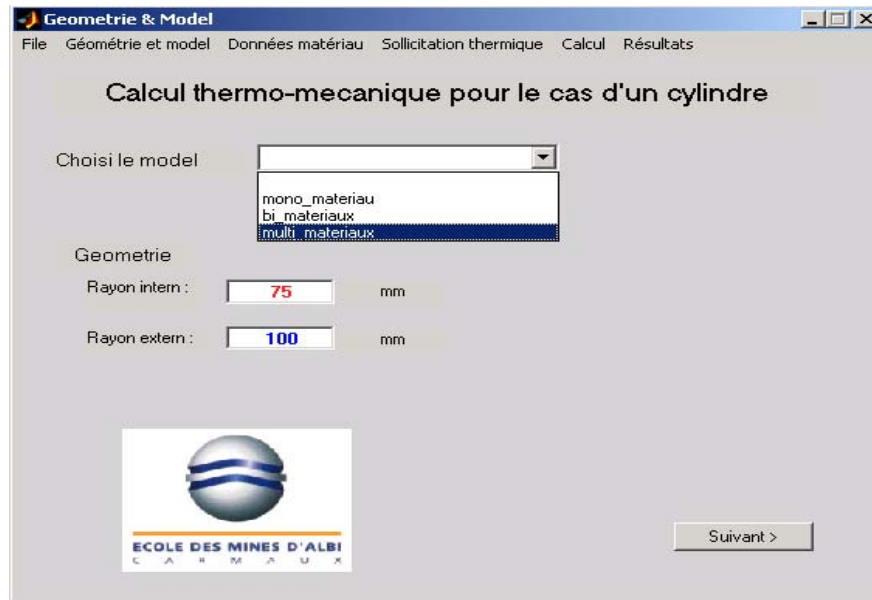
$$1 < \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \left( \frac{1-\nu_2}{1-\nu_1} \right) \left( \frac{1+\nu_1}{1+\nu_2} \right)$$

Comme les coefficients de poisson sont rarement très différents d'un matériau à un autre, cela revient à dire que la cohésion d'interface sera assurée lorsque  $\alpha_1$  est très grand devant  $\alpha_2$  et que le matériau 2 soit plus conducteur que le matériau 1. Cela est tout à fait compréhensible car "le matériau 1" à l'intérieur, qui s'échauffe plus et se dilate plus, sera prisonnier du "matériau 2" à l'extérieur.

Dans les applications présentées dans le chapitre 4 ces conditions seront bien mises en évidence et vérifiées.

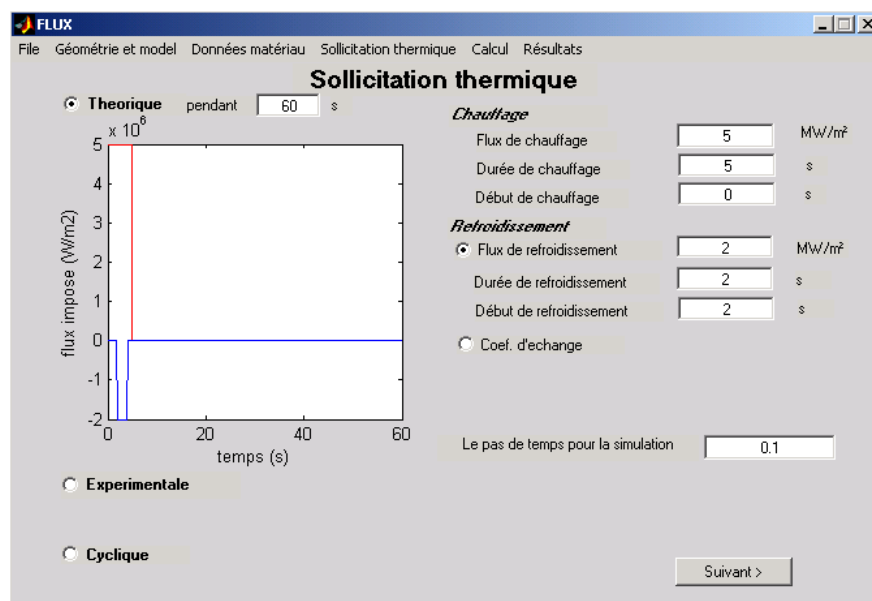
### 3.4. Développement informatique

Tous les modèles thermomécaniques décrits dans les chapitres 3.1. et 3.2. ont été réunis et codifiés pour faciliter l'analyse.



**Figure 3.12.** Logiciel THERMOSTRESS – choix de géométrie et de model

L'application que nous avons développée (Figure 3.12.), appelé THERMOSTRESS, est réalisée sur environnement MATLAB et donne une information sur l'évolution thermique et thermomécanique des coquilles cylindriques en mono ou multi matériaux.



**Figure 3.13.** Logiciel THERMOSTRESS – choix de sollicitation thermique

Cette application offre la possibilité de travailler sur des cas théoriques ou réels en choisissant le type de sollicitation thermique. Pour le cas théorique, le refroidissement peut



être pris en compte avec un coefficient d'échange et une température ou avec un flux thermique de refroidissement. Cette dernière possibilité peut servir pour simuler les tests de fatigue thermique du CROMeP en inversant les flux thermiques.

Le calcul pour un cas réel peut se réaliser en utilisant le flux thermique calculé par méthode inverse, à l'aide des enregistrements de températures et en indiquant les emplacements des thermocouples. Une autre possibilité de ce logiciel pour ce calcul réel, est l'utilisation du coefficient d'échange évalué aussi par méthode inverse à partir enregistrements de température.

Une autre possibilité réalisable avec ce logiciel est celle d'un calcul cyclique.

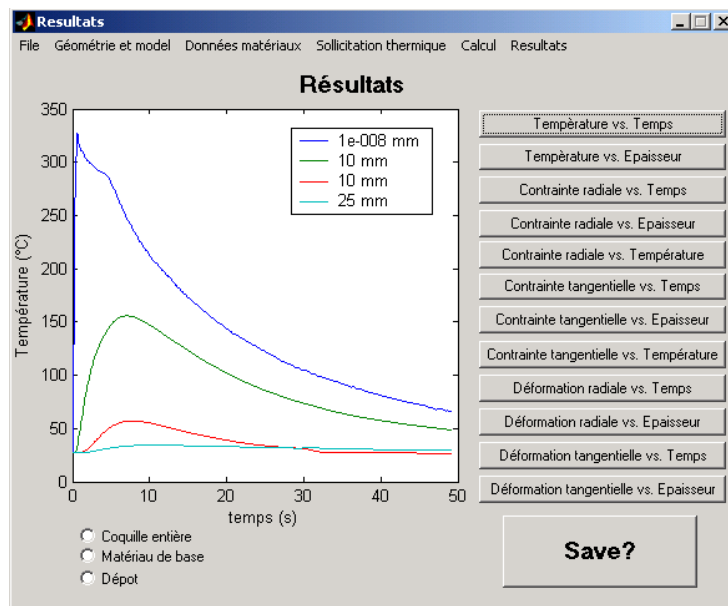


Figure 3.14. Logiciel THERMOSTRESS – représentation graphique des résultats

## **4. Discussion**

Ce chapitre contient les résultats des simulations numériques thermo-élastiques d'un cylindre creux revêtu sur sa surface interne et sollicité thermiquement du même côté. Ces simulations sont des applications pour les cas bi et multi matériaux présentés dans le chapitre précédent. Une discussion sur les résultats obtenus de l'analyse adimensionnelle pour le cas bi matériau, est aussi présentée dans ce chapitre.



#### 4.1. Application du modèle bi-matériaux

Nous avons étudié le cas bi-matériaux pour deux situations particulières :

- Un premier cas d'étude pour deux matériaux très différents du point de vue thermique afin de comprendre les mécanismes en jeu. Dans le cadre de cette application ont été analysées l'influence sur la thermique et la mécanique de plusieurs paramètres comme : l'épaisseur du premier matériau, la résistance thermique de contact, la température initiale.
- Un deuxième cas d'étude est réalisé en parallèle avec un test de fatigue thermique réalisé au CRD de Saint-Gobain PAM. Nous étudions des coquilles rechargées par soudure. Cette application montre l'évolution thermomécanique pour un cycle stabilisé et l'influence du refroidissement. Pour cette application nous avons essayé de remonter aux contraintes résiduelles avant la mise en sollicitation thermique.

##### 4.1.1. Cas d'étude bi-matériaux cuivre/acier

Pour réaliser le calcul pour ce premier cas, nous avons imposé un flux de chaleur  $q_e$  de  $1 \text{ MW/m}^2$  pendant 5 s, sur la face interne du moule. La face externe est soumise à un refroidissement avec un fluide à  $20^\circ\text{C}$ . Le coefficient d'échange de  $100 \text{ W/m}^2\text{K}$ . Le cylindre a un rayon intérieur de 76 mm et extérieur de 100 mm. La température initiale de la coquille est de  $200^\circ\text{C}$ . Ces données numériques sont proches des données identifiées dans [9].

Nous avons étudié les cas avec de l'acier à l'intérieur (revêtement) et du cuivre à l'extérieur (substrat), puis avec cuivre à l'intérieur et acier à l'extérieur. Pour chaque cas nous avons étudié l'influence de la position de l'interface. Les valeurs de positionnement étudiées sont : 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16, 18, 20 et 22 mm depuis la face intérieure. Aussi, l'influence de la résistance thermique de contact est étudiée pour les valeurs suivantes:  $10^{-5}$ ,  $10^{-4}$ ,  $2 \cdot 10^{-4}$ ,  $10^{-3} \text{ m}^2\text{K/W}$ , qui correspondent à des valeurs de résistance thermique de contact moyens à mauvais d'après [24].

Nous représentons dans les Figures 4.2 et 4.3 les évolutions des températures dans le temps pour une interface à 4 mm de l'intérieur et une résistance de contact de  $10^{-5} \text{ m}^2\text{K/W}$ . Chaque courbe correspond à un point dans la profondeur du moule, celle-ci étant évaluée à partir de la face interne.

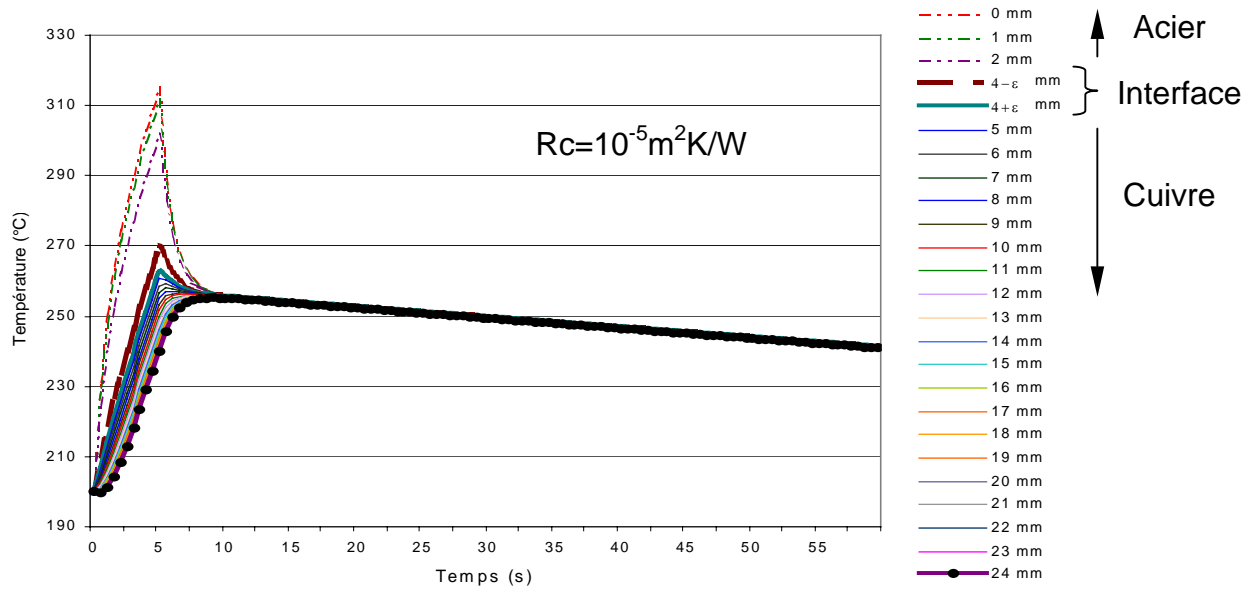


Figure 4.1. L'évolution de la température avec le temps pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre,  $R_c=10^{-5}m^2K/W$

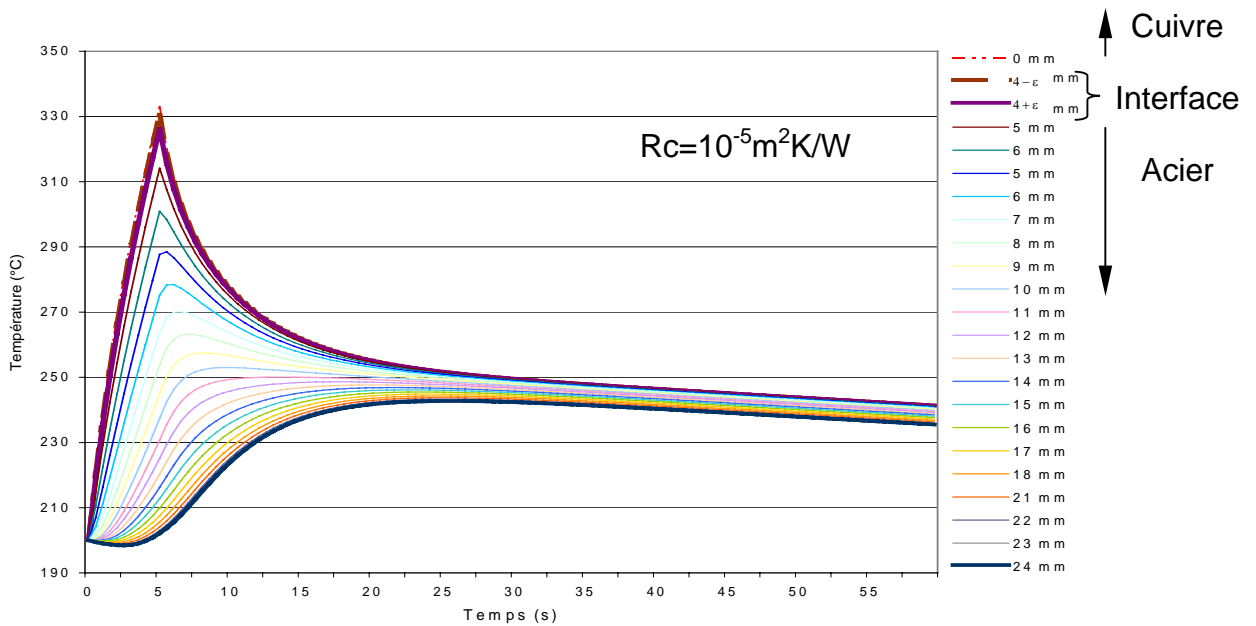


Figure 4.2. L'évolution de la température avec le temps pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier,  $R_c=10^{-5}m^2K/W$

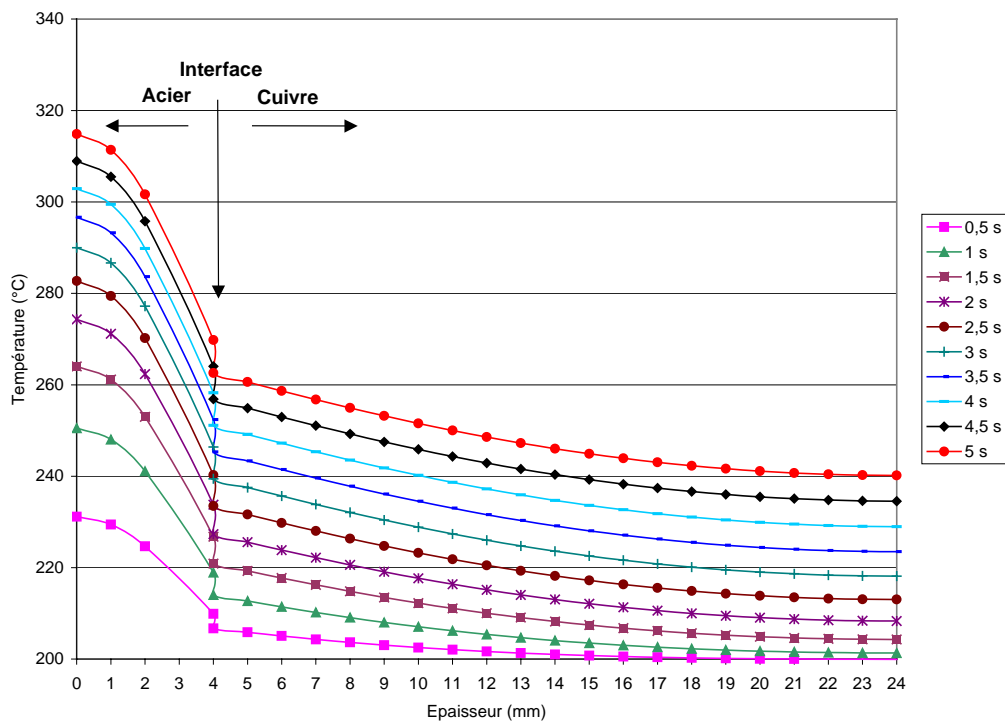
En général, les courbes qui montrent l'évolution de la température dans le temps sont semblables. Elles présentent toutes une montée pendant environ 5 secondes (le temps pendant lequel on impose le flux thermique) suivie d'une chute de température au-delà des 15 secondes. La chute, tout comme la montée, est d'autant plus marquée qu'on est proche de la face moulante (interne). Au-delà de 10-15 secondes suivant le cas, la décroissance est quasi linéaire et les écarts de température presque constants. L'écart de température à

l'interface, courbes (4- $\varepsilon$ ) et (4+ $\varepsilon$ ), reste toujours faible, de l'ordre de 4 °C. Cela est cohérent dans la mesure où cet écart doit être au pire de l'ordre de  $\Phi_{\max} R = 10^\circ\text{C}$ .

Le maximum de température se trouve toujours au même endroit (à 0 mm de face intérieure) et au même instant (au bout de 5 secondes) comme en atteste aussi Figure 4.3 et Figure 4.4 . On remarque aussi une distribution plus détaillée des températures dans le cas avec l'acier comme deuxième matériau et la température supérieure par rapport à l'autre cas analysé. On peut dire que le cuivre à l'extérieur (substrat) aide à l'évacuation de la chaleur et à maintenir une température faible en surface chauffée.

La différence de température, entre la face interne et externe, devient insignifiante à partir de 5 secondes de l'interruption de flux pour le cas acier/alliage de cuivre, et de 30 secondes pour l'autre cas étudié (conforme Figure 4.5 et Figure 4.6)

Les Figure 4.3 à Figure 4.6 présentent le profil de température dans l'épaisseur pour différents instants, pendant les 5 s de chauffage et après. Il est notable de voir que le cuivre ne subit que de très faibles gradients thermiques, qu'il soit en face moulante ou en face arrière. La différence de température à l'interface est plus forte lorsque l'acier est le matériau 1. Cela signifie que la résistance thermique joue un rôle plus important dans cette configuration que dans l'autre.



**Figure 4.3.** L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre pendant le chauffage (0 à 5s)

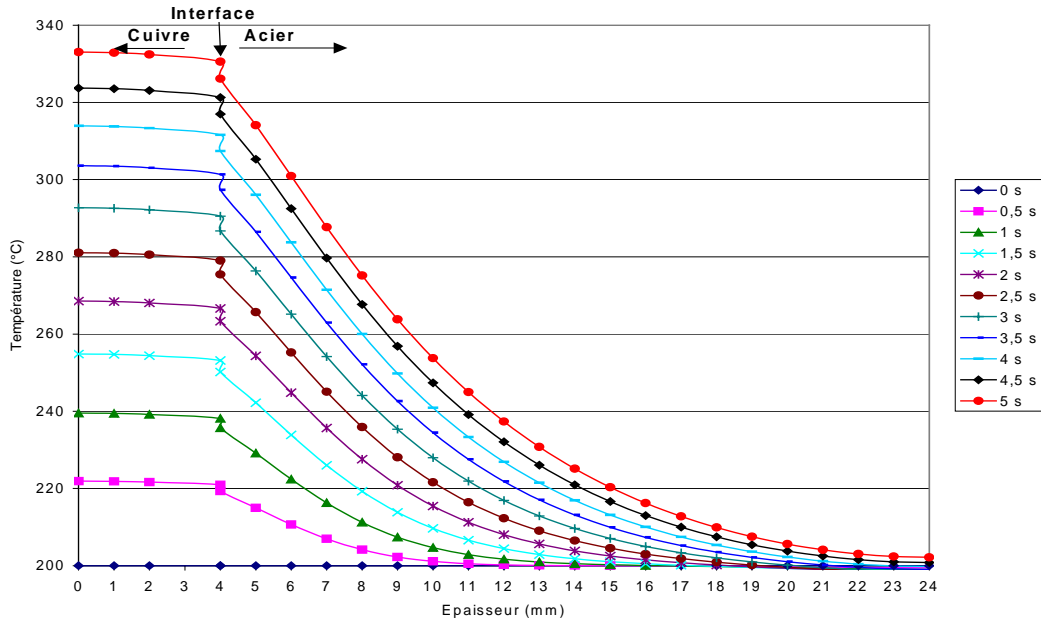


Figure 4.4. L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier pendant le chauffage (0 à 5s)

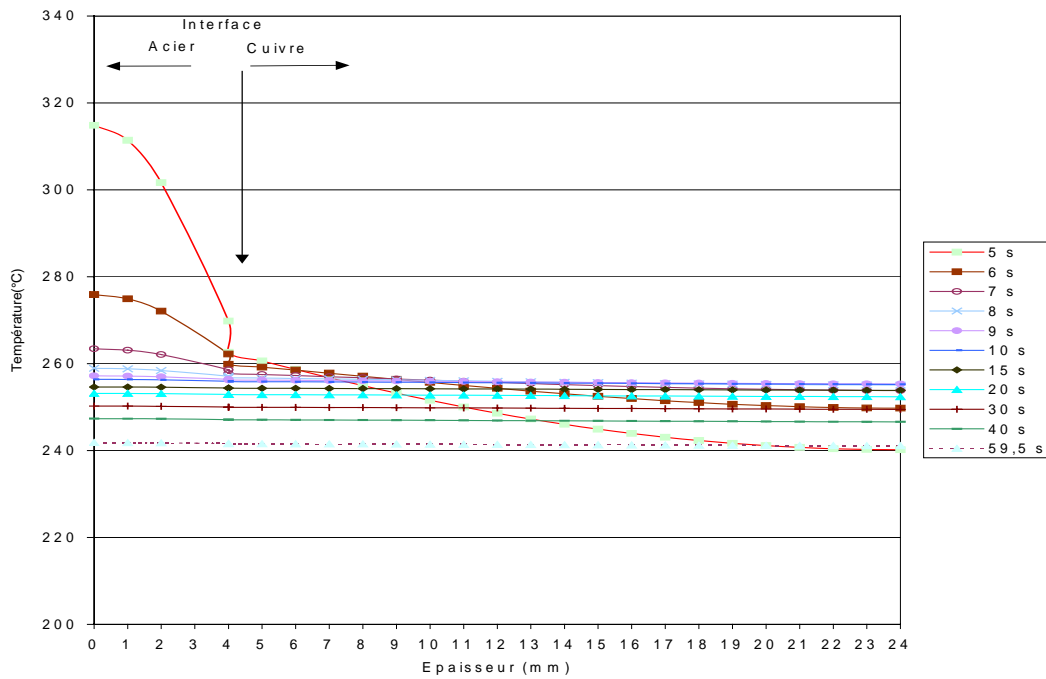
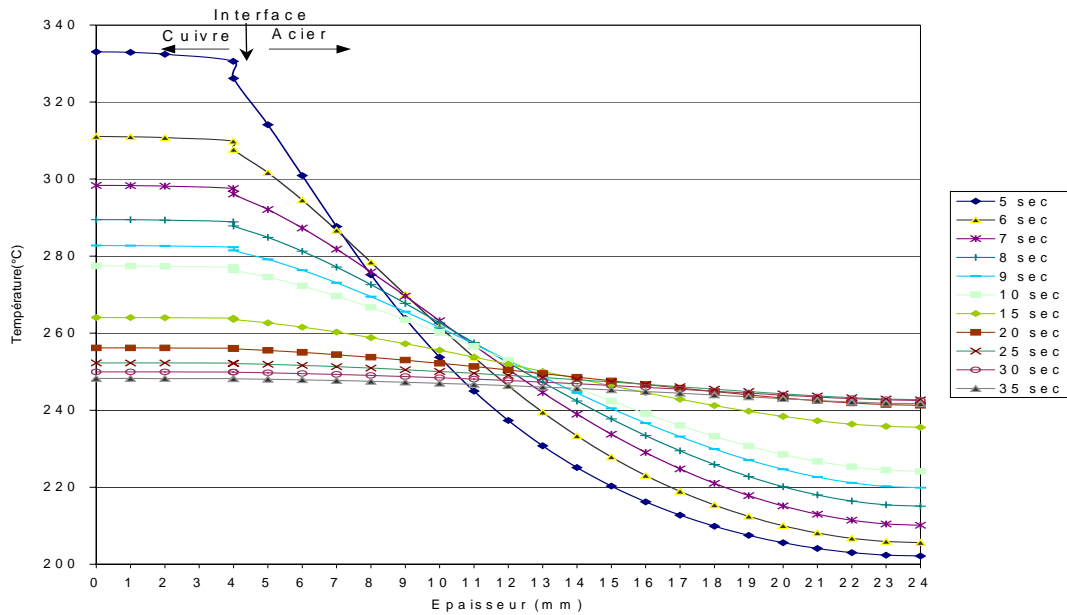


Figure 4.5. L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre après le chauffage (de 5 à 60s)



**Figure 4.6.** L'évolution de la température dans l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier après le chauffage (de 5 à 60s)

La Figure 4.7 montre l'influence de la position de l'interface sur la valeur de la température maximale, pour les 2 associations alliage de cuivre/acier et acier/alliage de cuivre. On note globalement que plus la coquille bi-matériaux contient d'alliage de cuivre, plus les températures sont faibles. C'est ce qui explique le sens de variation des deux courbes. Chacune des courbes présente un palier pour une profondeur d'interface élevée. Notre interprétation est que le matériau 1 peut être si épais que le flux de chaleur n'a pas le temps d'atteindre l'interface en 5 s. Donc la température en avant du matériau 1 est insensible à toute modification des matériaux au-delà de cette épaisseur critique. Il est possible d'estimer cette épaisseur critique  $\delta_c$  avec un nombre de Fourier :

$$\delta_c = \sqrt{a\tau}$$

avec  $a$  = diffusivité thermique du matériau 1

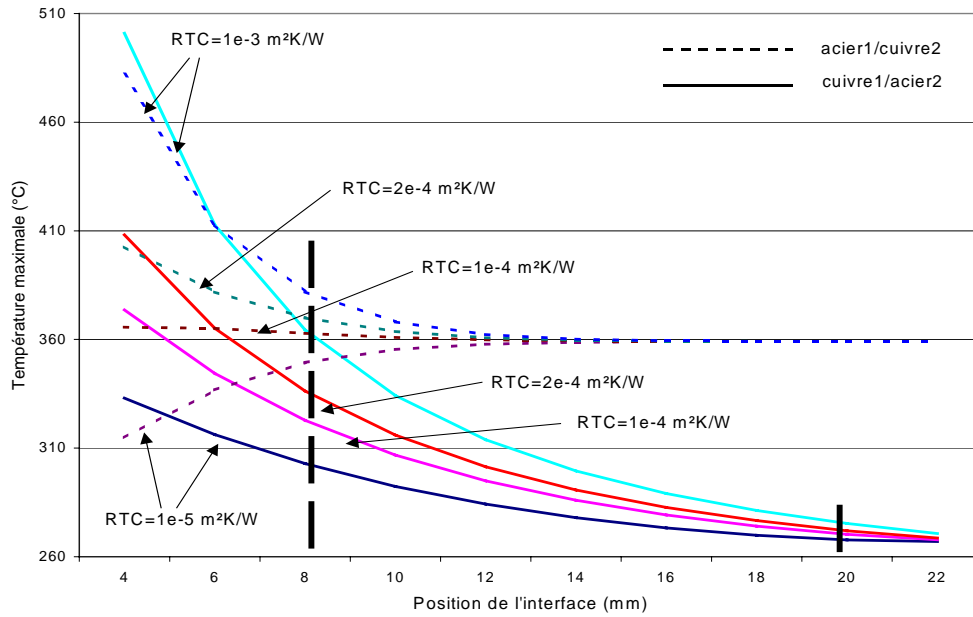
$\tau$  = durée d'application du flux (ici  $\tau = 5s$ )

Pour alliage de cuivre comme premier matériau :  $\sqrt{1 \cdot 10^{-4} \cdot 5} = 0,02 \text{ m} = 20 \text{ mm}$

Pour acier comme premier matériau :  $\sqrt{1 \cdot 10^{-5} \cdot 5} = 0,008 \text{ m} = 8 \text{ mm}$ .

Les courbes de la Figure 4.7 dépendent donc de la durée d'application du flux thermique. C'est important car, suivant le matériau mis en face moulante, cette durée n'est pas la même (cf. [1]).





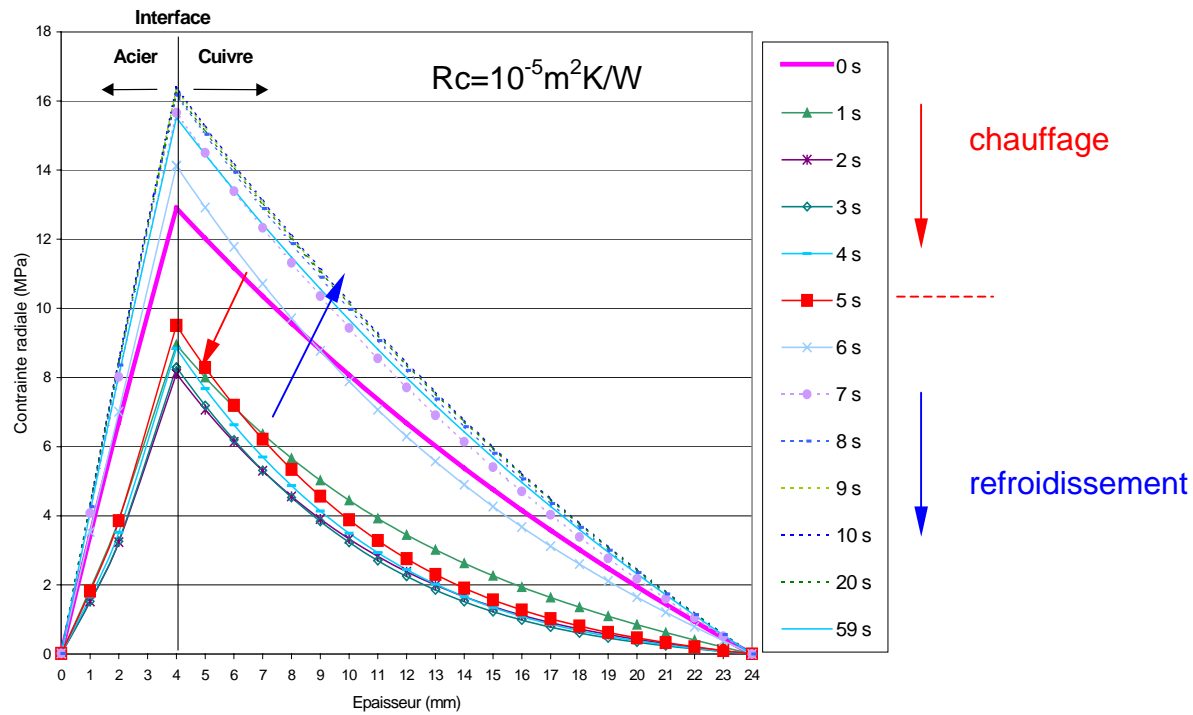
**Figure 4.7.** L'évolution de la température maximale avec la position de l'interface, pour différentes valeurs de la résistance thermique

L'influence de la RTC sur la température maximale pour chaque cas est également représentée dans la Figure 4.7. En général, l'augmentation de RTC fait augmenter les températures maximales pour un flux identique. Cet effet est d'autant plus sensible que l'interface est proche de la source de chaleur. Au-delà d'une épaisseur critique (10 ou 20 mm) nous retrouverons, le même palier pour la température maximale indépendamment de la RTC. Il est intéressant de noter que lorsque le matériau le moins conducteur (Acier) est en premier, la RTC peut faire soit augmenter (forte RTC) soit faire diminuer (faible RTC) la température maximale.

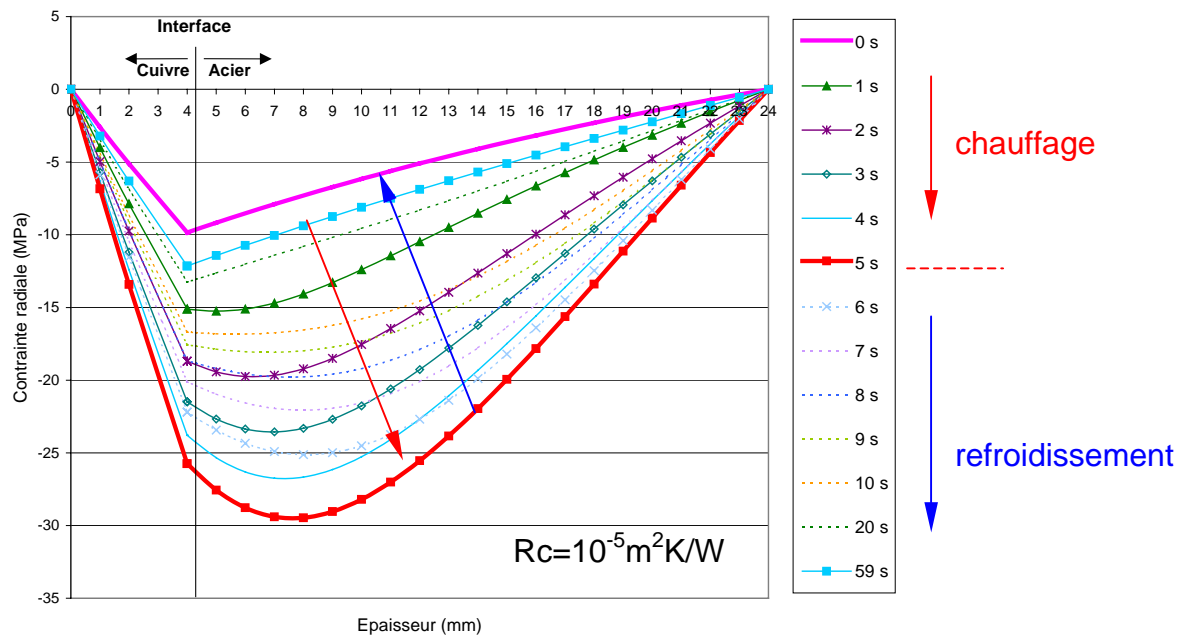
**4.1.1.1. Modélisation thermomécanique pour le cas bi-matériaux**

Le problème thermomécanique du cas bi matériaux pour une géométrie cylindrique est présenté dans le chapitre 3.2.2. La solution de ce problème, donnée aussi dans le chapitre mentionné, servira à tracer les évolutions des contraintes suivant deux directions : radiale et ortho radiale. Les deux matériaux utilisés sont un alliage de cuivre et un acier (20CD10). Leur propriétés sont présentés dans le Tableau 2.10. Comme pour le calcul des températures (§4.1.1), les effets de la nature du premier matériau, de la position de l'interface et aussi de la RTC seront prises en compte.

**Contraintes radiales**



**Figure 4.8.** Variation de la contrainte radiale avec l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre,  $R_c = 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ K/W}$



**Figure 4.9.** Variation de la contrainte radiale avec l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier,  $R_c = 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ K/W}$

Pour comprendre les courbes des Figures 4.12 et 4.13 il faut considérer :

- ✓ La situation à  $t = 0$  seconde ;
- ✓ L'évolution lors du chauffage / arrêt du chauffage ;

- ✓ Le mismatch de dilatation à l'interface, car l'alliage de cuivre a un coefficient de dilatation plus important que l'acier ;
- ✓ L'effet des gradients thermiques dans chaque matériau.

Les deux matériaux sont en effet supposés (dans notre simulation) accolés sans contrainte à 0°C. Or la température à  $t = 0$  s est de 200°C, uniforme. L'interface est donc mise en compression pour le cas cuivre/acier (Figure 4.9) et en traction pour le cas acier/cuivre (Figure 4.8). Les contraintes résiduelles sont habituellement définies comme celles existant dans une pièce au repos, en l'absence de charges appliquées : forces, moments extérieurs, forces de volume ou forces d'inertie. Nous pouvons dire qu'ils sont des contraintes résiduelles si nous considérons qu'à  $t = 0$  s nous n'avons pas des charges appliquées.

Les origines des contraintes résiduelles sont nombreuses et variées, mais elles sont parfois introduites volontairement pour diminuer l'effet de la sollicitation. Pour cela, les pièces subissent des traitements thermiques, mécaniques ou les deux dans le même temps.

Nous pouvons dire que les contraintes à  $t = 0$  sont d'origine thermique et ils ont à la base la différence entre les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux associés avec la température initiale. Comme l'acier a un coefficient de dilatation thermique plus petit que celui du cuivre, dans le cas cuivre/acier, nous commençons la simulation avec une compression au niveau de l'interface et pour le cas acier/ cuivre avec une dilatation au niveau de l'interface.

Lorsque le chauffage est lancé, les gradients thermiques dans chaque matériau tendent à comprimer l'ensemble. Cela implique une diminution de contrainte si l'acier est à l'intérieur (traction à  $t=0$ ) et une augmentation de contrainte (en valeur absolue) si le cuivre est à l'intérieur. Pour l'interface, le mismatch de dilatation est accentuée par l'instauration d'un saut de température  $\Delta T$ , si le cuivre (respectivement l'acier) est à l'intérieur. Il résulte de cela une augmentation, en valeur absolue, (respectivement diminution) de la contrainte à l'interface.

Lorsque l'échauffement est arrêté, la température s'homogénéise à un niveau proche des 200°C (en régime thermique stabilisé). On revient lentement à la situation  $t = 0$  s pour le cas cuivre/acier. Pour le cas acier/cuivre, la contrainte radiale continue de monter encore pendant 5 secondes puis redescend vers le niveau initial.

La valeur maximale atteinte varie avec la position de l'interface et avec la valeur de la RTC. Pour évoquer cela, nous présentons l'évolution de ce maximum avec la position de l'interface dans la Figure 4.10.

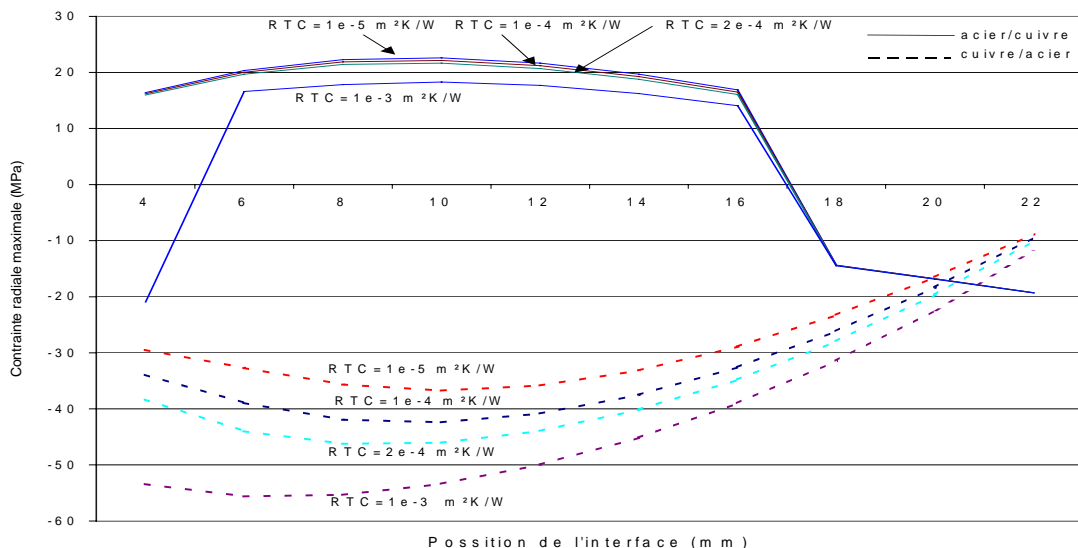
Pour le cas avec cuivre à l'intérieur, l'évolution reste toujours dans le domaine de compression. Jusqu'au demi épaisseur du moule, plus de cuivre à l'intérieur fait augmenter légèrement la contrainte radiale maximale (en valeur absolue). Pour des épaisseurs de cuivre plus grandes que la demi épaisseur de la coquille, la tendance s'inverse. Pour le cas avec acier à l'intérieur, nous avons la même évolution de contrainte avec l'épaisseur d'acier jusqu'à la demi épaisseur du moule. Mais, cette fois, deux éléments caractérisent ce cas :

1. l'évolution se déroule dans le domaine de traction jusqu'à des épaisseurs de 16 mm d'acier.
2. à partir de cette valeur pour l'épaisseur d'acier, la contrainte maximale (en valeur absolue) passe dans le domaine de compression, mais change aussi de localisation, elle n'est plus localisée à l'interface comme dans l'exemple de la Figure 4.8.

L'explication pour tous les cas se résume sur la différence de coefficient de dilatation.

Pour le cas avec cuivre à l'intérieur, l'acier l'empêche de se dilater. Donc la contrainte radiale à l'interface se trouve dans le domaine de compression.

Pour le cas avec acier à l'intérieur, le cuivre se dilate plus et il va tirer l'acier, d'où la contrainte de traction. Pour une épaisseur plus importante d'acier, la contrainte à l'interface reste dans le domaine de traction mais le maximum se trouve dans le domaine de compression et positionné dans l'acier.



**Figure 4.10.** L'évolution de contrainte radiale maximale avec la position de l'interface et la résistance thermique de contact

L'influence de la résistance thermique de contact (RTC) sur la contrainte radiale maximale est représentée dans la Figure 4.10.

- ❖ Dans le cas de cuivre à l'intérieur, l'augmentation de la RTC fait monter la contrainte radiale maximale dans le domaine de compression.
- ❖ Pour le cas d'acier à l'intérieur, la contrainte radiale maximale diminue dans le domaine de traction, mais c'est insignifiant pour des valeurs petites de RTC. Pour une valeur de RTC de  $10^{-3} \text{m}^2\text{K/W}$ , l'évolution de contrainte radiale maximale diffère des autres évolutions, par sa valeur dans le domaine de compression pour une épaisseur de 4 mm d'acier. L'explication est basée sur le coefficient de dilatation et la valeur élevée de RTC qui ne laisse pas passer la chaleur. Dans ce cas, l'acier encaisse des forts gradients de température avant que l'interface laisse passer la chaleur.

L'évolution de contrainte radiale au niveau de l'interface, dans le domaine de traction, pour le cas avec acier à l'intérieur, met en danger la jonction entre les deux matériaux.

C'est pour cela que les cas avec cuivre comme premier matériau s'impose. Les épaisseurs importantes et le RTC petit fait d'avoir une valeur petite pour la contrainte radiale maximale. En plus, comme nous avons vu plus haut cette valeur maximale correspond à celle à l'interface.

### ***Contraintes ortho-radiales***

Pour les contraintes tangentielles, nous avons choisi de discuter le cas correspondant à une épaisseur de 4 mm pour le premier matériau et une RTC de  $10^{-5} \text{m}^2\text{K/W}$ . Dans la Figure 4.11 et Figure 4.12 nous avons représenté l'évolution de contrainte tangentielle dans l'épaisseur dans le cas acier / cuivre et cuivre / acier. Comme dans le cas de la contrainte radiale, pour comprendre ces courbes il faut considérer :

- ✓ La situation à  $t = 0$  seconde ;
- ✓ L'évolution lors du chauffage / arrêt du chauffage ;
- ✓ Le mismatch de dilatation à l'interface, car le CuCrZr a un coefficient de dilatation plus important que l'acier ;
- ✓ L'effet des gradients thermiques dans chaque matériau.

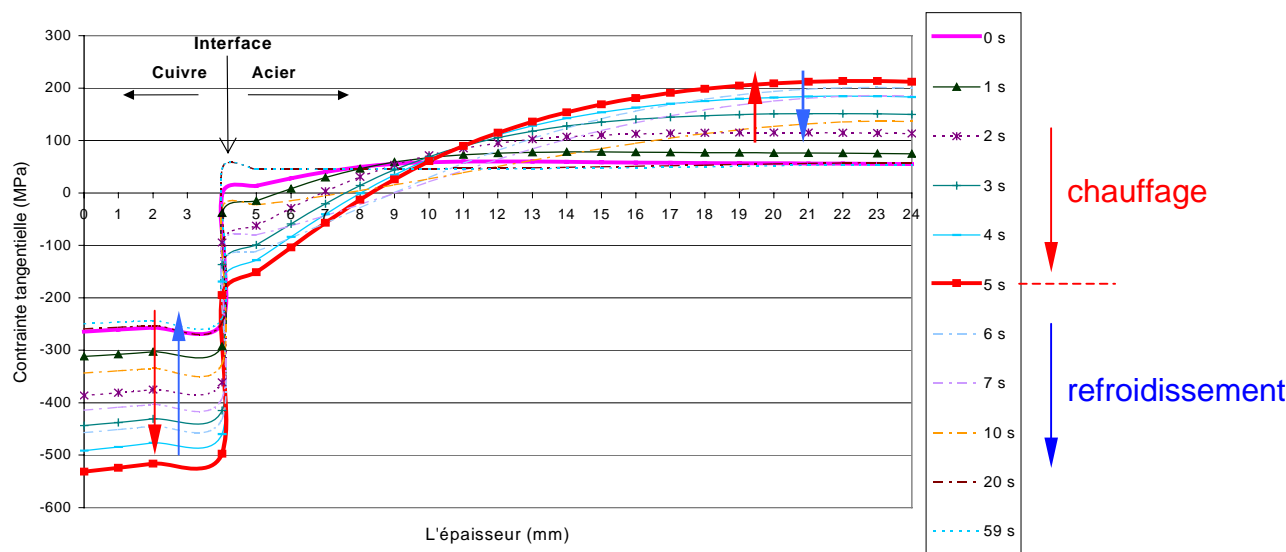
Comme pour les contraintes radiales, la situation sous contrainte à  $t = 0$  s peut s'expliquer aussi par les différences entre les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux associés avec la température initiale.

Les deux matériaux supposés accolés sans contraintes à  $0^\circ\text{C}$  ont des comportements différents lorsque la température à  $t = 0$  s est de  $200^\circ\text{C}$ . Le cuivre est mis en compression

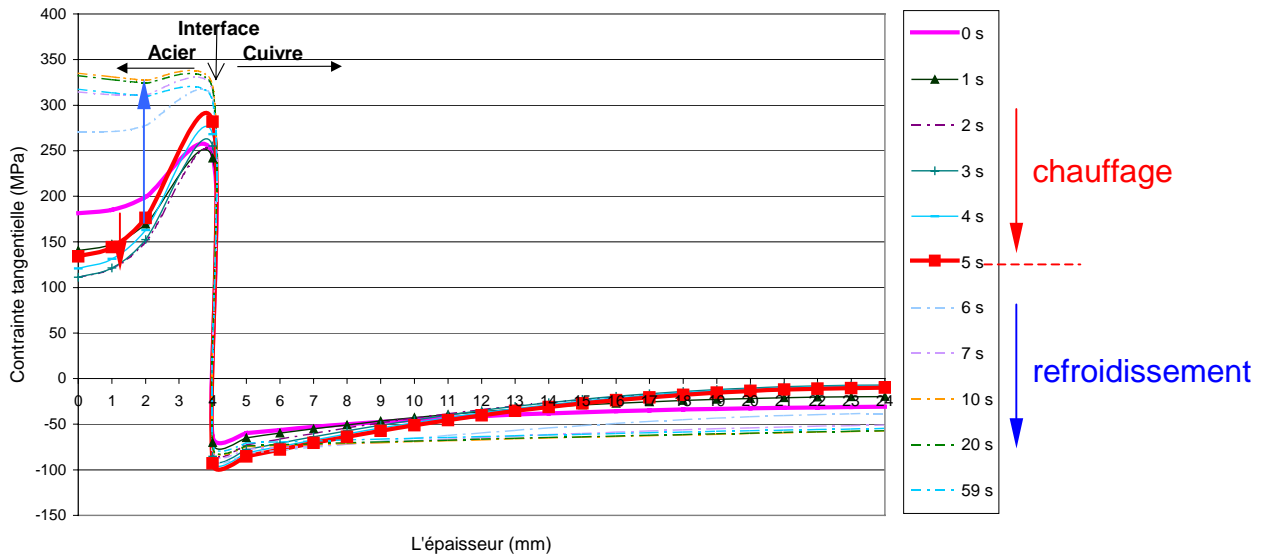
pour le cas cuivre/acier (Figure 4.11) à cause de l'empêchement de se dilater par l'acier. A son tour l'acier est mis en traction par le cuivre. Pour le cas acier/cuivre (Figure 4.12), sous l'effet du même phénomène, au niveau de l'interface, l'acier est en traction et le cuivre en compression.

Lorsque le chauffage est lancé, l'acier et le cuivre se dilatent de plus en plus. Cela introduit une augmentation de contrainte (en valeur absolue) dans le cuivre qui est plus importante s'il se trouve en position de premier matériau. Pour l'acier nous pouvons voir une diminution de contrainte au niveau de l'interface, plus importante s'il est en deuxième position (comme substrat).

Lorsque l'échauffement est arrêté, la température s'homogénéise à un niveau proche des 200°C (en régime thermique stabilisé). On revient donc à la situation  $t = 0$  s. Pour le cas cuivre/acier ce retour se fait parcourant le même chemin comme pendant l'échauffement. Pour le cas acier/cuivre, l'acier atteint sa valeur maximale en traction après 5 seconds de l'arrêt d'échauffement.



**Figure 4.11.** L'évolution de la contrainte tangentielle avec la l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'alliage de cuivre et l'acier ( $RTC=10^{-5}m^2K/W$ )



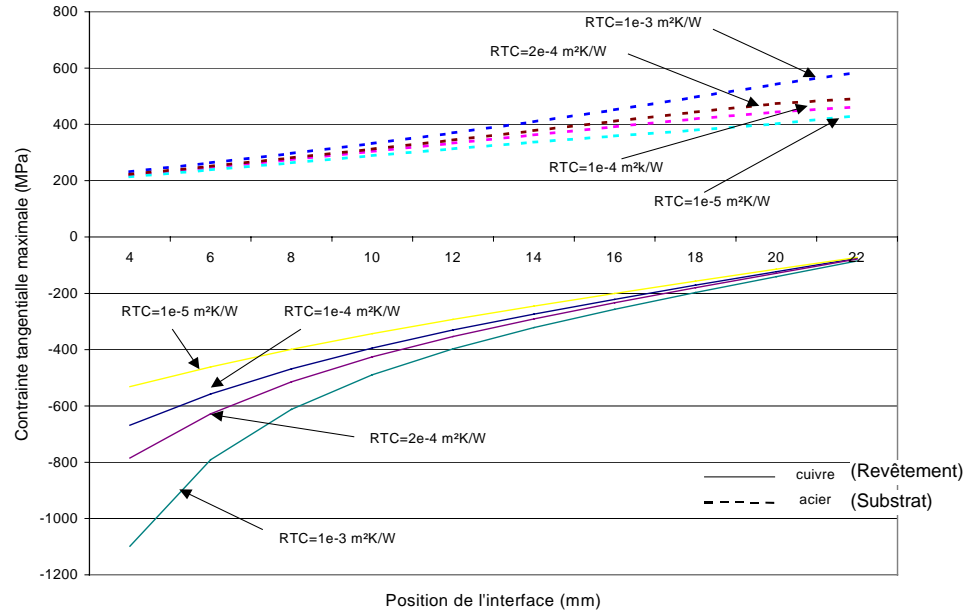
**Figure 4.12.** L'évolution de la contrainte tangentielle  $\sigma_{\theta\theta}$  avec l'épaisseur pour une position de l'interface à 4 mm entre l'acier et l'alliage de cuivre ( $RTC=10^{-5}m^2K/W$ )

Dans la Figure 4.12 et la Figure 4.13, nous pouvons voir comment est influencé le maximum de contrainte tangentielle, dans les deux matériaux, par la position de l'interface et la RTC.

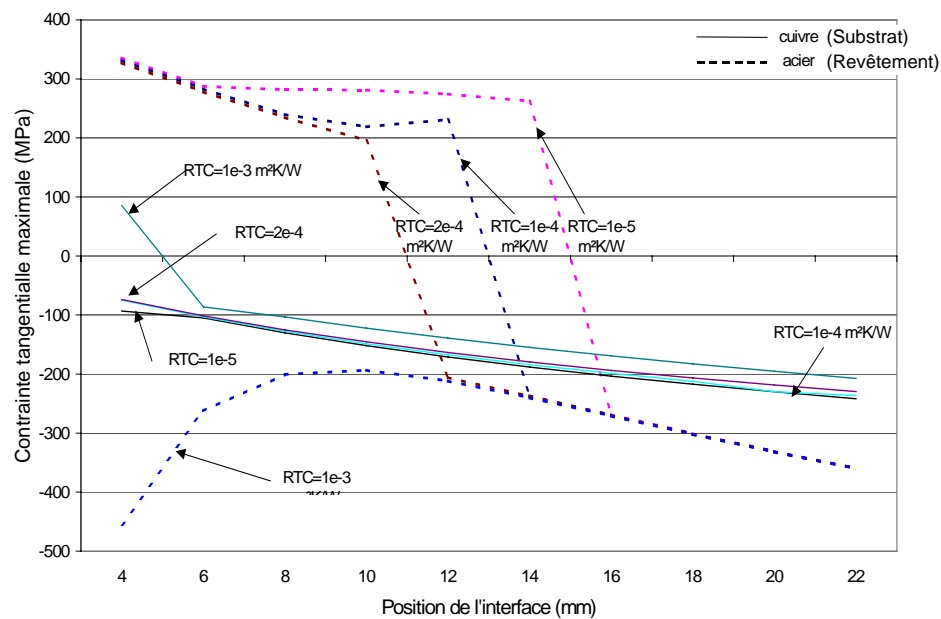
Dans le cas où l'alliage de cuivre est le premier matériau, le maximum de contrainte s'amplifie, dans le domaine de traction, pour l'acier et diminue, dans le domaine de compression, pour l'alliage de cuivre lorsque la position de l'interface augmente.

Pour le deuxième cas étudié, la variation de contrainte tangentielle maximale est inversée: elle s'amplifie dans le domaine de compression pour l'alliage de cuivre. Pour l'acier, nous retrouvons une variation semblable à celle de la contrainte radiale, avec le passage dans le domaine de compression pour des épaisseurs, d'acier, supérieures à 14 mm.

Ce comportement s'explique par la différence qui existe entre les coefficients de dilatation. Dans le premier cas, le cuivre se dilate plus que l'acier donc il force l'acier à passer en traction, et l'acier force le cuivre à se comprimer. Dans le deuxième cas, le cuivre a toujours la tendance de se dilater mais c'est l'acier, avec le coefficient de dilatation plus petit, qui empêche cette variation. Donc le cuivre sera en compression, et l'acier en traction.



**Figure 4.13.** Variation de contrainte tangentielle maximale avec la position de l'interface et le RTC pour le cas **cuivre/acier**



**Figure 4.14.** Variation de contrainte tangentielle maximale avec la position de l'interface et le RTC pour le cas **acier/cuivre**

L'influence de la RTC sur la contrainte tangentielle est représentée dans la Figure 4.13 et la Figure 4.14. Pour le cas cuivre/acier, l'évolution avec la position de l'interface est semblable avec celle de  $RTC = 10^{-5} \text{ m}^2\text{K/W}$ . L'augmentation de la RTC fait augmenter la contrainte tangentielle maximale : pour l'acier dans le domaine de traction et pour le cuivre dans le domaine de compression. L'effet n'est cependant notable que pour des valeurs



extrêmes de la position de l'interface (sur cuivre pour un revêtement en cuivre fin et sur l'acier pour un revêtement en cuivre épais).

Dans le cas acier/cuivre, la contrainte tangentielle maximale correspondante au cuivre reste dans le domaine de compression. A une valeur grande de la RTC et à des épaisseurs faibles d'acier, la contrainte tangentielle dans le cuivre peut se trouver dans le domaine de traction.

En ce qui concerne l'acier, le passage dans le domaine de compression se trouve à des épaisseurs de plus en plus faibles au fur et à mesure de l'augmentation de RTC. Pour des valeurs très élevées, la contrainte tangentielle maximale correspondante à l'acier se trouve dans le domaine de compression avec des valeurs très élevées pour des épaisseurs faibles. L'explication pour ce comportement est la suivante : l'acier est surchauffé et il se dilate plus que le cuivre, donc il met le cuivre en traction et à son tour l'acier est mis en compression.

Nous avons mis en évidence le comportement thermique et thermomécanique sur l'influence de :

❖ **l'ordre de disposition de matériaux**

- la température maximale est plus faible pour cuivre comme premier matériau ;
- la différence de température à l'interface est plus petite pour le cas cuivre/acier ;
- la contrainte radiale évolue dans le domaine de compression pour une moule cuivre/acier. Le domaine change, il passe en traction pour une moule acier/cuivre ;
- en général la contrainte tangentielle dans le cuivre évolue dans le domaine de compression et dans l'acier dans le domaine de traction. Cette évolution est influencée aussi par la quantité des matériaux et par la température initiale.

❖ **position d'interface (l'épaisseur des matériaux)**

- la température maximale est plus petite pour une épaisseur plus grande de cuivre que d'acier ;
- il existe une épaisseur critique de premier matériau auquel la température maximale ne tient plus compte de la nature de ce matériau ;

- 
- pour des épaisseurs plus petites que cette épaisseur critique, la température maximale est plus grande dans le cas avec cuivre en premier que celle avec d'acier ;
  - il y a aussi une épaisseur critique de premier matériau pour chaque cas analysé, à partir de la quelle la température maximale est stabilisée.
  - pour le cas avec cuivre en premier, la contrainte radiale maximale baisse dans le domaine de compression pour moins d'acier ;
  - pour le cas avec acier en premier, la contrainte radiale maximale varie avec la quantité d'acier ;
  - cette contrainte radiale maximale n'est pas positionnée au niveau de l'interface pour chaque cas analysé. Elle ne correspond non plus, pour tous les cas, avec le moment de l'interruption d'échauffement ;
  - la contrainte tangentielle dans le cuivre décroît, dans le domaine de compression, et dans l'acier croît, dans le domaine de traction, avec l'augmentation de l'épaisseur de cuivre, pour le cas cuivre/acier. Pour l'autre cas, dans le cuivre la contrainte maximale croit dans le domaine de compression. Pour des épaisseurs petites d'acier, la contrainte maximale dans l'acier se trouve dans le domaine de traction. Pour des épaisseurs plus grandes, elle passe en compression.
  - comme pour la contrainte radiale, la contrainte tangentielle ne correspond non plus avec la position de l'interface ou avec le moment d'interruption d'échauffement.

#### ❖ **résistance thermique de contact (RTC)**

- la température maximale pour le cas cuivre/acier croit avec la valeur de la résistance thermique de contact ;
- dans le cas acier/cuivre pour une quantité d'acier qui se trouve au-dessous de l'épaisseur critique, la valeur maximale de la température croit aussi avec la valeur de RTC. Pour une quantité supérieure à cette épaisseur critique la température maximale n'est plus influencée par la valeur de RTC ;
- la contrainte radiale maximale pour le cas cuivre/acier croit dans le domaine de compression avec la valeur de la résistance thermique de contact. Pour le cas acier/cuivre cette contrainte est très peu influencée par la valeur de RTC;

- pour des valeurs de plus en plus grandes de RTC la contrainte tangentielle maximale, dans le cas cuivre/acier, monte dans le domaine de traction pour l'acier et dans le domaine de compression pour le cuivre.
- pour le cas acier/cuivre, dans le cuivre l'évolution de la contrainte tangentielle maximale avec la quantité d'acier est très peu influencée par la valeur de RTC. Dans l'acier, l'épaisseur à partir duquel l'évolution passe dans le domaine de compression est de plus en plus petite pour des valeurs de plus en plus grandes de RTC. Pour des valeurs très grandes toute l'évolution se déroule dans le domaine de compression.

#### ❖ la température initiale (contrainte résiduelle)

- en diminuant la température initiale, nous diminuons les valeurs maximales pour tous les éléments analysés : température, contrainte radiale, contrainte tangentielle ;
- pour des contraintes initiales faibles et à partir des épaisseurs faibles, d'acier pour le cas acier/cuivre, la contrainte radiale maximale s'amplifie dans le domaine de compression ;
- l'évolution de la contrainte tangentielle ça change très peu : pour une température initiale petite, la décroissance pendant l'échauffement spécifique pour le cas acier/cuivre passe dans le domaine de compression;
- les contraintes initiales change l'évolution de la contrainte tangentielle maximale.

Le positionnement de la température maximale dans le temps et dans l'épaisseur n'est pas influencé par aucune des paramètres considérés.

#### 4.1.2. Cas d'étude bi-matériaux avec recharges métalliques

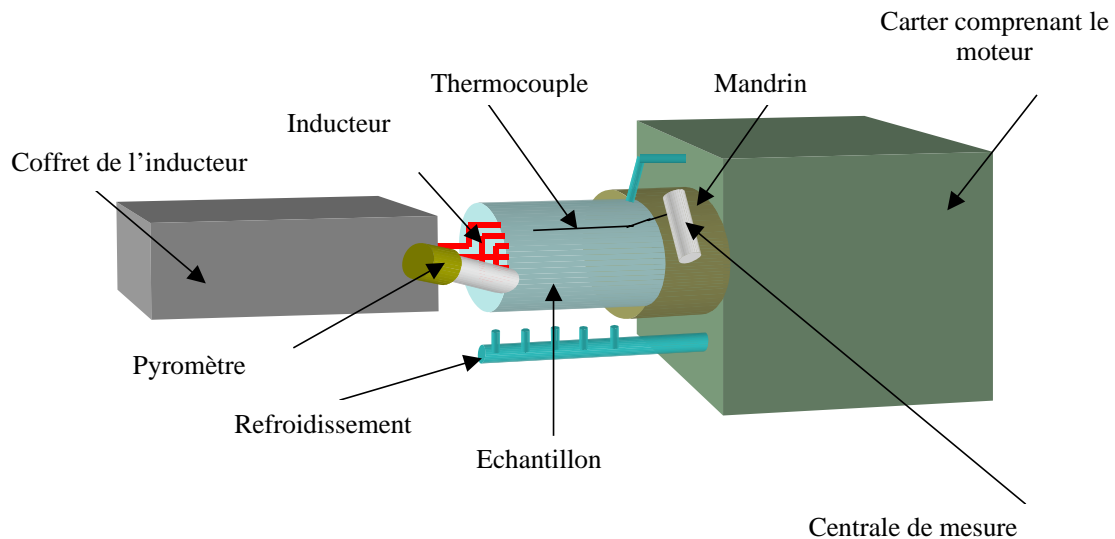
Une étude d'endommagement par fatigue thermique des coquilles rechargées par soudure (plus de détail sur le procédé dans #1.2.2.2) avec des aciers de nuances différentes a été réalisée par Y. Augros [110]. Des coquilles mises hors service ont été usinées pour enlever les parties endommagées puis par soudure, les moules ont été rechargés. Le Tableau 4.1 présente les nuances des aciers utilisées.

**Tableau 4.1.** La composition et des données sur les matériaux utilisées [110]

	Composition						Données			
	% C	% Cr	% Mo	% Si	% Ni	% Mn	$\lambda$ (W/mK)	$\alpha$ (C <sup>-1</sup> )	E (Gpa)	$\rho$ (Kg/m <sup>3</sup> )
<b>Coquille</b>	0,2	2,5	0,3	0,35	0	0,45	40	12 <sup>e</sup> -6	237	7850
<b>Silk 34</b>	0,16	3,25	0,75	0,5	0,1	0,1	41	12 <sup>e</sup> -6	230	7900
<b>Silk 414</b>	0,05	12	0,75	0,5	4,5	1	36	10 <sup>e</sup> -6	245	8000
<b>Silk 113</b>	0,05	12	3	0,5	4,5	1	38	10.5 <sup>e</sup> -6	250	8200

Ces coquilles une fois rechargées sont débitées en coquilles expérimentales plus courtes et montées sur une machine de test (Figure 4.15) semblable à celle présentée dans la Figure 1.16. Les seules différences entre les deux machines sont les suivantes :

- la coquille est fixée par des mors serrés manuellement ;
- le chauffage interne est réalisé par un inducteur ;
- le refroidissement est réalisé par des buses situées en bas.

**Figure 4.15.** Schéma du simulateur de fatigue thermique du CRD Saint-Gobain PAM

Deux systèmes de mesure de la température sont présents sur la machine : un pyromètre pour mesurer la température juste après le passage de l'acier devant l'inducteur et un thermocouple placé dans la coquille et relié à une centrale embarquée. Les données sont lues lorsque la machine est arrêtée. L'installation est pilotée en vitesse de rotation de façon à assurer la même température à la sortie de la zone chauffée.

Malgré le but de l'étude, celui de simuler la fatigue thermique à laquelle sont soumises les coquilles dans l'usine, les résultats sont difficilement exploitables pour plusieurs raisons :

- le chauffage et le refroidissement de la coquille ne sont pas uniformes dans tout le volume. Cela implique des niveaux des dilatations et des compressions différentes pour chaque cas. Ceci est observable après les essais par les ondulations à la

surface des coquilles rechargées avec les aciers qui ont un coefficient de dilatation plus faible que les autres.

- La mauvaise fixation des coquilles donne une variation de la distance entre l'inducteur et la surface pendant l'expérimentation mentionnée par l'auteur [110].
- Les données de températures sont insuffisantes. La température à la surface est presque inconnue pendant toute l'évolution du cycle thermique. C'est le raison pour le quel la température à l'intérieur du moule ne peut pas être exploitée pour remonter à la sollicitation thermique.

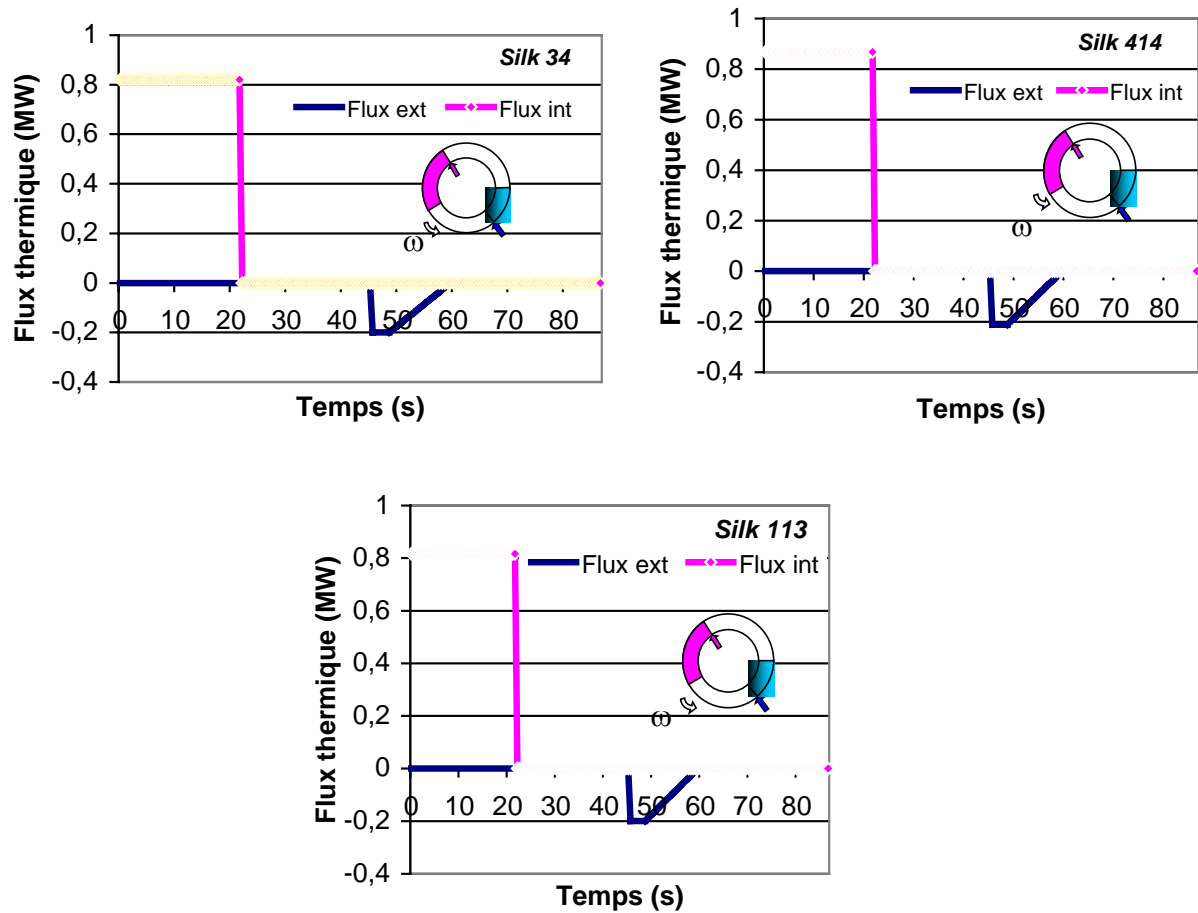
Cette étude reste un moyen qualitatif pour comparer des coquilles rechargées et testées dans des conditions identiques.

Nous avons réalisé une étude des contraintes thermiques que devraient supporter ces coquilles en fonctionnent avec les mêmes évolutions de températures que sur le banc de fatigue thermique.

La sollicitation thermique a été imposée suivant quatre étapes :

- chauffage à l'intérieur ;
- maintien, sans sollicitation thermique forte (presque adiabatique);
- refroidissement à l'extérieur ;
- maintien, sans sollicitation thermique forte (presque adiabatique).

Le chauffage est simulé par un créneau de densité de flux imposé sur la face interne du tube. Le temps de chauffage de 22 s est identifié à partir des courbes expérimentales obtenues par Y. Augros [110]. Le refroidissement a posé quelques problèmes puisqu'une simulation avec un coefficient d'échange constant (pendant tout le cycle), donnait des résultats qui ne correspondait plus aux information du banc expérimental. Pour résoudre ce problème, un autre flux thermique, négatif cette fois, sur la surface extérieure du moule qui est une fonction du temps a été utilisé. Les évolutions avec le temps pour les deux flux imposés, pour tous les cas étudiés, sont présentées dans la Figure 4.16 : le chauffage est appliqué sur la surface interne pendant 22 secondes. Après une période adiabatique de 24 secondes, on applique un fort refroidissement extérieur pendant 3 secondes. Sur une période de 10 secondes, on continue de refroidir mais avec un flux qui a une variation linéaire décroissante. Une deuxième période adiabatique achève le cycle thermique pendant 30 s. Pour obtenir la même température sur la surface interne pendant le chauffage, la valeur de flux de chaleur est adaptée pour chaque cas étudié, comme pour les essais expérimentaux de fatigue thermique.

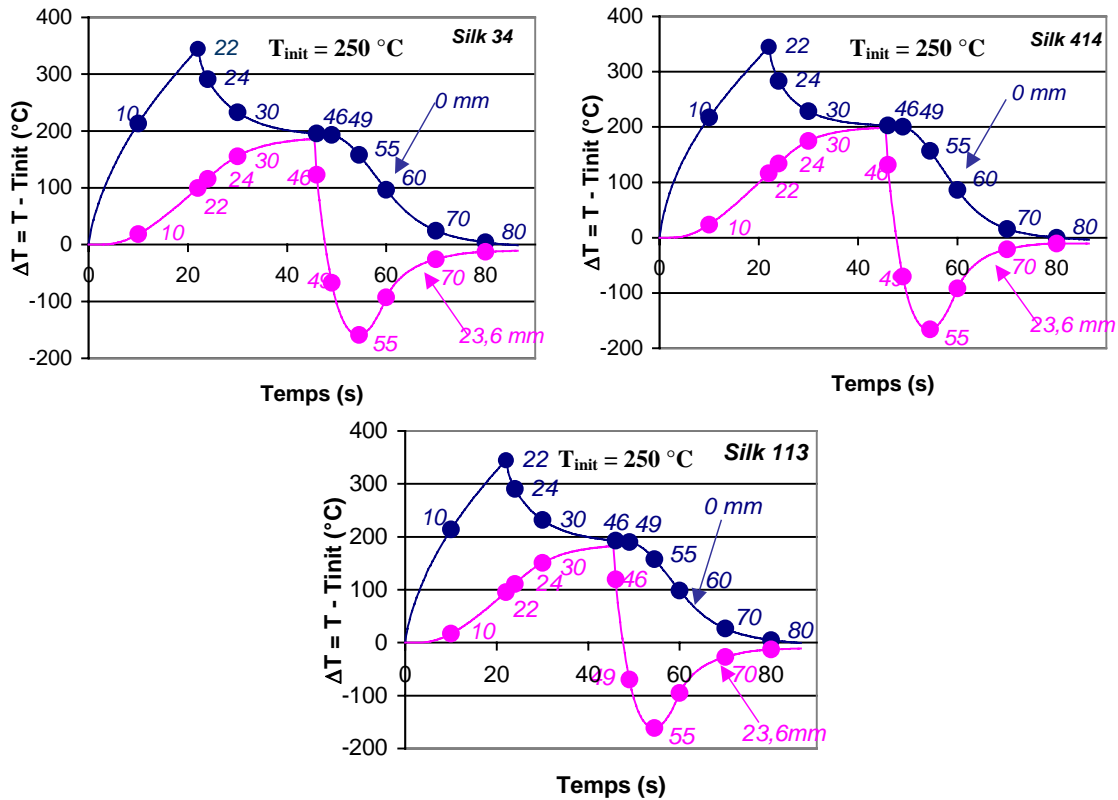


**Figure 4.16.** Les variations des flux thermiques appliqués dans la simulation thermomécanique des essais de fatigue thermique pour les 3 rechargements étudiés

#### 4.1.2.1. Les évolutions des températures

Pour s'assurer du choix des valeurs des flux thermiques, la Figure 4.17 présente les variations des températures avec le temps pour les deux positions extrêmes, surface interne et surface externe. La température maximale sur la face interne reste la même pour tous les cas étudiés. Les évolutions sont pratiquement similaires pour tous les cas étudiés. Après le chauffage, qui fait augmenter la température sur les deux surfaces, nous retrouvons la tendance d'homogénéisation de température dans l'épaisseur. Pour tous les matériaux, cette température est d'environ 200 °C.

Pendant le refroidissement, nous pouvons voir que la température descend très vite sur la surface externe. Après l'arrêt de refroidissement, sur les deux surfaces, les températures évoluent différemment, avec une tendance à l'homogénéisation.



**Figure 4.17.** Evolution de température avec le temps sur la surface interne et externe pour les 3 rechargements étudiés

Pour faciliter l'analyse ultérieure des instants stratégiques ont été choisis et indiqués dans la Figure 4.17 qui correspondent au début et à la fin de chauffage, début et fin de refroidissement et quelques points intermédiaires.

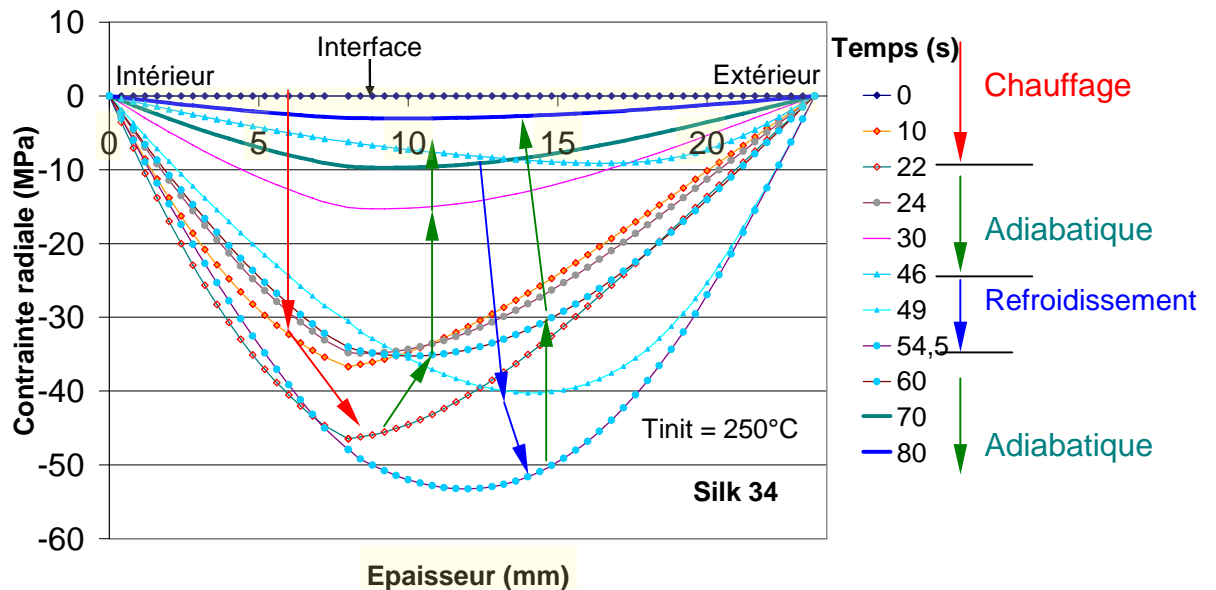
4.1.2.2. Les évolutions des contraintes radiales  $\sigma_{rr}$

Le problème thermomécanique du cas bi matériaux pour une géométrie cylindrique est présenté dans le chapitre 3.2.2. La solution de ce problème, donnée aussi dans le chapitre mentionné, servira à tracer les évolutions des contraintes suivant deux directions : radiale et ortho radiale.

Les calculs des contraintes thermiques dans une coquille bi-matériaux sont fortement influencés par les contraintes initiales dues à la température initiale. En effet le bi-matériaux a été fabriqué, sans contraintes, dans certaines conditions (par exemple relâchement des contraintes résiduelles de fabrication à une température élevée). A une température différente le bi-matériaux se retrouve sous contrainte du fait de la différence de coefficient de dilatation des deux composants. Pour pouvoir comparer les évolutions de contraintes thermiques en cours de cyclage thermique, nous avons délibérément choisi de partir d'une température initiale ( $T_{init} = 0$ ) qui annule ces contraintes.

Puisqu'il faudrait prendre en compte ces contraintes initiales dans l'analyse finale, il suffira d'appliquer la règle d'additivité des contraintes et d'ajouter à nos résultats, ceux des contraintes initiales et celles de possibles contraintes résiduelles. Ces contraintes résiduelles ont été déterminées par diffraction des rayons X et les résultats sont indiqués dans §2.2.1.4.

Les évolutions des contraintes radiales sont, similaires pour tous les cas analysés (voir Figure 4.18). Le chauffage et le refroidissement font augmenter les contraintes dans le domaine de compression et les périodes adiabatiques contribuent à leur diminution.

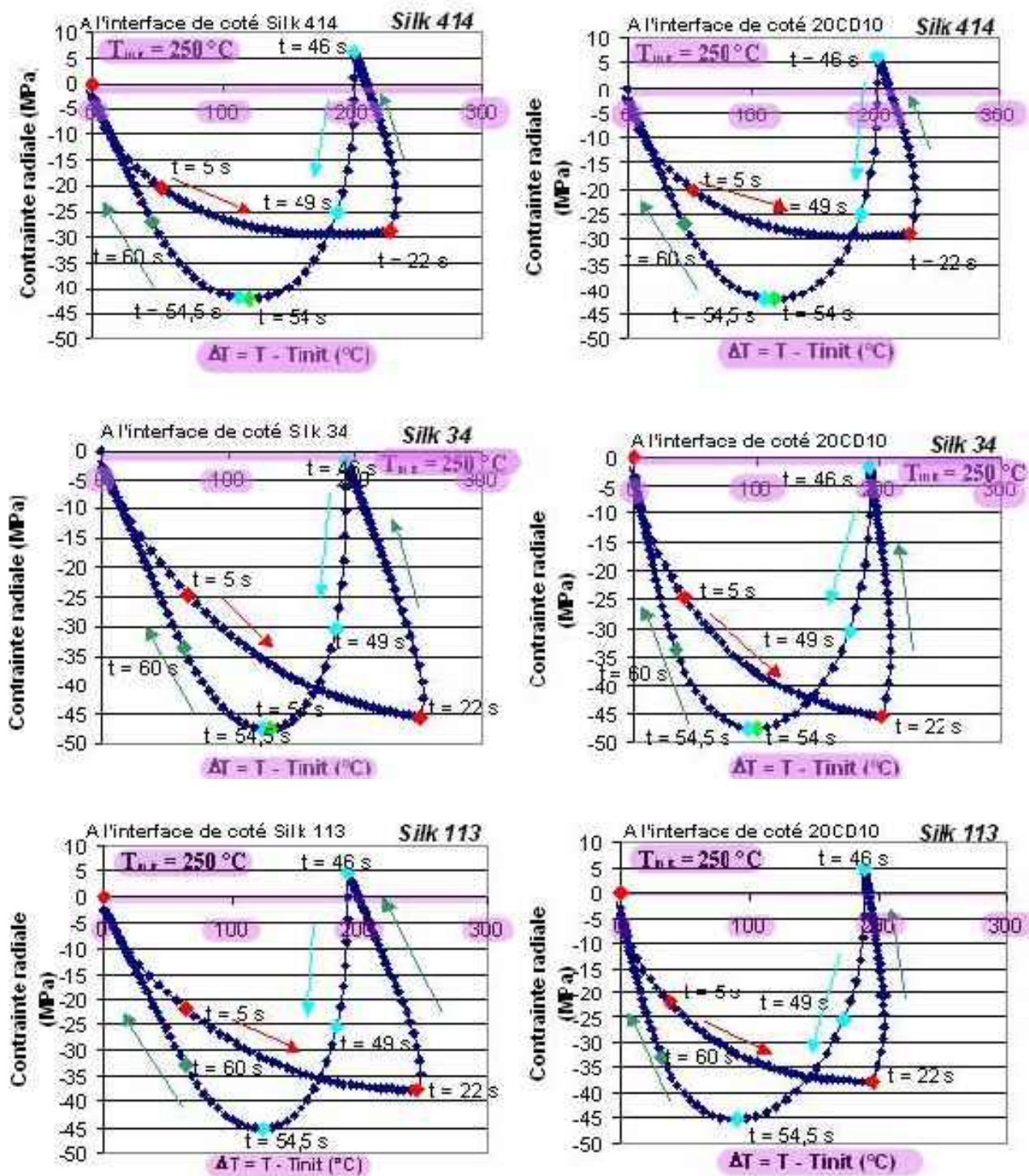


**Figure 4.18.** Evolution des contraintes radiales avec l'épaisseur pour les différents instants stratégiques

Comme l'interface pourrait être source de délamination, nous avons étudié le cycle de la contrainte  $\sigma_{rr}$  pour tous les cas étudiés. Les cycles en questions sont très ressemblants et les ordres de grandeurs sont proches. Typiquement les contraintes en traction peuvent être trouvées à mi chaud ( $\sim 200^\circ\text{C}$ ) et de quelques MPa seulement. Les contraintes en compression les plus fortes sont retrouvées à chaud (22 s,  $250+250^\circ\text{C}$  et 54.5 s,  $250+120^\circ\text{C}$ ). Les valeurs restent faibles, autour de 35-50 MPa.

Nous pouvons comparer ces contraintes induites par les gradients de température aux contraintes résiduelles mesurées par diffraction des rayons X (cf. §2.2.1.4). Celles-ci sont de l'ordre de  $-300$  MPa au niveau de l'interface. Même après correction due à la déformation de la coquille lors de sa découpe on peut estimer que ces contraintes de fabrication sont et restent largement dominantes devant celles produites par effet thermique. Il n'y a donc aucun risque de délamination dans ces trois cas.





**Figure 4.19.** Evolution des contraintes radiales avec la température

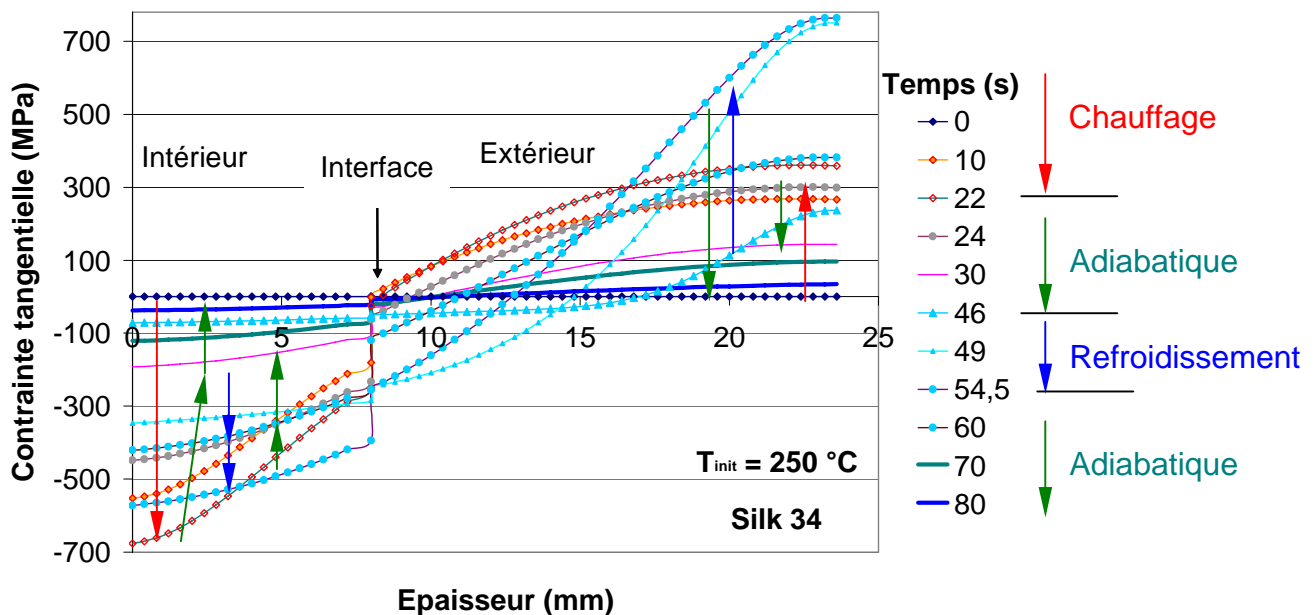
Nous constatons que le maximum de contrainte n'est pas atteint pendant l'échauffement mais pendant le refroidissement.

Le meilleur comportement est retrouvé dans l'ordre pour le Silk 414, Silk113 et Silk 34.

#### 4.1.2.3. Les évolutions des contraintes ortho-radiales ( $\sigma_{\theta\theta}$ )

Les évolutions des contraintes ortho-radiales ont été analysées aussi en fonction de l'épaisseur (Figure 4.20) à différents instants stratégiques du cycle thermique. Pendant le chauffage, la contrainte augmente (en valeur absolue). Pendant la première période adiabatique les contraintes ortho-radiales baissent. Le refroidissement fait augmenter les contraintes dans le même sens que le chauffage. Cependant elles sont plus élevées sur la paroi externe (refroidissement) et légèrement plus faibles sur la face interne. A la fin, pendant la deuxième période adiabatique, la contrainte et la température continuent de diminuer.

L'interface est le siège d'une forte discontinuité de contrainte, de même que de température. Cette discontinuité de contraintes peut atteindre 400 MPa.



**Figure 4.20.** Exemple d'évolution des contraintes tangentielle  $\sigma_{\theta\theta}$  avec l'épaisseur à différents instants, pour le Silk 34

**En fonction de la position dans l'épaisseur, le domaine d'évolution pour la contrainte  $\sigma_{\theta\theta}$  diffère. Nous avons analysé les évolutions dans quatre points différents (voir**

Figure 4.21 et Figure 4.22): la surface interne, la surface externe, l'interface de côté matériau de rechargement et du côté matériau de base.

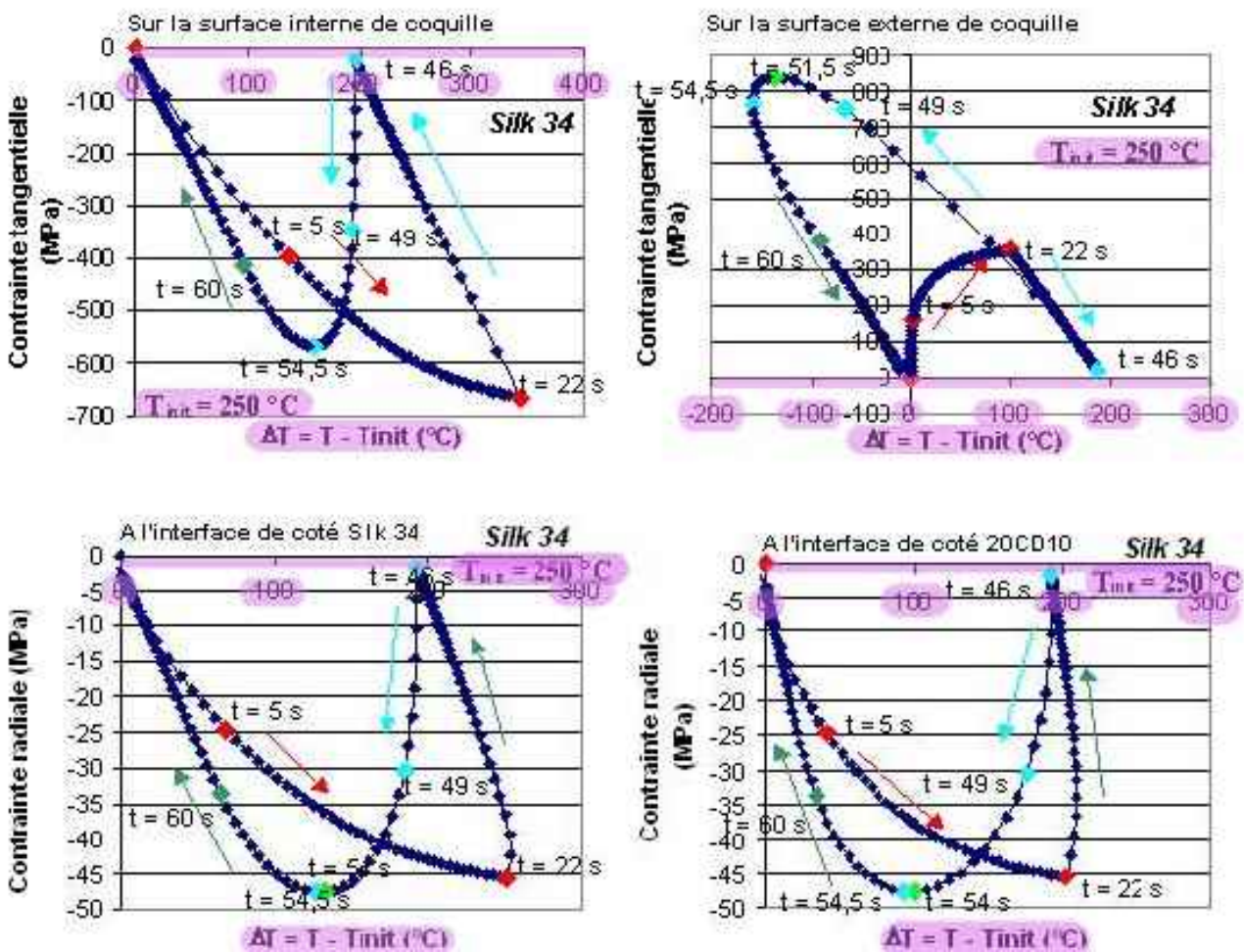
#### **Sur la surface interne,**

Figure 4.21, la contrainte tangentielle évolue dans le domaine de compression alors que pour la surface externe le domaine est celui de traction. L'histoire thermomécanique de la face interne ressemble à un double pic, l'un à chaud ( $T_{init} + 350$  °C environ) et l'autre plus froid

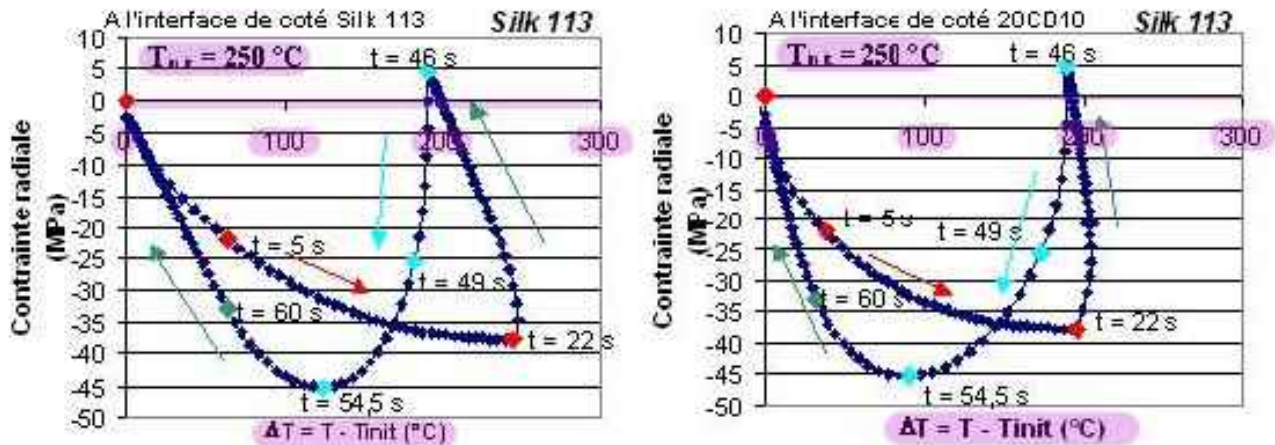
( $T_{init} + 150\text{ °C}$  environ). Les contraintes atteintes sont légèrement plus faibles pour le second pic (sauf pour Silk 34). Les valeurs atteintes aux pics dépendent du couple de matériaux. Dans l'ordre de contrainte (valeur absolue) croissante, on trouve Silk 414, Silk 113 et Silk 34. Mais cette différence n'est pas très élevée puisqu'elle reste dans la fourchette de 500 à 700 MPa ces contraintes peuvent être comparées à celles résiduelles évaluées par DRX. Elles sont supérieures. Si en plus on considère une loi d'additivité (en approximation élastique) on se rend compte que les contraintes peuvent être très élevées.

L'histoire thermomécanique de la face externe est très différente : le chauffage n'induit qu'un très faible pic en traction (environ 300-350 MPa, à  $T_{init} + 100\text{ °C}$ ), alors que le refroidissement génère un pic très élevé vers 800-900 MPa (à  $T_{init} - 150\text{ °C}$  environ). Ces valeurs très élevées sont proches de la limite élastique à froid du 20CD10. Elles sont également élevées par rapport aux contraintes  $\sigma_{\theta\theta}$  résiduelles déterminées par DRX (entre -200 et -400 MPa)

Par conséquent le cyclage thermique est prépondérant sur les contraintes résiduelles  $\sigma_{\theta\theta}$ .







**Figure 4.21.** Evolution des contraintes tangentielle  $\sigma_{\theta\theta}$  avec la température

Les périodes de maintien (adiabatique) contribuent systématiquement à faire chuter les contraintes vers 0.

#### **Au niveau de l'interface (**

Figure 4.21), du côté du matériau de rechargement comme du côté du matériau de base, l'évolution se déroule dans le domaine de compression avec quelques exceptions de très faible amplitudes : elle démarre en traction du côté matériau de rechargement et aussi du côté 20CD10. L'évolution dans ce domaine est très courte pour le matériau de rechargement par rapport au matériau de base.

Le chauffage est responsable d'un premier pic de contrainte à chaud (environ  $T_{init} + 200$  à  $250$  °C). Ce pic est modeste du côté du matériau de rechargement puisqu'il ne dépasse pas  $250$  MPa (pour silk 34) et quasi insignifiant du côté du matériau de base ( $150$  MPa pour Silk 414). Le refroidissement, par contre, génère un pic plus important ( $300$  à  $350$  MPa) des deux côtés de l'interface. Suivant les cas, c'est le matériau de base ou le matériau de rechargement qui subit le plus de contraintes, mais la différence reste toujours faible. La température est de l'ordre de  $T_{init} + 100$  à  $150$  °C.

La comparaison entre les couples a montré que l'utilisation du Silk 414 est préférable en ce qui concerne la résistance à la fissuration sur la face interne. Nos résultats en terme de contraintes et température sur la face interne donnent des contraintes les plus faibles pour le Silk 414 et la même température (puisque celle-ci est imposée par le test). Cette contrainte est de  $100$  MPa plus faible que pour Silk 113 (2eme dans le classement en FT) et  $150$  MPa que pour Silk 34 (3eme dans le classement FT). La moindre sollicitation du Silk 414 est attribuée à la RTC très faible par rapport aux autres (alors que les autres propriétés utilisées dans le calcul sont très proches).

Le fait qu'un gain en durée de vie est attribuable à la résistance thermique de l'interface est important. En effet cela signifie que la fabrication du bi-matériaux a des conséquences très importantes sur la tenue de l'outillage. Aussi les conditions opératoires doivent être aussi précises que possibles, pour éviter toute dérive. Cela signifie aussi qu'il doit être possible de mesurer la résistance thermique à l'interface.

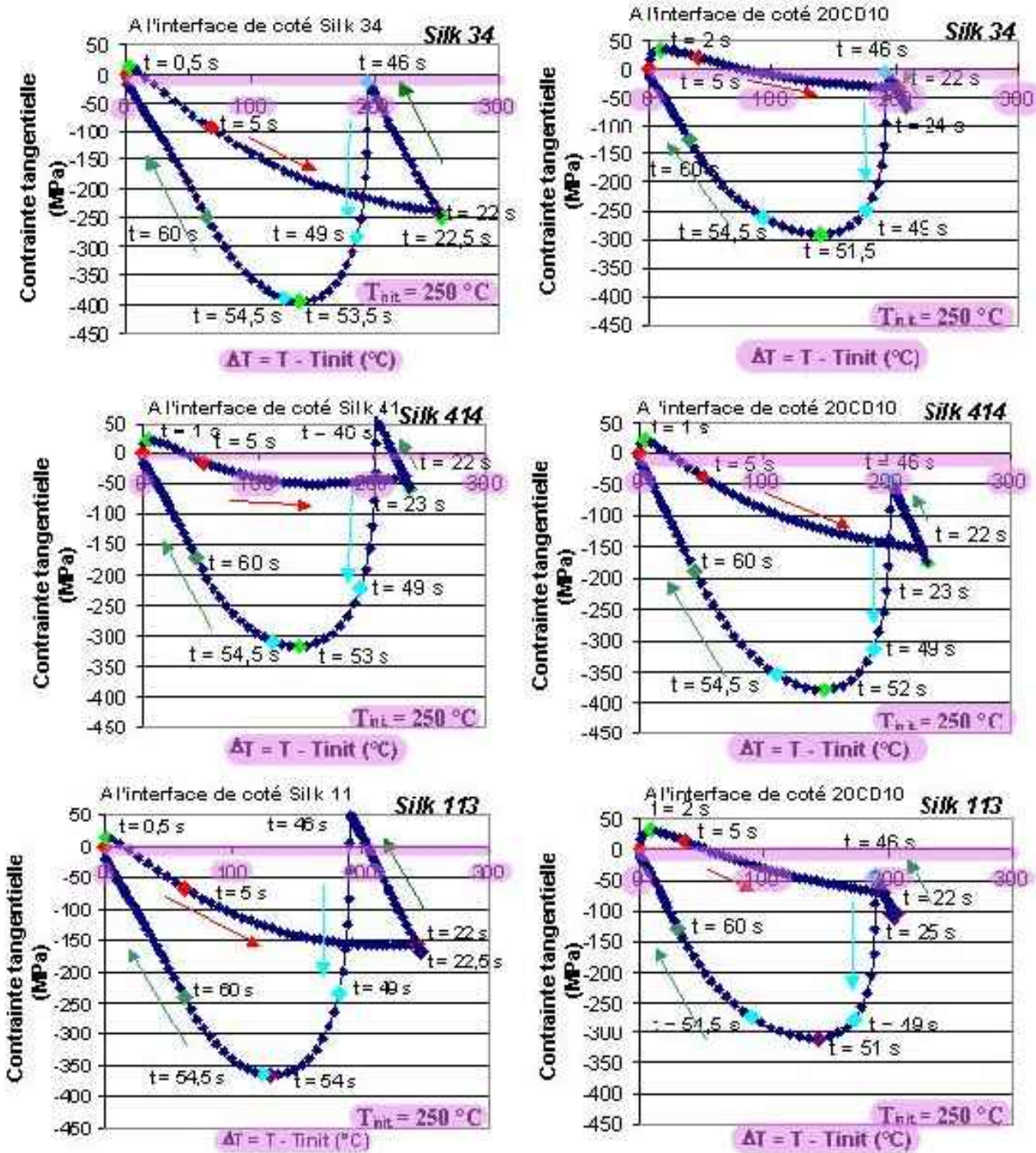


Figure 4.22. Evolution des contraintes tangentielle  $\sigma_{\theta\theta}$  avec la température de part et d'autre des interfaces rechargement / substrat

L'interface est faiblement sollicitée et en particulier les contraintes radiales sont compressives ; Par conséquent il y a très peu de risque de voir l'interface se délaminer.

En conséquence nous attribuons les bons résultats des coquilles bi-matériaux à la résistance à la fatigue thermique (comparé à un mono-matériau [20]) aux bonnes propriétés des matériaux de rechargement utilisés avant tout. Ce n'est en effet pas la combinaison des matériaux qui diminue leur sollicitation.

Néanmoins la valeur probable des contraintes résiduelles (-200 à -300 MPa près de la surface travaillante) est petite devant celles attendues lors de l'essai de fatigue thermique. Comme ces contraintes s'ajouteraient à celles-ci, il est très fort probable qu'une déformation plastique ait lieu pendant les chocs thermiques.

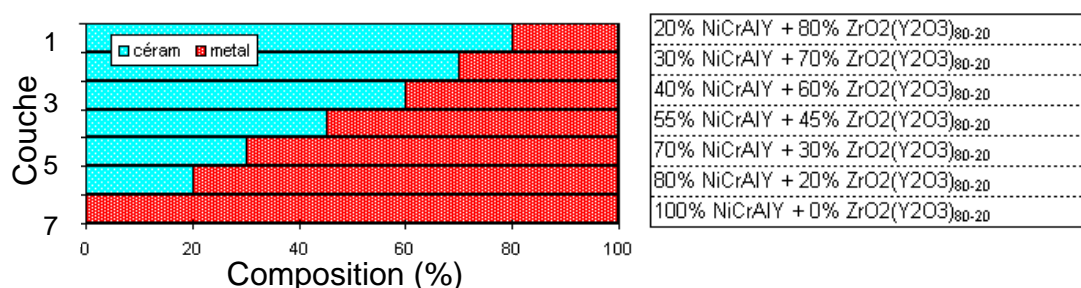
## 4.2. Le calcul thermomécanique pour le cas d'une coquille céramique

### 4.2.1. Le cas d'étude ZrO<sub>2</sub>/NiCrAlY

Une céramique ZrO<sub>2</sub>-NiCrAlY comme revêtement sur la surface interne d'une coquille en acier 20CD10 a été testée pendant des essais de coulée expérimentale [184]. L'objectif de l'étude était de réaliser le maximum de tuyaux jusqu'à détérioration de la céramique et de mesurer la température pendant les essais. Le taux d'inoculation a été modifié pendant les expériences.

Ce dépôt a été réalisé par dépôt plasma (procédé présenté dans #1.2.2 et l'annexe) en sept couches en variant la composition des éléments (ZrO<sub>2</sub> et NiCrAlY). L'arrangement des couches avec leur proportion en ZrO<sub>2</sub> et NiCrAlY est présenté dans la Table 4.1.

**Table 4.1.** La disposition et la composition des couches [184]



Le super alliage NiCrAlY sert à l'accrochage mécanique au substrat, ici l'acier 20CD10. Il favorise aussi la tenue mécanique de l'ensemble du revêtement, la zircone étant trop fragile pour assurer cette fonction. Cet empilage de composition est destiné en principe à favoriser l'accompagnement en dilatation tout en préservant en surface une composition



proche de la céramique pure  $ZrO_2(Y_2O_3 \text{ à } 20\%)$ . Ce type de dépôt est appelé aussi CERMET (céramique métallique) et peut être classé comme un FGM .

Le choix du matériau de dépôt et du procédé a été influencé par :

- ses propriétés thermiques (barrière thermique) [6, 39]
- le coefficient de dilatation thermique est proche de celui du substrat [6] limitant ainsi le mismatch à l'interface.
- il n'y a pas d'interface visible entre les couches [185]
- la diffusivité de l'oxygène est la plus faible parmi les autres céramiques [3]
- la variation de concentration donne des propriétés mécaniques supérieures à celle d'un duplex [186]

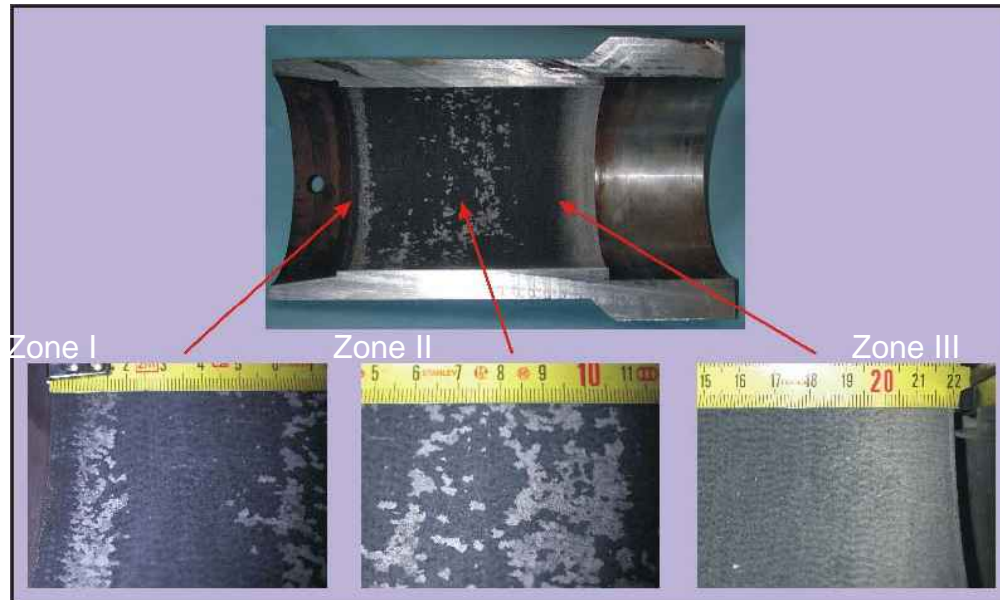
L'aspect de la coquille en surface et son évolution au cours des essais est illustrée dans la Figure 4.23. Dix viroles ont pu être réalisées, la céramique commençant à se dégrader après la 7ème coulée, mais seulement près de l'entrée de la louche. Après la 8ème coulée, le dépôt de la zone endommagée est complètement enlevé, et la surface commence à se dégrader plus à l'intérieur de la coquille. Après la 9ème coulée, la surface est fortement écaillée et la dernière coulée met la coquille hors service pour cause d'accrochage de la virole.



**Figure 4.23.** L'aspect de la surface après quelques coulées : initial et après 2, 7, 8,9 et 10 coulées [184]

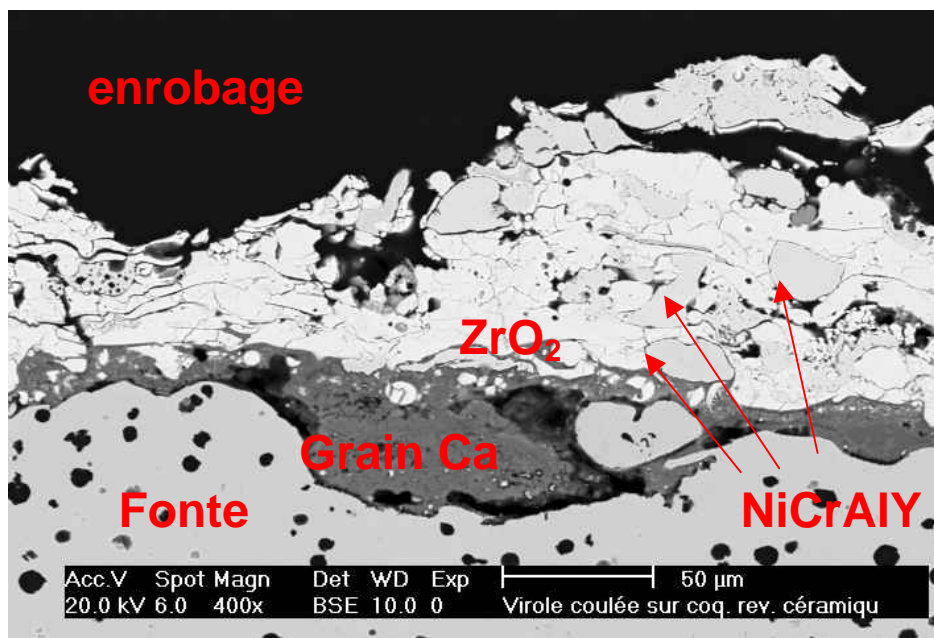
L'aspect final de la coquille en surface est montré dans la Figure 4.24 (en coupe). Trois zones apparaissent qui ont une qualité de surface différente. Une première zone située à l'entrée de la louche, fortement abîmée avec un écaillage prononcé. Une deuxième zone,

qui se trouve au milieu de la coquille et qui est moins abîmée. Enfin une troisième zone au bout de la coquille ne présente aucun écaillage. On retrouve ces trois catégories dans la classification des dégradations thermomécaniques des matériaux réfractaires, réalisée par Poirier [187].



**Figure 4.24.** L'état final de la surface revêtue  $ZrO_2/NiCrAlY$  après 10 coulées [184]

Pour apporter une explication, l'attention a été portée sur une analyse microstructurale de la céramique à Saint-Gobain PAM. Pour se faire, la coquille a été découpée et la couche de céramique analysée.



**Figure 4.25.** Photo MEB en électrons- rétrodiffusés sur coupe micro. Aspect des fragments de céramique en surface de virole [184]



L'analyse d'un fragment de céramique accroché sur le tuyau (Figure 4.25) montre l'accrochement via un grain de calcium, et aussi la présence de calcium et de magnésium au long de l'interface fonte – dépôt. La présence de silicium à l'interface prouve l'existence des silicates de calcium ou de magnésium, comme dans l'industrie verrière [188] Il y a donc réaction chimique entre la fonte et le revêtement.

Une zone écaillée de la céramique illustre très clairement une fissuration importante dans l'épaisseur (Figure 4.26). Ceci est sans doute le résultat des fortes contraintes en traction qui règnent à chaque cycle. Cette affirmation sera prouvée en utilisant un calcul thermomécanique pour le cas multi matériau par la suite.

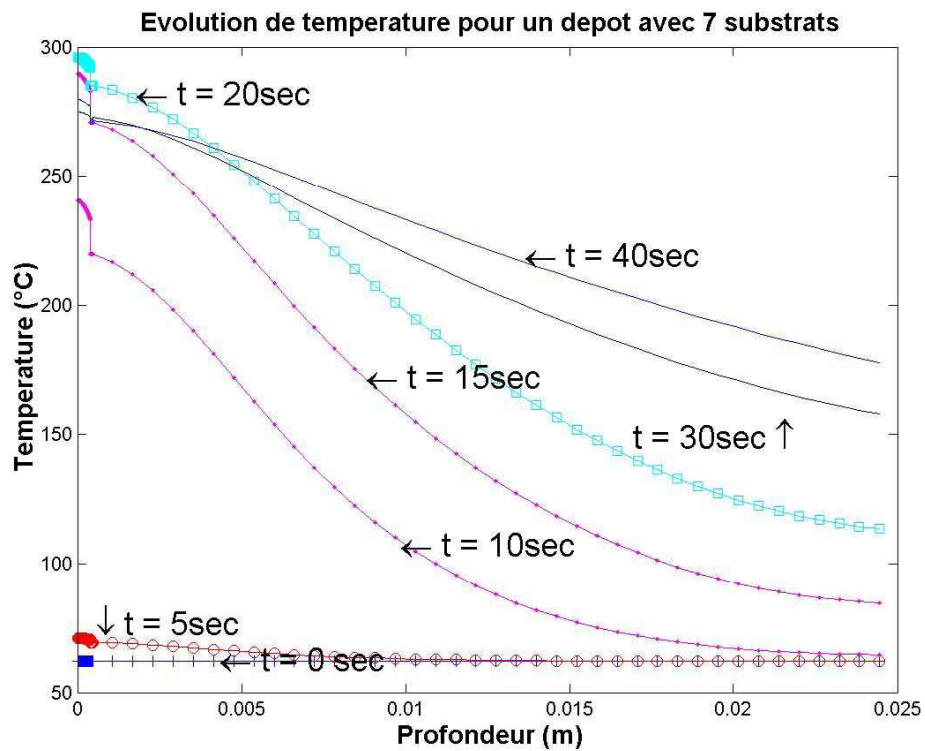


**Figure 4.26.** Illustration de la fissuration dans l'épaisseur de la céramique [184]

Pour les calculs thermomécaniques nous avons utilisé la variation de flux de chaleur pendant les 40 premières secondes identifiée par méthode inverse à partir des enregistrements de températures et représenté dans la Figure 3.8. Nous avons considéré les résistances thermiques de contact nulles entre les couches de dépôt, entre le dépôt et le matériau de base une RTC de  $1.5 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2\text{K/W}$  a été considérée. Les résultats thermiques et mécaniques obtenus sont présentés dans les Figure 4.27, 4.28, 4.29, 4.30, 4.31, 4.32.

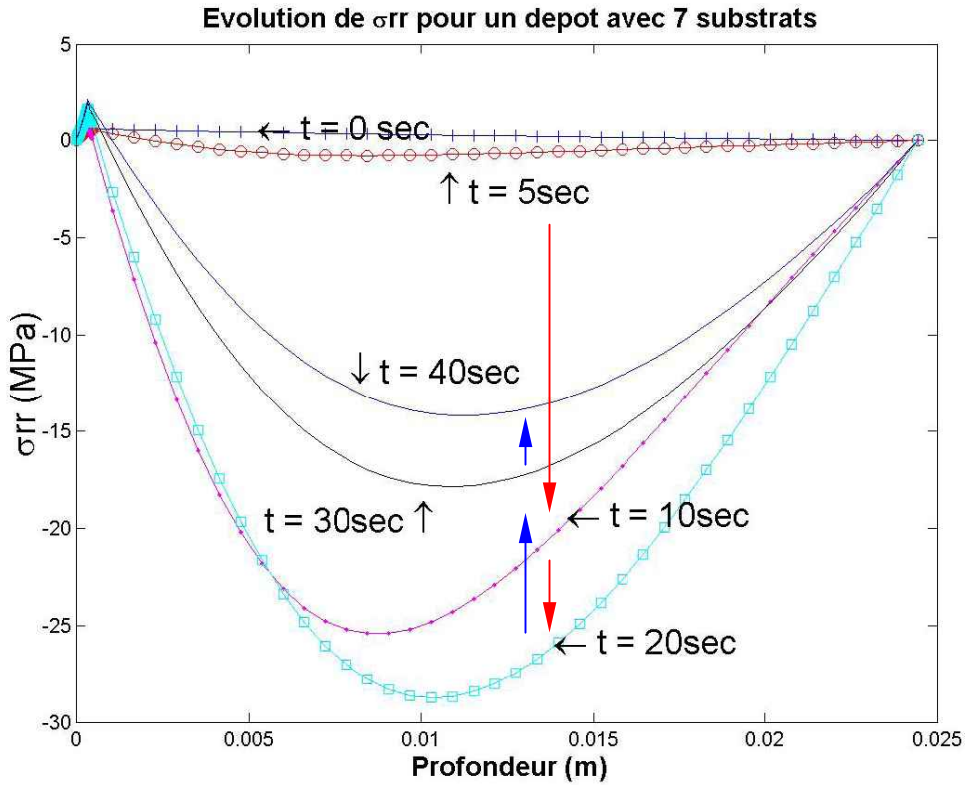
L'évolution des températures dans l'épaisseur de l'ensemble et pour différents instants est présentée dans la Figure 4.27. Le maximum de température sur la surface interne est obtenu à 20 secondes. Après cet instant la température commence à s'uniformiser dans l'épaisseur en diminuant de la surface interne et dans le dépôt et en augmentant dans le "matériau de base".

Dans le dépôt, le profil des températures n'est plus par paliers mais diminue continûment dans l'épaisseur. Cela est dû à l'absence de résistance thermique de contact.



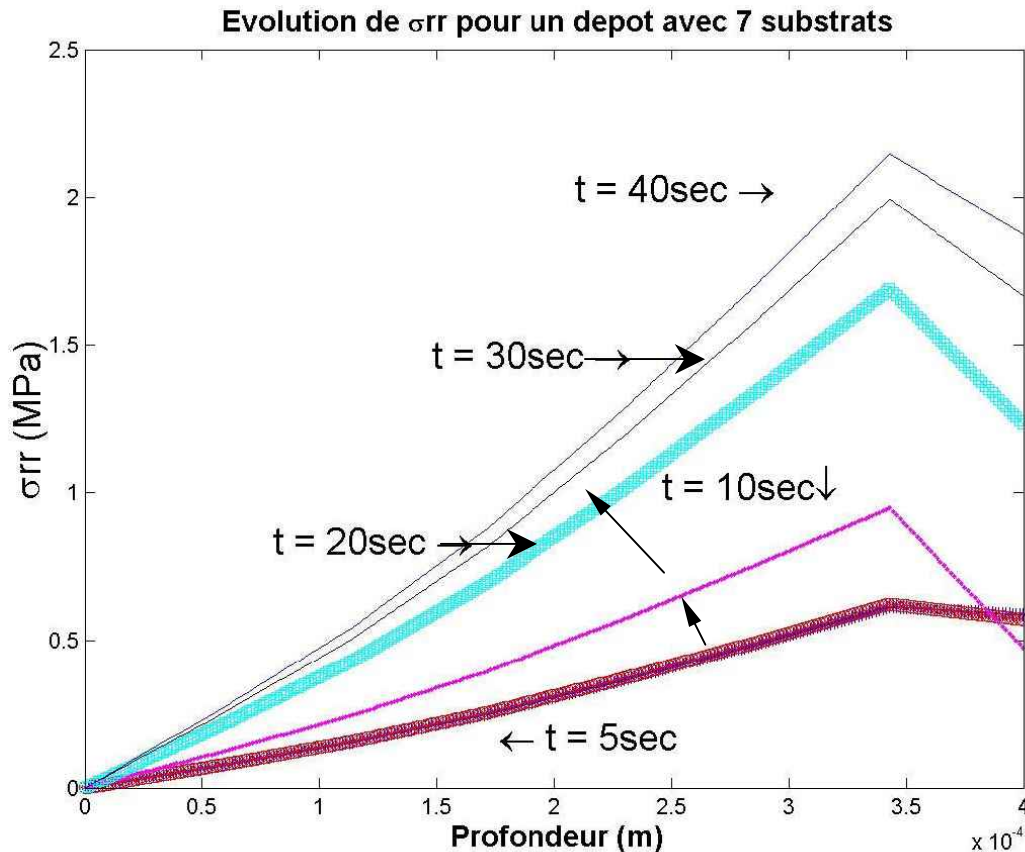
**Figure 4.27.** L'évolution de la température dans le moule pour le flux Figure 3.8

L'effet de la sollicitation thermique sur l'évolution des contraintes mécaniques est évalué suivant les deux directions : radiale et ortho-radiale. Dans les Figure 4.28 et 4.29, nous présentons les variations de la contrainte radiale dans le dépôt et dans le matériau de base pour différents instants.



**Figure 4.28.** La contrainte radiale dans le "matériau de base", contrainte initiale ou résiduelle de fabrication mise à zéro

Pour le "matériau de base" l'évolution se déroule dans le domaine de compression pendant le chauffage. Lorsque la température sur la surface interne de l'ensemble commence à diminuer (20 secondes), les contraintes radiales sont à leur niveau maximal, en compression.

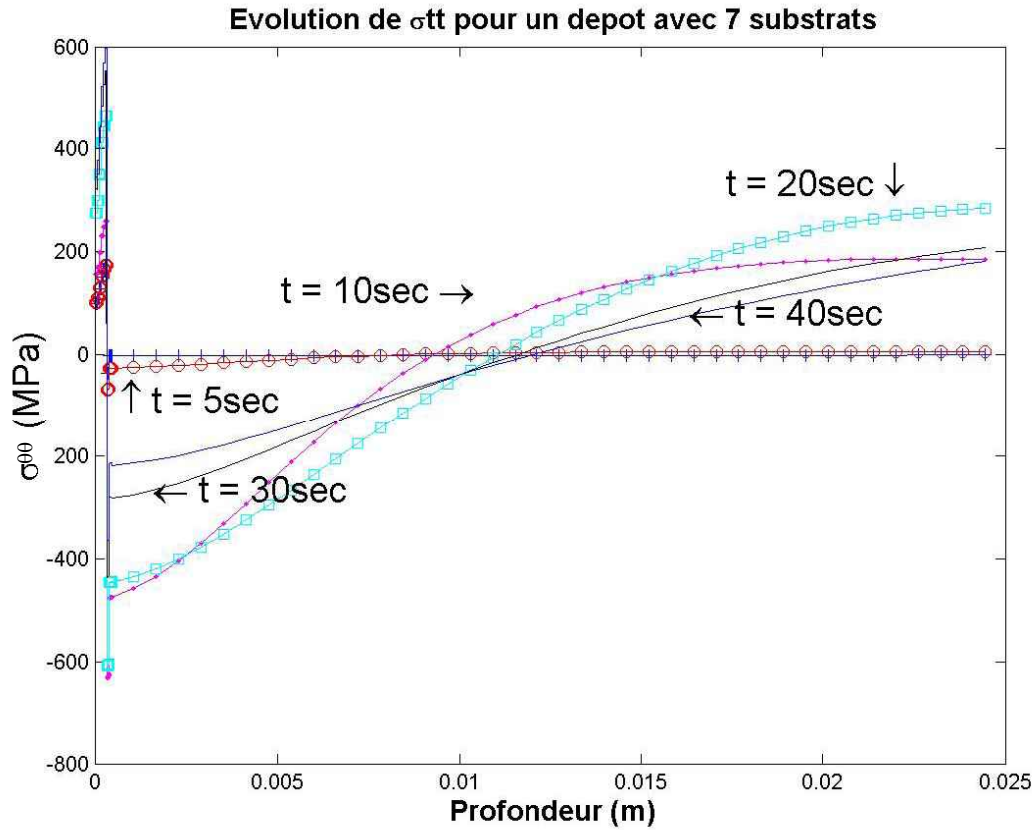


**Figure 4.29.** La contrainte radiale dans le dépôt

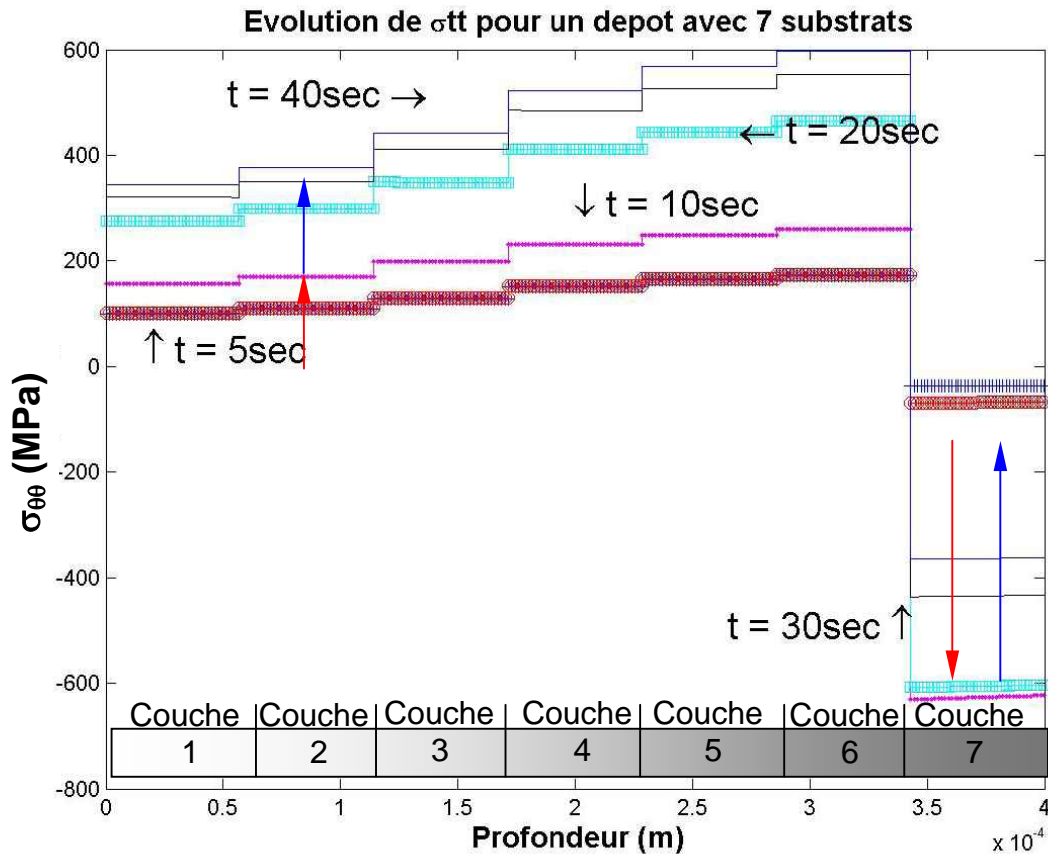
Pour le dépôt l'évolution se déroule en totalité en traction avec une valeur maximale à l'interface entre la couche numéro 6 et 7 (quelques MPa). La valeur de ces contraintes reste cependant très modeste. Ceci est dû aux différences entre les coefficients de dilatation des couches. L'évolution est ascendante (dans le domaine de traction) pour les 6 premières couches du dépôt, chaque une des couches ayant un coefficient de dilatation supérieur à celle qui la précède. Pour la 7<sup>ème</sup> couche cette influence est inversée même si elle a le coefficient de dilatation plus grand par rapport aux autres couches et même par rapport à celui du substrat. Ici intervient la massivité du substrat qui va contrôler la dilatation, suivant la direction radiale, de cette couche. Cette influence nous allons la retrouver dans l'évolution de la contrainte tangentielle Figure 4.31. Les contraintes radiales restent en traction et continuent d'augmenter même après l'interruption de la sollicitation thermique (à 20 secondes). Cela signifie que l'existence de gradient thermique inverse l'effet de gradient de coefficient de dilatation.

L'évolution des contraintes ortho-radiales est présentée sur la Figure 4.31 pour l'ensemble dépôt – "matériau de base" à différents instants, et sur la Figure 4.32 pour le dépôt pour les

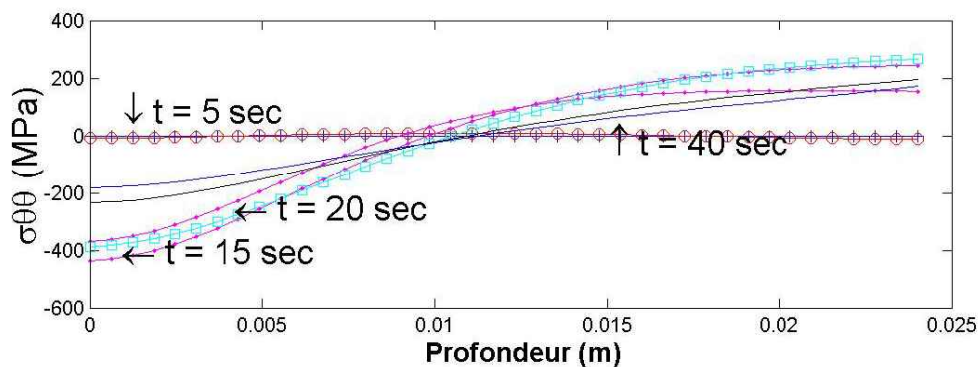
mêmes instants. Dans le "matériau de base" cette évolution est identique à celle d'un mono-matériau : un passage en compression (surface interne) et traction (surface externe). L'instant pour lequel la contrainte  $\sigma_{\theta\theta}$  est maximale correspond au moment où la température sur la surface interne de l'ensemble commence à diminuer (20 secondes).



**Figure 4.30.** La contrainte ortho-radiale dans le moule



**Figure 4.31. La contrainte ortho-radiale dans le dépôt**  
Profondeur (m)



**Figure 4.32. L'évolution de la température et de contrainte ortho-radiale coquille mono-matériau en acier**

Cependant, une comparaison avec la sollicitation du même acier et pour une densité de flux identique (Figure 4.32), nous montre que les contraintes sont plus élevées lorsque le dépôt est présent (~500MPa contre 420MPa). La céramique ne protège donc pas le substrat des contraintes thermiques mais le protège d'une trop forte augmentation de température en réduisant le flux. Dans le dépôt, la contrainte tangentielle reste en traction dans le domaine pour les six premières couches et elle est fortement en compression pour la septième



couche. La septième couche possède en effet un coefficient de dilatation plus grand que la couche qui la précède et le « matériau de base », associé avec un module d'élasticité plus grand aussi, sa dilatation est donc empêchée. Par conséquent des contraintes de compression apparaissent. Pour les six autres couches, le coefficient de dilatation et le module d'élasticité croît d'une couche à l'autre (en sens de numérotation croissant), donc elles se trouvent en dilatation forcée. En se dilatant chaque couche entraîne la précédente en traction avec des valeurs croissantes dans ce domaine.

Dans le temps, l'évolution dans le domaine de traction des six couches continue à croître même après que la température sur la surface interne de l'ensemble commence à diminuer (à 20 secondes) due au forte dilatation de la couche 7. Au contraire pour la septième couche le niveau maximal correspond au moment où la température de surface commence s'homogénéiser dans le dépôt (40 secondes).

En conclusion, on pourrait dire que les évolutions des contraintes nous permet de prévoir une résistance nulle en particulier, entre la 6eme et la 7eme couche (près du substrat) a toute infiltration du fait d'une contrainte  $\sigma_{rr}$  et  $\sigma_{\theta\theta}$  en traction même très légère.

Les valeurs plus élevées de la contrainte ortho-radiale dans le cas avec le dépôt, par rapport à celle obtenues dans le cas de l'acier nu, nous permet de dire que ce revêtement n'agit pas comme une barrière mécanique : elle ne protège pas le substrat des contraintes thermiques. Pire, la succession des propriétés thermomécaniques des couches fait que le substrat est lui-même soumis à des contraintes élevées (en compression).

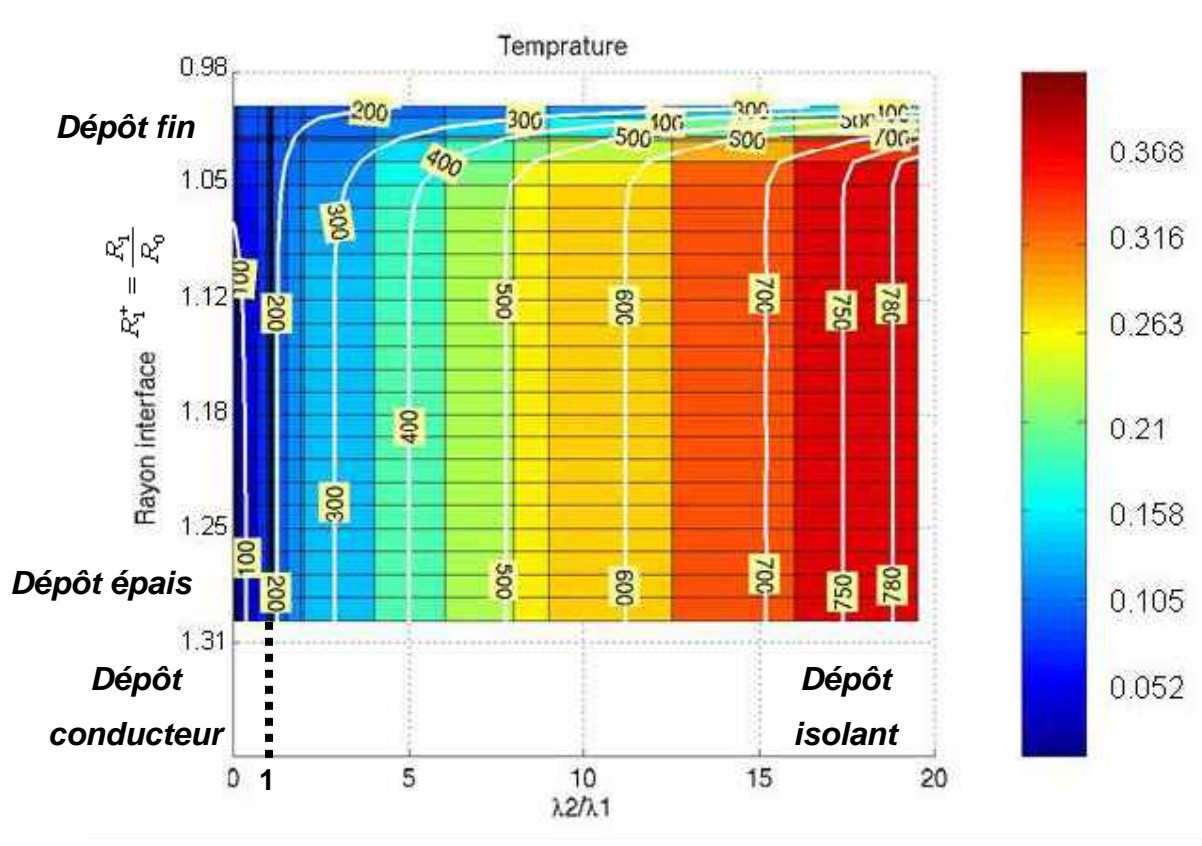
L'évolution en phase (traction à chaud) des contraintes au niveau du dépôt nous permet d'affirmer que ce type de dépôt n'est pas indiqué pour cette application : il tendra fatalement à se fissurer et de s'oxyder en fond de fissure.

### **4.3. Les résultats de l'adimensionalisation pour le cas bi-matériaux**

Les résultats obtenus proviennent d'un calcul présenté dans le chapitre 3.3.2. Nous avons considéré une sollicitation thermique appliquée pour une séquence de  $\tau^+ = 0.0089$ . La RTC a été considéré comme nulle (spécifique à une soudure idéale ou négligeable par rapport à la résistance du premier matériau). Premièrement nous allons présenter l'évolution thermique, plus précisément l'évolution de la température maximale adimensionné sur la surface interne (coté chauffage). Dans la Figure 4.33 est présenté cette variation en fonction

des deux paramètres suivant : le rapport des conductivités thermiques des deux matériaux

$(\lambda_2/\lambda_1)$  et le rayon de l'interface  $R_1^+ = \frac{R_1}{R_0}$  (autrement dit l'épaisseur du premier matériau).



**Figure 4.33.** L'évolution de la température maximale adimensionné sur la surface interne (coté chauffage) pour  $\tau^+ = 0.0089$

Nous pouvons dire que :

- ✓ Il existe une épaisseur critique ( $\sim 1.05$ ) à partir de laquelle l'influence de ce paramètre est pratiquement nulle, effet observable aussi dans la Figure 4.7.
- ✓ Pour des dépôts très conducteurs l'effet de l'épaisseur disparaît. C'est aussi ce que la Figure 4.7 nous confirme avec une RTC très faible. A la limite (RTC=0) la variation de température maximale avec la position de l'interface devient négligeable.
- ✓ Plus le rapport des deux conductivités est grande (qui correspond aux cas des revêtements céramiques) plus l'influence de l'épaisseur du premier matériau est grande. (la température maximale varie de  $\sim 0.21$  pour une épaisseur entre 1.0065 et 1.0394)
- ✓ Plus le rapport des conductivités est grand plus la température à la surface est grande, autrement dit plus le dépôt est isolant plus les températures sont élevées en surface.



Les balises en jaune dans la Figure 4.33 représentent les températures redimensionnées pour un substrat en 20CD10.

Pour les évolutions des contraintes, nous avons choisi de représenter l'instant qui suit l'interruption du flux thermique (0.0089 en temps adimensionné). Normalement à partir de cet instant la température en surface décroît et les valeurs obtenues pour les contraintes devrait être maximales. Cela ne se passe pas ainsi pour tous les cas analysés. En effet pour des valeurs élevées des rapports des conductivités (qui correspondent à des conductivités du premier matériau petites, voir le cas des céramiques) l'évacuation de la chaleur se fait moins vite et les  $\Delta T$  restent grandes. Du coup les contraintes continuent de monter.

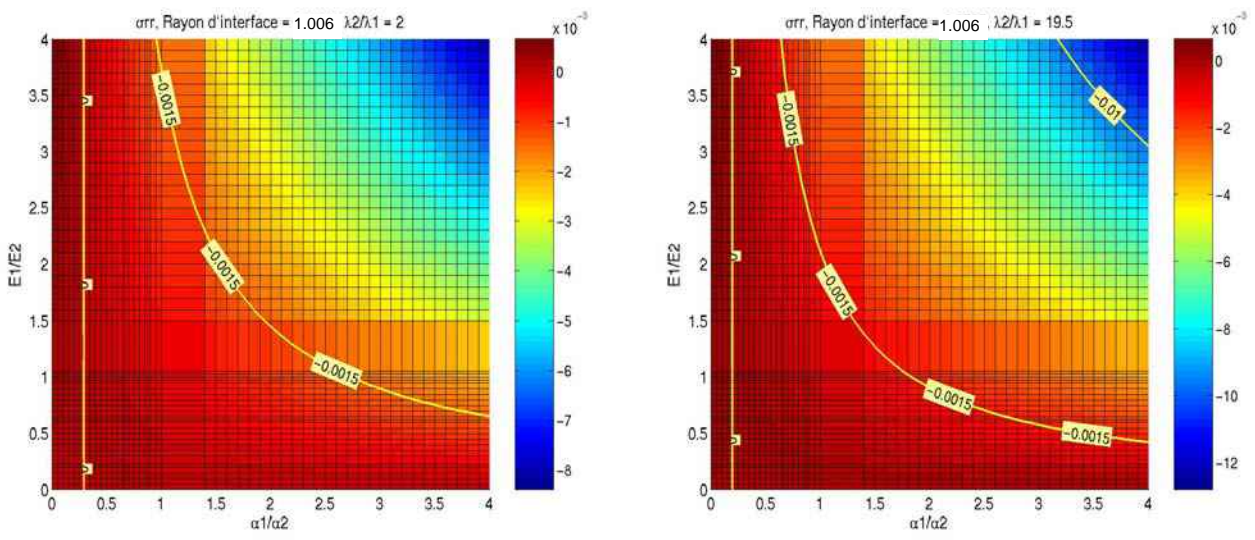


Figure 4.34. Variation de la contrainte radiale(en compression)

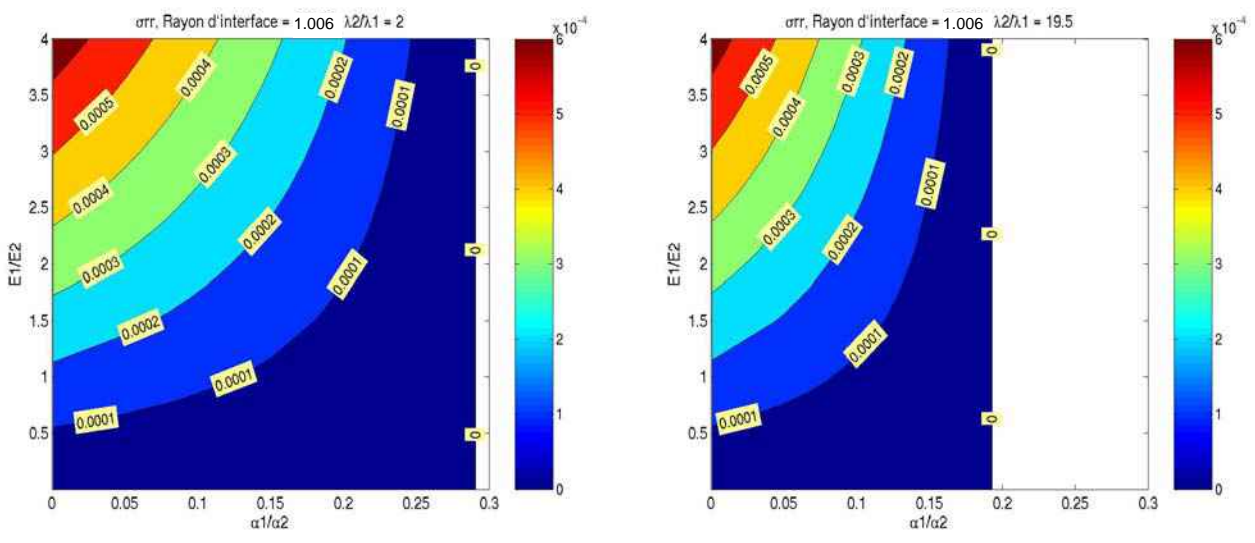
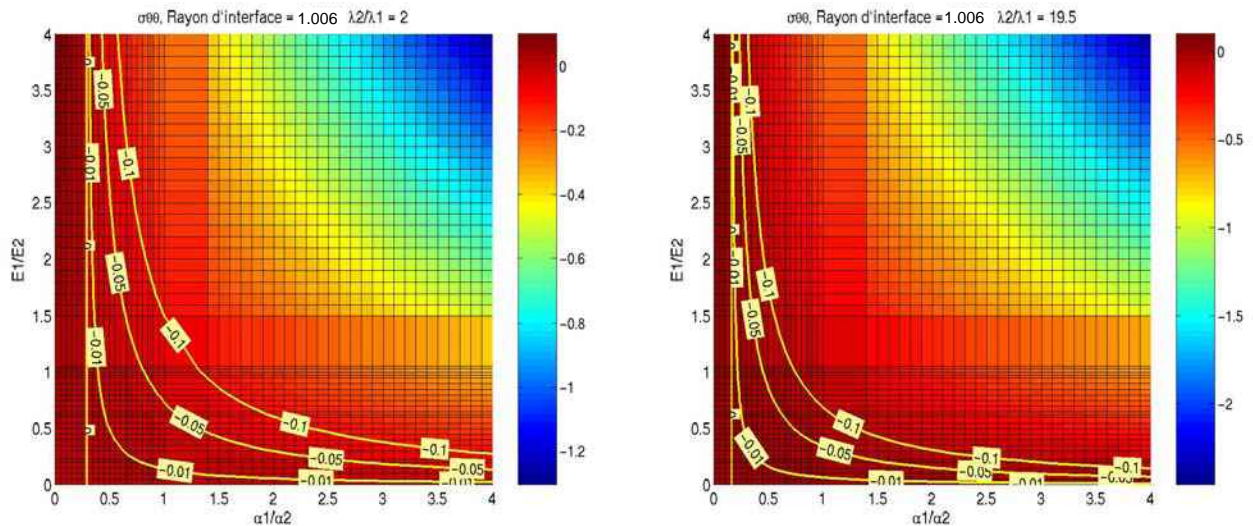
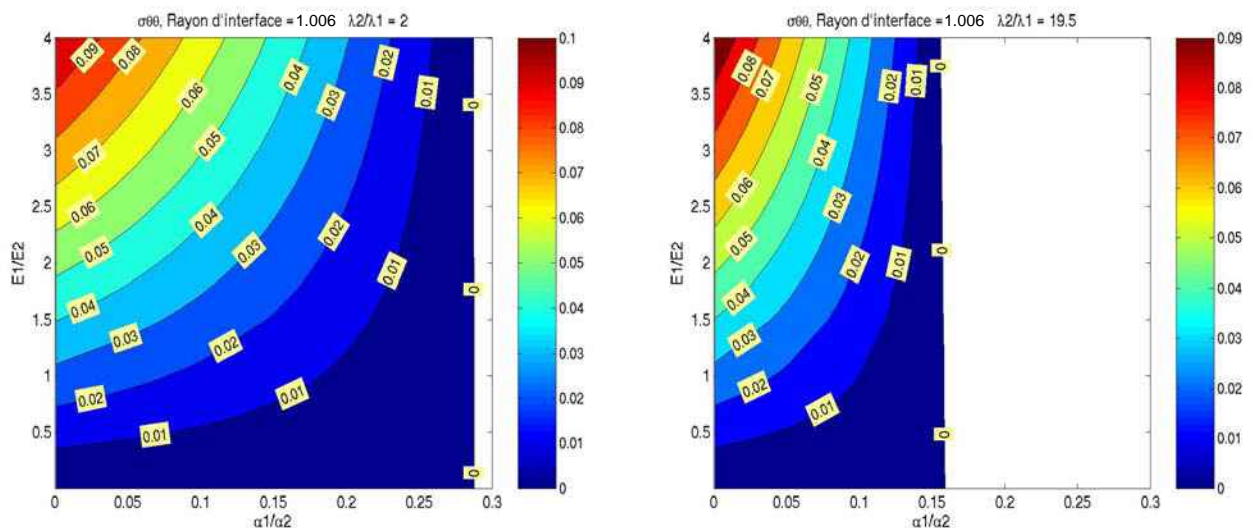


Figure 4.35. Variation de la contrainte radiale (en traction)



**Figure 4.36.** Variation de la contrainte tangentielle (en compression)



**Figure 4.37.** Variation de la contrainte tangentielle (en traction)

Dans cette analyse manque l'influence de plusieurs paramètres comme la résistance thermique de contact, l'effet du refroidissement et l'effet de l'oxydation. Cela nécessite plusieurs compilations pour différents cas d'études et la prise en compte, possible avec notre logiciel, de la croissance d'une couche d'oxyde.

Notre étude met en question l'utilisation des protections thermiques sachant qu'ils font monter la température en surface exposée aux sollicitations thermiques.

Pour les contraintes thermiques, l'analyse des équations (3.126) à (3.131) nous a montré que le niveau des contraintes dans l'assemblage dépend de 3 groupements de propriétés indépendants :

$$\lambda_2/\lambda_1; \alpha_1/\alpha_2 \text{ et } E_1/E_2$$

en considérant que  $\left(\frac{1-\nu_1}{1-\nu_2}\right)$  ou  $\left(\frac{1+\nu_1}{1+\nu_2}\right)$  est proche de 1 peu importe les matériaux.

Nous savons aussi qu'il dépend de la position de l'interface R+, (cf. fig. 4.9 pour l'assemblage acier / cuivre) à travers la valeur des rapports :  $F_3^+ / F_1^+$  ou  $F_2^+ / F_1^+$ . Nous avons donc choisi de focaliser notre analyse sur les propriétés  $\alpha$  et E des deux matériaux du couple. Nous reportons dans les figures 4.34 à 4.37 la dépendance des contraintes  $\sigma_{rr}$  et  $\sigma_{\theta\theta}$  en surface chaude au moment de l'interruption du flux vis-à-vis des deux paramètres :  $\alpha_1/\alpha_2$ ,  $E_1/E_2$ . Normalement ces contraintes sont les plus grandes observées en valeur absolue pendant le cycle thermique. Puisque nous savons que  $\lambda_2/\lambda_1$  peuvent avoir une influence, nous avons également tracé ces résultats pour deux rapports  $\lambda_2/\lambda_1 = 2$  et 19,5. L'interface a été placée à 1.0065.

Les lignes jaune balisé dans les Figures 4.34 à 4.37 donnent a titre indicatif la combinaison des rapports pour lesquelles la contrainte prend la valeur inscrite. Il s'est avéré que les évolutions des contraintes dans le domaine de traction sont obtenues pour des valeurs du rapport  $\alpha_1/\alpha_2 < 0,3$  et dans le domaine de compression sont obtenues pour des valeurs du rapport  $\alpha_1/\alpha_2 > 0.3$ .

C'est donc bien le rapport des coefficients de dilatation qui gère le signe des contraintes, plus encore que les grandeurs thermiques.

En fonction de la valeur du ratio  $E_1/E_2$ , l'intensité des contraintes est variable : plus le substrat est rigide ( $E_1$  élevé), plus les contraintes thermiques sont élevées (en valeur absolue). Entre  $\alpha_1/\alpha_2$  et  $E_1/E_2$  il existe une relation d'équivalence.

Dans le domaine  $\alpha_1/\alpha_2 > 0.3$  la relation prend une forme hyperbolique.

$$\frac{E_1}{E_2} = A \left( \frac{\alpha_1}{\alpha_2} - 0.3 \right)^a$$

A et a sont des constantes  $> 0$

Cela signifie que les deux couples de matériaux sont équivalents pour les contraintes radiales compressives à l'interface. Si  $\frac{E_1}{E_2} \left( \frac{\alpha_1}{\alpha_2} - 0.3 \right)^a = \frac{E'_1}{E'_2} \left( \frac{\alpha'_1}{\alpha'_2} - 0.3 \right)^a$

Donc pour un substrat donné ( $E_2, \alpha_2$ ) on pourra faire 2 revêtements donnant lieu au même niveau de contrainte si

$$E_1 (\alpha_1 - \alpha_2 0.3)^a = E'_1 (\alpha'_1 - \alpha_2 0.3)^a$$

$$\frac{E_1}{E'_1} = \left( \frac{\alpha_1 - \alpha_2 0.3}{\alpha'_1 - \alpha_2 0.3} \right)^a$$

Pour  $\alpha_1/\alpha_2 < 0.3$ , les relations d'équivalence ressemblent plus à des fonctions puissance.

$$\frac{E_1}{E_2} = B \left( \frac{\alpha_1}{\alpha_2} - 0.3 \right)^b$$

B et b sont des constantes  $> 0$

La notion d'équivalence de revêtements s'écrit de la même façon et nous pouvons dire aussi que on pourra utiliser le même revêtement  $(E_1, \alpha_1)$  avec deux substrats différents donnant lieu au même niveau de contrainte si

$$\frac{1}{E_2} \left( \frac{\alpha_1}{\alpha_2} - 0.3 \right)^a = \frac{1}{E'_2} \left( \frac{\alpha_1}{\alpha'_2} - 0.3 \right)^a$$

$$\frac{E'_2}{E_2} = \left( \frac{\alpha'_2}{\alpha_2} \right)^a \left( \frac{\alpha_1 - \alpha'_2 0.3}{\alpha_1 - \alpha_2 0.3} \right)^a$$

Pour les contraintes  $\sigma_{\theta\theta}$  on retrouve approximativement les mêmes tendances. Les valeurs de contraintes sont néanmoins largement supérieures (facteur 1000) par rapport à  $\sigma_{rr}$

En conclusion, les paramètres influant sur la température et les contraintes dans un assemblage de deux matériaux soumis à un choc thermique sont :

- la conductivité des deux matériaux – plus il y a des matériaux conducteurs plus la température sera basse ;
- le rapport des conductivités  $\lambda_2/\lambda_1$  possible tendre vers 0. Cela signifie que le revêtement est plus conducteur que le substrat ce qui aidera à l'évacuation de la chaleur et de maintenir une température faible en surface chauffée (voir le cas d'étude cuivre comme revêtement et acier comme substrat §4.1.1)
- la position de l'interface (dont de l'épaisseur du revêtement) influence la température en surface chauffée d'autant plus si le rapport  $\lambda_2/\lambda_1 > 1$  (le substrat est plus conducteur de chaleur que le revêtement). Il existe une épaisseur critique ( $R^*_1=1.05$ ) à partir de laquelle la température en surface ne varie plus.
- La position de l'interface est importante d'autant plus si la RTC est forte.
- La RTC a une influence importante d'autant plus que  $\alpha_1/\alpha_2$  est petit, parce que cela dépend de son importance par rapport à la résistance du revêtement. Lorsque le  $\alpha_1/\alpha_2$  est grand, RTC a une forte influence sur la localisation des maximums des contraintes.

- la RTC à l'interface est à prendre en compte si elle est supérieure à la résistance thermique du premier matériau et si le revêtement est conducteur.
- le rapport  $\alpha_1/\alpha_2$ 
  - conditionne le signe des contraintes
  - proche de 0,2 – 0,3 il est possible d'obtenir un effet d'écran thermo-mécanique (dépend de  $\lambda_2/\lambda_1$ )
- le rapport  $E_1/E_2$  plus le dépôt est rigide plus les contraintes ont tendance à être élevées (en valeurs absolues), souvent c'est ce qui est recherché avec le dépôt (résistance usure par exemple), alors il faudra que les propriétés de résistance (fatigue, rupture, etc.) soit excellentes.
- le rapport  $\lambda_2/\lambda_1$  a une influence sur la condition d'écrantage thermo-mécanique si  $\alpha_1/\alpha_2$  entre 0.2 et 0.3, sinon l'influence est faible.

## **5. Conclusions et perspectives**



Notre objectif était de développer des moyens expérimentaux et théoriques pour analyser les relations thermo-mécaniques entre les substrats et les revêtements pour le cas d'une géométrie simple, cylindrique. Comme appui dans ce projet, nous avons travaillé sur le problème industriel des moules de fonderie centrifuge de tuyaux en fonte.

Nous avons mis en place une méthode de calcul des contraintes thermiques dans un assemblage par couches. Cette méthode est restreinte au comportement thermo élastique mais avec prise en compte précis des effets d'interface et d'épaisseur sans soucis de maillage, ni de stabilité temporelle.

Une méthode d'exploitation des campagnes de mesures de températures a été mise en place en vue de déterminer les températures et les contraintes thermiques en tous points stratégiques des assemblages par couches.

Des recherches ont été menées sur des méthodes expérimentales pour déterminer les propriétés à connaître pour résoudre le problème thermo élastique avec plus ou moins de succès suivant les méthodes.

Nous avons exploitées ces méthodes avec participation industrielle permettant d'expliquer le problème de fissuration dans le cadre d'un dépôt FGM ZrO<sub>2</sub>/NiCrAlY.

D'un point de vue pratique, l'utilisation de coquilles bimétalliques peut poser plusieurs difficultés :

- la face externe où se trouve le refroidissement est fortement sollicitée. Heureusement ces sollicitations se font à froid. Il faut tout de même veiller à ce qu'une fissuration ne démarre pas de ce côté-ci de la coquille. Un mauvais contrôle de sa propagation pourrait en effet s'avérer très dangereux (eau et fonte en contact).
- La face interne est doublement sollicitée dans un même cycle, alors que dans le cas d'un mono matériau le second pic au refroidissement serait plus faible (car éloigné de la zone). Donc le bi-matériaux est plus sollicité qu'un mono-matériau, dans ces conditions opératoires, en outre les contraintes résiduelles amplifient le phénomène de contraction à chaud, ce qui est défavorable à la tenue en condition de fatigue thermique. L'étude faite sur la fatigue thermique de ces coquilles rechargées a montré des bons résultats en terme de prolongement de durée de vie par rapport à la coquille brute. C'est sans doute à attribuer aux propriétés intrinsèques des matériaux de rechargement.



D'un point de vue pratique, l'interface travaille mécaniquement surtout pendant le refroidissement, de façon à peu près équivalente de part et d'autre. Les températures restent cependant modestes, de même que les contraintes (pour ces matériaux).

Les résultats mettent en évidence que le refroidissement à un impact plus fort sur les contraintes (en valeur absolue) que le chauffage. Ce fait ne se produirait pas sur un mono-matériau du fait de l'absence de mismatch. Donc le bi-matériau a un fort impact, au refroidissement. Heureusement les températures en jeu sont faibles. Néanmoins il convient de surveiller la face externe (coté refroidissement) qui travaille sous des contraintes de traction très élevées (proche de la limite élastique à froid).

La face interne travaille sous un mode de double pic (un au chauffage et un au refroidissement). Ce type de sollicitation est forcément plus sévère que ce qui est observé pour un mono-matériau, pour lequel le second pic serait négligeable.

Nous avons analysé le comportement thermo élastique d'un assemblage bi matériaux en fonction de tous les paramètres  $E_1/E_2$ ,  $\lambda_2/\lambda_1$ ;  $\alpha_1/\alpha_2$ ; RTC,  $R_1/R_0$  pour obtenir deux effets recherchés :

- écran thermique pour protéger le substrat
- écran thermo-mécanique pour que :
  - la contrainte radiale  $\sigma_{rr}$  à l'interface  $< 0$  si possible pour éviter la délaminages
  - la contrainte radiale  $\sigma_{\theta\theta}$  en surface minimum en absolue pour la tenue en Fatigue Thermique.

Les paramètres influents sur la température et les contraintes dans un assemblage de deux matériaux soumis à un choc thermique sont :

- la conductivité des deux matériaux – plus il y a des matériaux conducteurs plus la température sera basse ;
- le rapport des conductivités  $\lambda_2/\lambda_1$  si possible de tendre vers 0
- la position interface
- la RTC à l'interface à prendre en compte si supérieure à la résistance thermique du premier matériau si le revêtement est conducteur.
- le rapport  $\alpha_1/\alpha_2$ 
  - conditionne le signe des contraintes
  - proche de 0,2 – 0,3 il est possible d'obtenir un effet d'écran thermo-mécanique (dépend de  $\lambda_2/\lambda_1$ )

- le rapport  $E_1/E_2$ - plus le dépôt est rigide plus les contraintes ont tendance à être élevées (en valeurs absolues), souvent c'est ce qui est recherché avec le dépôt (résistance usure par exemple), alors il faudra que les propriétés de résistance (fatigue, rupture, etc.) soit excellentes.
- le rapport  $\lambda_2/\lambda_1$ ; a une influence sur la conductivité d'écrantage thermo-mécanique si  $\alpha_1/\alpha_2$  entre 0.2 et 0.3, sinon influence faible.
- La RTC a une influence importante d'autant plus que  $\alpha_1/\alpha_2$  est petit, parce que cela dépend de son importance par rapport à la résistance du revêtement. Lorsque le  $\alpha_1/\alpha_2$  est grand, RTC a une forte influence sur la localisation des maximums des contraintes.
- La position interface est importante d'autant plus que RTC est forte.

Cette étude est plutôt un premier pas dans un vaste domaine et ouvre donc diverses perspectives. La mesure du coefficient de dilatations devra être amélioré et adapté à des structures multicouches. Des mesures en dynamique de la RTC sont possibles utilisent la méthode inverse. La prise en compte du comportement plastique des matériaux devra faire partis des perspectives. Multiplier les chartes comme celles présentées dans les figures 4.34 à 4.37 en prenant en compte plus des rapports  $\lambda_2/\lambda_1$  des conductivités et plusieurs  $R_1/R_0$  pour faciliter le choix des revêtements pour un substrat donné. Comme nous l'avons vu dans le chapitre 2, §2.1, la RTC représente un paramètre qui peut influencer le comportement d'un assemblage bimatériaux donc sa prise en compte dans le calcul adimensionnel consisterait une des perspectives de ce travail



## 6. Bibliographie

1. A. Sanz, *La revue de métallurgie - CIT*, 353-377 (2000).
2. J. F. Wallace, D. Shwam, Q. Zhou, paper presented at the Die Casting in the 21st Century, Cincinnati, Ohio, US 2001.
3. W. Y. Lee, D. P. Stinton, *J. Am. Ceram. Soc.* **79**, 3003-3012 (1996).
4. P. Hairy, Y. Longa, D. Massinon, A. Roxo, *Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui* **193**, 14-21 (2000).
5. W. P. Parks, E. E. Hoffman, W. Y. Lee, I. G. Wright, *J. Thermal Spray Technol.* **6**, 187-192 (1997).
6. K. A. Khor, Y. W. Gu, *Thin Solid Films* **372**, 104-113 (2000).
7. H. D. Steffens, *Coatings for high temperature applications*. E. Lang, Ed. (Applied Science, London, 1983).
8. Y. C. Zhou, T. Hashida, *International Journal of Solids and Structures* **38**, 4235-4264 (2000).
9. G. Diaconu, "Etude de faisabilité de moule bi-métallique pour la coulée centrifuge de tuyaux - Partie I : étude avec des coquilles mono-métalliques réalisées avec deux matériaux pressentis" (INP, 2000).
10. J. Besson, "Endommagement des outillages de coulée de fonte par centrifugation." *Tech. Report No. 161.86* (Saint Gobain PAM, 1986).
11. A. Reynaud, J.-P. Monchoux, C. Verdu, R. Fougères, *Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui*, 8-15 (2001).
12. J.-P. Monchoux, A. Reynaud, C. Verdu, R. Fougères, *Fonderie-Fondeur d'aujourd'hui*, 23-27 (2000).
13. N. Lintz, "Centrifugation de tuyaux en fonte GS. Rôle de différents revêtements coquille sur les structures métallurgiques et les régimes thermiques de la coquille et du tuyaux" (Institut Universitaire de Technologie de Metz, 1996).
14. D. Gouvenel, "Caractéristiques de la pose d'un revêtement siliceux sur une coquille de centrifugation" (Saint Gobain PAM, 1966).
15. S. Vasseur, J. Besson, H. Burlet, A. Pineau, *Etude de la fatigue thermique des outillages de coulée par centrifugation des tuyaux en fonte GS*. (CF 7426 - Coquilles de centrifugation, Centre de Recherche - PAM, 1987).

16. M. Degois, "Coquille de centrifugation. Examens de laboratoire sur échantillons de coquilles de centrifugation hors service." *Tech. Report No. 110.79* (Saint Gobain PAM, 1979).
17. G. Pluvinage, "Cricage thermique des coquilles de centrifugation" (Saint Gobain PAM, 1978).
18. A. Grinnaert, "Enquête sur les coquilles de centrifugation de grand diamètre" *Tech. Report No. 149.77* (Saint Gobain PAM, 1977).
19. G. Dittrich, "Calcul des contraintes dans les coquilles de centrifugation" *Tech. Report No. 177.78* (Saint Gobain PAM, 1978).
20. H. Bulet, (1987).
21. S. Vasseur, *Aspects mécanique et métallurgique*. (CF 7426 - Coquilles de centrifugation, Centre de recherche - PAM, 1987).
22. T. Capla, "Etude expérimentale des régimes thermiques de coquille en fonction de la trempe du tuyau" *Tech. Report No. 046.97* (Saint Gobain PAM, 1997).
23. P. Deregnacourt, P. Genelot, A. Rotharmel, "Etude expérimentale de l'étalement de la fonte dans la coquille" *Tech. Report No. CF 9892/100.91* (Saint-Gobain Pont-à-Mousson, 1991).
24. F. Decultieux, ENSM Paris (1996).
25. R. LÉVÊQUE, in *Techniques de l'Ingénieur*. (2003), vol. Traité Matériaux métalliques, M 1 135.
26. Shoji Hotta, Katsushi Saruki, T. Arai, *Surface and Coatings Technology* **70**, 121-129 (1994).
27. Freddy Arenas, Cesar Rondónb, R. Sepúlvedab, *Journal of Materials Processing Technology* **143-144**, 822-826 (2003).
28. ELFROM-Abdelhalim, Université-de-Paris-06 (1991).
29. S. Hoshino, S. Taniguchi, R. Shimpo, G. B. Hoflund, *Materiaux et techniques* **89**, 41-46 (2001).
30. G. Gaigner, M. Assoul, M. Wery, J. Pagetti, *Materiaux et techniques* **89**, 61-66 (2001).
31. R. Y. Fillit, A. Rousseau, P. Benaben, *Materiaux et techniques* **89**, 55-59 (2001).
32. P. Benaben, J. Halut, P. Negre, *Surfaces-Paris* **319**, 22-26 (2003).
33. R. J. Keyse, C. Hammond, *Materials science and technology* **11**, 963-972 (1987).
34. K. Parker, *Plating and surface finishing* **2**, 60-65 (1987).
35. A. P. Van Gool, P. J. Boden, S. J. Harris, *Transaction of the Institute of Metal Finishin* **65**, 108-114 (1987).

36. J. Loranth, A. Szasz, F. Schuszter, *Plating and surface finishing* **74**, 116-120 (1987).
37. N. Dadvand, G. J. Kipouros, W. F. Caley, *Canadian metallurgical quarterly* **3**, 349-363 (2003).
38. G. England. (2002), vol. 2003.
39. K. A. Khor, Z. L. Dong, Y. W. Gu, *Materials Letters* **38**, 437-444 (1999).
40. Y.-G. Jung, C.-G. Ha, J.-H. Shin, S.-K. Hur, U. Paik, *Materials Science and Engineering A* **323**, 110-118 (2002).
41. S. Stecura, *Thin Solid Films* **73**, 481-457 (1980).
42. S. Sampath, H. Herman, S. Rangaswamy, in *Thermal Spray: Advances in Coatings Technology* D. Houck, Ed. (ASM International, New York, 1987) pp. 47-53.
43. W. J. Brindley, R. A. Miller, *Surface and Coatings Technology* **44**, 446-457 (1990).
44. S. Sharafat, A. Kobayashi, Y. Chen, N. M. Ghoniem, *Vacuum - Surface engineering, surface instrumentation & vacuum technology* **65**, 415-425 (2002).
45. R. Ahmed, M. Hadfield, *Tribology International* **30**, 129-137 (1997).
46. R. CAZES, in *Techniques de l'Ingénieur*. (1995), vol. traité Génie mécanique, B 7 730.
47. A. Michel, in *Techniques de l'Ingénieur, traité Génie mécanique*. (1999), vol. BM5185.
48. T.-H. Tsai, C.-L. C. Tien-Syh Yang a, Ming-Show Wong a., *Materials Chemistry and Physics* **72**, 264–268 (2001).
49. J. Ye, U. Rothhaar, H. Oechsner, *Surface and Coatings Technology* **105**, 159-164 (1998).
50. A. I. Welding, SAF, Ed. (1998).
51. Y. C. Zhou, T. Hashida, *International Journal of Fatigue* **24**, 407-417 (2002).
52. Z. W. Chen, M. Z. Jahedi, paper presented at the Tooling 99, Melbourne, Australia 1999.
53. S. Gulizia, M. Z. Jahedi, E. D. Doyle, Z. W. Chen, paper presented at the Tooling 99, Melbourne Australia 1999.
54. A. Kawasaki, R. Watanabe, *Engineering Fracture Mechanics* **69**, 1713-1728 (2002).
55. D. Zhu, R. A. Miller, *Surface and Coatings Technology* **94-95**, 94-101 (1997).
56. K. Kokini, J. DeJonge, S. Rangaraj, B. Beardsley, *Surface and Coatings Technology* **154**, 223-231 (2002).
57. H. Balke *et al.*, in *Functionally Graded Materials 2000* K. Trumble, Ed. (Amer Ceramic Society, 2002) pp. 205-212.
58. U. Schulz, M. Peters, F.-W. Bach, G. Tegeder, *Materials Science and Engineering A* **362**, 61-80 (2003).

59. A. G. Evans, D. R. Mumm, J. W. Hutchinson, G. H. Meier, F. S. Pettit, *Progress in Materials Science* **46**, 505-553 (2001).
60. Y. H. Sohn, J. H. Kim, E. H. Jordan, M. Gell, *Surface and Coatings Technology* **146-147**, 70-78 (2001).
61. X. J. Wu, W. R. Chen, B. R. Marple, paper presented at the CAMP 2002 2002.
62. K. Vaidyanathan, M. Gell, E. Jordan, *Surface and Coatings Technology* **133-134**, 28-34 (2000).
63. K. W. Schlichting, N. P. Padture, E. H. Jordan, M. Gell, *Materials Science and Engineering A* **342**, 120-130 (2002).
64. H. Zhang, D. Zhang, S. Gong, H. Xu, Y. Han, paper presented at the CAMP 2002 2002.
65. S. B. Biner, *Materials Science and Engineering A* **315**, 136-146 (2001).
66. M. Grujicic, Y. Zhang, *Materials Science and Engineering A* **251**, 64-76 (1998).
67. T. Reiter, G. J. Dvorak, V. Tvergaard, *J. Mech. Phys. Solids* **45**, 1281-1302 (1997).
68. E. Weissenbek, H. E. Petterman, S. Suresh, *Acta mater.* **45**, 3401-3417 (1997).
69. L. C. Wrobel, C. A. Brebbia, in *Numerical methods in thermal problems* M. K. Lewis R.W., Ed. (Pineridge Press, Swansea, 1979) pp. 58-73.
70. A. Sutradhar, G. H. Paulino, L. J. Gray, *Engineering Analysis with boundary elements* **26**, 119-132 (2002).
71. V. D. Fachinotti, M. Bellet.
72. Y. Y. Yang, *Int. J Solids Structures* **37**, 7598-7608 (2000).
73. G. R. Ye, W. Q. Chen, J. B. Cai, *Mechanics Research Communications* **28**, 535-542 (2001).
74. H. Awaji, R. Sivakumar, *J. Am. Ceram. Soc.* **84**, 1059-1065 (2001).
75. Y. Tanigawa, *Appl. Mech. Rev.* **48**, 287-300 (1995).
76. Y. Obata, K. Kanayama, T. Ohji, N. Noda, paper presented at the Third International Congress on Thermal Stresses THERMAL STRESSES '99, Cracow, Poland 1999.
77. N. Noda, paper presented at the Third International Congress on Thermal Stresses THERMAL STRESSES '99, Cracow, Poland 1999.
78. B. Protsiuk, V. Syniuta, paper presented at the Third International Congress on Thermal Stresses THERMAL STRESSES '99, Cracow, Poland 1999.
79. R. Kawamura, Y. Tanigawa, K. Iida, paper presented at the Fourth International Congress on Thermal Stresses THERMAL STRESSES 2001, Osaka, Japan 2001.

- 
80. Y. Ootao, Y. Tanigawa, T. Nakamura, *Composites Part B: engineering*, 415-422 (1999).
  81. I. Omega Engineering, in *The Temperature Handbook and Encyclopedia Omega.com*, Ed. (Omega Engineering, Inc., 2000), vol. MM, pp. Z-52.
  82. J. P. Bardou. (ISITEM, Nantes, 2000).
  83. G. Dour, M. Darguh, C. Davidson, paper presented at the Light Metals Technology 2003.
  84. G. Dour, M. Darguh, C. Davidson. (20029553328, Australia, 2002).
  85. D. Plocko, T. Kundu, *Ultrasonic methods for material characersation* (Hermes, ed. Lavoisier, 2003).
  86. F. Augereau, G. Despau, *Matériaux & Techniques* **88**, 17-24 (2000).
  87. V. Garnier, G. Corneloup, *Ultrasonics* **34**, 401-404 (1996).
  88. J. Mencik, E. Quandt, D. Munz, *Thin Solid Films* **287**, 208-213 (1996).
  89. M. Wittling, A. Bendavid, P. J. Martin, M. V. Swain, *Thin Solid Films* **270**, 283-288 (1995).
  90. W. D. Niw, *Metallurgical Transactions A* **20**, 2217-2245 (1989).
  91. M. T. Kim, *Thin Solid Films* **283**, 12-16 (1996).
  92. H. Gao, C.-H. Chiu, J. Lee, *Int. J Solids Structures* **29**, 2471-2492 (1992).
  93. M. F. Doerner, W. D. Nix, *J. Mater. Res.*, 601-609 (1986).
  94. J. Malzbender, T. , J.M.J., A. R. Balkenende, G. With, *Materials Science and Engineering R* **36**, 47-103 (2002).
  95. J. L. Loubet, J. M. Georges, G. Meille, in *Microindentation Techniques in Materials Science and Engineering* P. J. B. a. B. R. Lawn, Ed. (American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1986) pp. 72-89.
  96. T. Nakamura, T. Wang, S. Sampath, *Acta mater.* **48**, 4293-4306 (2000).
  97. P.-L. Larsson, A. E. Giannakopoulos, E. Söderlund, D. J. Rowcliffe, R. Vestergaard, *Int. J. Solids Structures* **33**, 221-248 (1996).
  98. K. Duan, R. W. Steinbrech, *J. Europ. Ceram. Society* **18**, 87-93 (1998).
  99. P. Pettersson, M. Johnsson, Z. Shen, J. M. S. Z. Pettersson P., Ed. (2001).
  100. W. H. Fricke, *Rockwell International Corporation* (1975).
  101. S. Lee, W. L. Wang, J. R. Chen, *Materials Science and Engineering A* **285**, 186-194 (2000).
  102. J. Lu, *Handbook of measurement of residual stresses*. (The fairmon press, inc., 2000).



103. M. Laribi, N. Mesrati, M. Laracine, A. B. Vannes, D. Tréheux, *Matériaux & Techniques* **9-10**, 15-21 (2001).
104. B. H. Rabin *et al.*, *J. Am. Ceram. Soc.* **81**, 1541-1590 (1998).
105. B. H. Rabin *et al.*, paper presented at the 3rd Int. Symposium on Structural and Functional Gradient Materials, Lausanne, Suisse 1996.
106. M. Belassel, ENSAM (1994).
107. C. I. Noyan, B. J. Cohen, *Residual Stress. Measurement by Diffraction and Interpretation* (Springer - Verlag New York Inc., 1987).
108. M. N. SRINIVASAN, S. N. CHUNDU, D. E. BRAY, A. ALAGARSAMY, *JTEVA* **20**, 331-335 (1992).
109. E. SCHNEIDER, K. GOEBBELS, in *Residuel stresses* V. H. E. Macherauch, Ed. (DGM Oberusel, Oberusel, 1986) pp. 247-261.
110. Y. Augros, "Optimisation des coquilles par le matériau de rechargement" (2000).
111. Vishay-Micromesures. (Vishay-Micromesures, 2003), vol. 2003.
112. G. Berger, *La dilatométrie différentielle appliquée à l'étude des aciers*. Dunod, Ed. (1965).
113. C. Daffos, (2004).
114. J. P. Bardon, in *Ecole d'Hiver, Métrologie thermique et techniques inverses*. (Font-Romeo, 1999).
115. A. Degiovanni, *Techniques de l'ingénieur R* **2850**, 1-16 (1994).
116. J. P. Bardon, *Revue Générale de Thermique* **5**, 429-445 (1972).
117. J. P. Bardon, B. Cassagne, B. Fourcher, *Rapport D.E.T.B 7101, Entropie*, 1-34 (1971).
118. P. M. Schlicklin, J. G. Stockholm, paper presented at the 22nd Intersociety Energy version Engineering Conference Philadelphia Pa, Philadelphia Pa 1987.
119. W. J. Parker, C. P. Jenkins, C. P. Butler, G. L. Abott, *J. Appl. Phys.* **32**, 1107-1109 (1961).
120. H. W. Deem, W. D. Wood, *Rev. Sci. Instrum* **33**, 1107-1109 (1962).
121. D. Preston, *High Temperature - High Pressure* **27/28**, 111/134 (1995).
122. Y. Scudeller, paper presented at the Métrologie thermique à l'échelle du micro, 23 Mars 1994 1994.
123. Y. Scudeller, Hmina, paper presented at the La thermique à l'échelle micronique et submicronique, 15 Janvier 1997 1997.
124. N. Taketoshi, T. Baba, A. Ono, paper presented at the 24th International Thermal Conductivity Conference 1997.

- 
125. S. Orain, Y. Scudeller, T. Brousse, *Int. J. Therm. Sci.* **39**, 537-543 (2000).
  126. S. Orain, Y. Scudeller, S. Garcia, T. Brousse, *Int. J. Heat Mass Transfer.* **44**, 3973-3984 (2001).
  127. A. Irace, P. M. Sarro, *Sensors and Actuators* **76**, 323-328 (1999).
  128. P. Cielo, L. A. Utracki, M. Lamontagne, *Can. J. Phys.* **64**, 1172-1177 (1986).
  129. M. Lachi, A. Degiovanni, *J. Phys.*, 2027-2046 (1991).
  130. J. C. Batsale, I. Philipi, D. Maillet, A. Degiovanni, *La revue des laboratoires d'essais*, 31-33 (1994).
  131. A. Degiovanni, J. C. Batsale, D. Maillet, *Rev Gén Therm* **35**, 141-147 (1996).
  132. D. Demange, P. Beauchêne, M. Bejet, R. Casulleras, *Rev Gén Therm* **36**, 755-770 (1997).
  133. A. Degiovanni, Houlbert, D. Maillet.
  134. J. C. Batsale, A. Bendada, D. Maillet, A. Degiovanni, paper presented at the Inverse Problems in Engineering: Theory and Practice 1993.
  135. H. Wang, R. B. Dinwiddie, *Advanced Engineering Materials* **3**, 465-468 (2001).
  136. A. Rosencwaig, paper presented at the Topical meeting on Photoacoustic Spectroscopy 1979.
  137. N. Takabatake, T. Kobayashi, D. Sekine, T. Izumi, *Applied Surface Science* **159-160**, 594-598 (2000).
  138. W. Jackson, N. Amer, *J. Appl. Phys.* **51**, 3343-3353 (1980).
  139. Nguyen, A. Rosencwaig, (1984).
  140. J. Opsal, A. Rosencwaig, *J. Appl. Phys.* **53**, 4240-4246 (1982).
  141. A. Rosencwaig, J. Opsal, *UFFC*, 516-528 (1986).
  142. H. Severac, M. Mousseigne, J. L. Franceschi, *J. Phys. III*, 1451-1463 (1996).
  143. M. Mousseigne, L. Berquez, D. Marty-Dessus, J. L. Franceschi, paper presented at the Journée SFT: la thermique à l'échelle micronique et submicronique 1997.
  144. Y. Gillet, C. Bissieux, paper presented at the Journée SFT: la thermique à l'échelle micronique et submicronique 1997.
  145. J. Badoz, D. Fournier, A. C. Boccara, paper presented at the Sciences et Techniques de L'armement 1985.
  146. S. Hirschi, A. C. Boccara, F. Lepoutre, Z. Bozoki, *J. Opt.*, 142-150 (1997).
  147. J. Guitonny *et al.*, *J. Phys. IV C7*, 607-610 (1994).
  148. C. Gervaise, C. Nouals, J. J. Serra, *Int. J. Therm. Sci.* **39**, 422-432 (2000).
  149. E. Van Schel *et al.*, *Rev Gén Therm*, 321-331 (1992).
-

150. A. Rosencwaig, J. Opsal, D. T. Smith, D. L. Willenborg, *J. Appl. Phys.*, 1392-1394 (1986).
151. C. Gervaise *et al.*, in *Heat Transfer and Transport Phenomena in Microsystems*. ( Banff, Canada, 2000) pp. 398-404.
152. L. J. Inglehart, A. Broniatowski, D. Fournier, A. C. Boccara, F. Lepoutre, *Appl. Phys. Lett.* **56**, 1749-1751 (1990).
153. A. M. Mansanares, T. Velinov, Z. Bozoki, D. Fournier, A. C. Boccara, *J. Appl. Phys.*, 3344-3350 (1993).
154. A. M. Mansanares, J. P. Roger, D. Fournier, A. C. Boccara, *J. Phys. IV* **C7**, 207-210 (1994).
155. Plamann, D. Fournier, Anger, Gicquel, *Diamond and Related Materials* (1994).
156. F. Lepoutre, D. Balageas, P. Forge, S. Hirschi, J. L. Joulaud, *J. Appl. Phys.* **78**, 2208-2233 (1995).
157. E. Milcent, S. Benet, C. Gervaise, C. Nouals, J. J. Serra, *High Temperature - High Pressure*, 85-90 (1998).
158. T. T. N. Lan, U. Seidel, G. Walther, *J. Appl. Phys.* **77**, 4739-4745 (1994).
159. T. T. N. Lan, G. Walther, *J. Appl. Phys.* **80**, 5289-5291 (1996).
160. A. Rosencwaig, J. Opsal, W. L. Smith, D. L. Willenborg, *J. Appl. Phys.* **46**, 1013-1015 (1985).
161. A. C. Boccara, D. Fournier, paper presented at the Photoacoustical and Photothermal Phenomena 1990.
162. O. Gagliano, UNIVERSITE DE DROIT, D'ECONOMIE ET DES SCIENCES D'AIX-MARSEILLE (AIX-MARSEILLE III) (2002).
163. B. Snaith, S. D. Probert, P. W. O'Callaghan, *Applied Ennergy* **22**, 31-84 (1986).
164. A.-S. Marchand, INSA (1998).
165. I. Automation Creations. (Automation Creations, Inc, 2002), vol. 2002.
166. ThermoEst. (07/96), vol. liste S4.
167. D. Couedel, Dynamique des fluides et des transferts, Universite de Nante (1992).
168. Accuratus. (2002).
169. Goodfellow, (2001).
170. A. S. Coorstek, "Material Properties Standard" (2000).
171. D. Maillet, S. André, J. C. Batsale, A. Degiovanni, C. Moyne, *Thermal Quadrupoles: Solving the Heat Equation through Integral Transforms* (John Wiley & Sons, 2000).
172. B. Ladevie, Ecole Nationale des Arts et Métiers (1998).

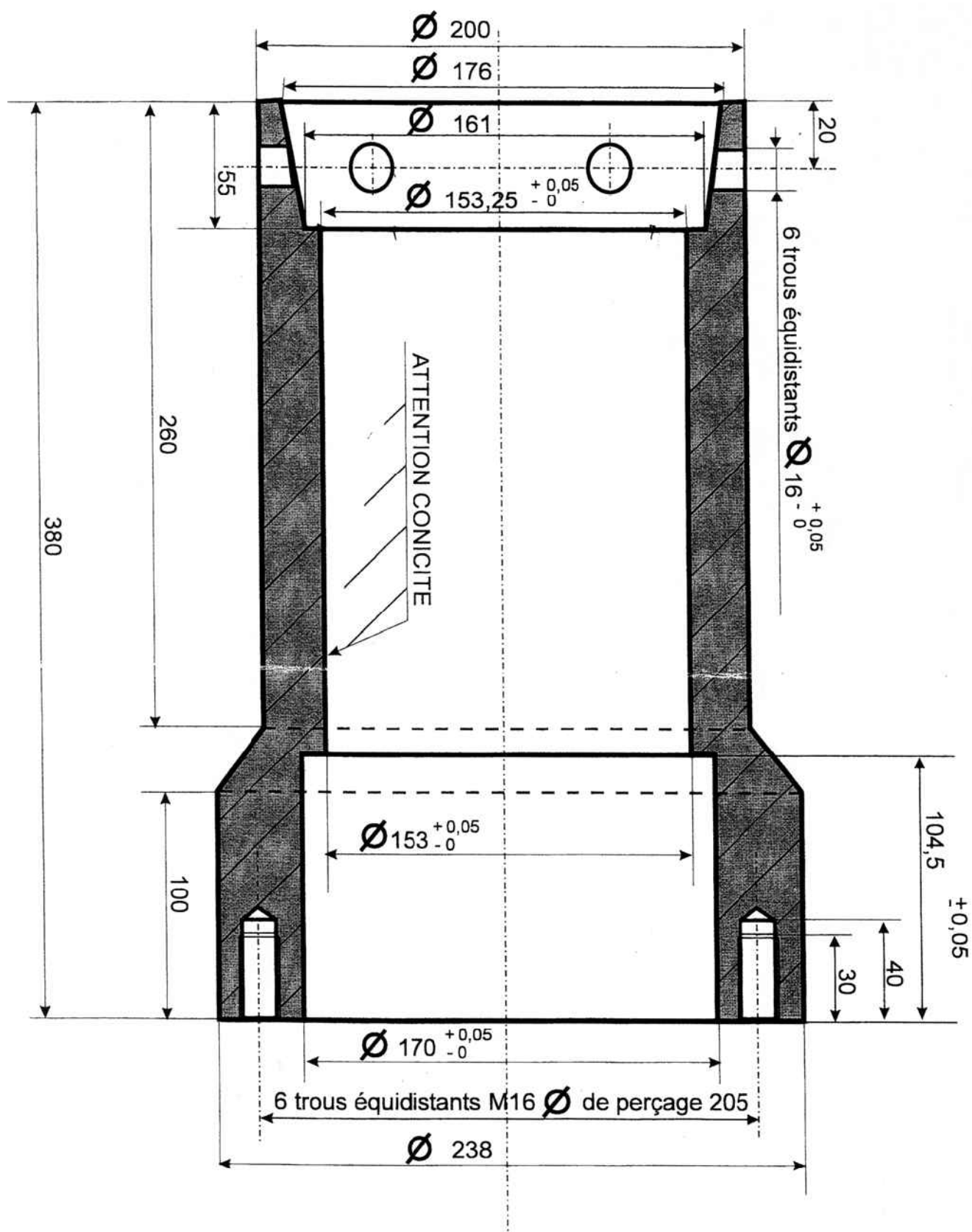
- 
173. S. Broucayet, A. Michrafy, G. Dour, *Journal of Materials Processing Technology* **110**, 211-217 (2001).
  174. H. Stehfest, *Commun. ACM* **13**, 47-49 (1970).
  175. H. Stehfest, *Commun. ACM* **13**, 624 (1970).
  176. J. V. Beck, B. Blackwell, S. R. J. St. Clair, Eds., *Inverse Heat Conduction Problems* (John Wiley and Sons, New York, 1985).
  177. P. T. Hsu, Y. T. Yang, C. K. Chen, *Int. J. Heat Mass Transfer.* **41**, 219-227 (1998).
  178. Y. C. Yang, U. C. Chen, W. J. Chang, *Journal of Thermal Stresses* **25**, 256-281 (2002).
  179. J. L. Battaglia, L. Lay, J. C. Batsale, A. Oustaloup, O. Cois, *Int. J. Therm. Sci.* **39**, 374-389 (2000).
  180. B. A. Boley, J. H. Weiner, *Theory of thermal stresses*. Krieger, Ed. (1968).
  181. S. Timoshenko, S. Woinowsky, *Théorie d'élasticité*. Krieger, Ed. (1961).
  182. G. Dour, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* **9**, 399-413 (2001).
  183. G. Dour, G. Diaconu, F. Medjedoub, F. Rézai-Aria, *Journal of Thermal Stresses*, 15 (2004).
  184. D. Girardin, "Etude de endomagement des coquille avec un rechargement céramique" (Saint-Gobain PAM, 2002).
  185. Z. L. Dong, K. A. Khor, Y. W. Gu, *Surface and Coatings Technology* **114**, 181-186 (1999).
  186. K. A. Khor, Y. W. Gu, Z. L. Dong, *Surface and Coatings Technology* **139**, 200-206 (2001).
  187. J. Poirier, in *Proprietes et applications des céramiques* P. Boch, Ed. (Hermes Science Europe Ltd., 2001) pp. 109-140.
  188. V. S. A. Gremaud. (Gremaud Vitrierie S.A., 2001).
  189. K. A. Khor, C. T. Chia, Y. W. Gu, *Materials Science and Engineering A* **279**, 166-171 (2000).
  190. K. A. Khor, Z. L. Dong, Y. W. Gu, *Thin Solid Films* **368**, 86-92 (2000).
  191. K. A. Khor, Y. W. Gu, *Materials Letters* **34**, 263-268 (1998).
  192. G. E. Totten, M. A. H. Howes, *Steel heat treatment handbook*. M. D. Inc., Ed. (1997).



## **7. Annexe**



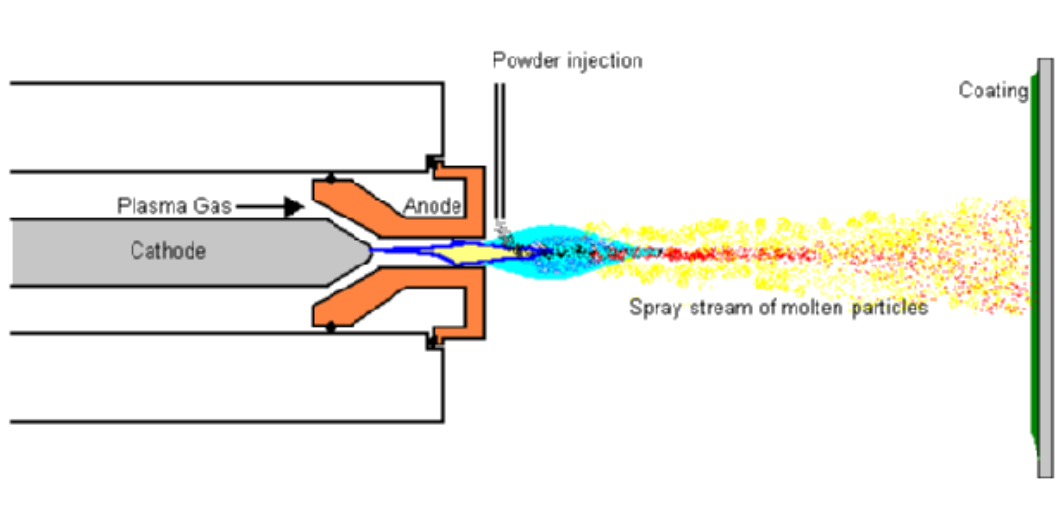
## Annexe 1. Géométrie de la coquille expérimentale





## Annexe 2. Procédées de déposition thermique

La plus employée modalité pour obtenir des dépôts compacts est le procédé plasma (Figure 7.1) qui fait partie de la catégorie des procédés thermiques de déposition



**Figure 7.1. Le procédé de déposition par plasma schématisé [38]**

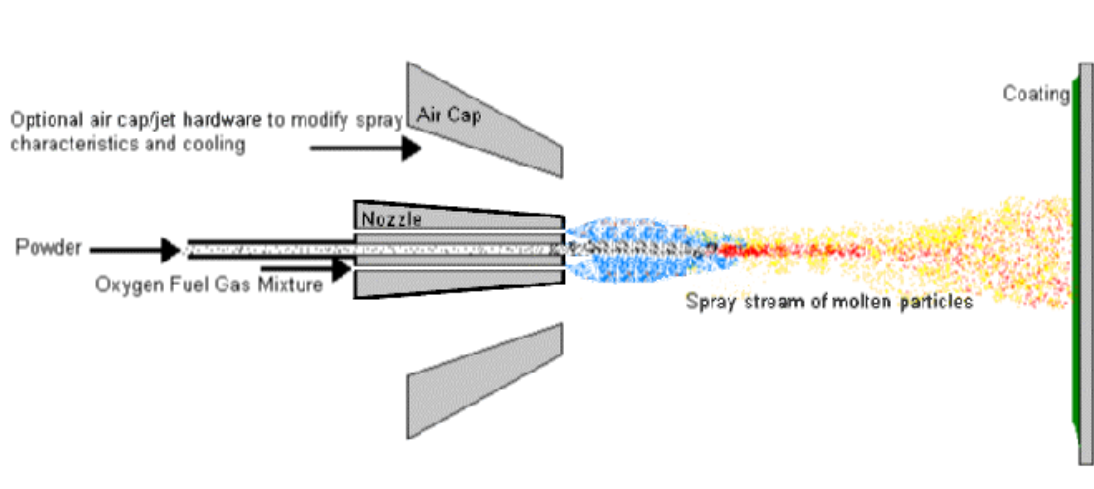
Le procédé plasma consiste fondamentalement dans la pulvérisation d'un matériau fondu ou chauffe sur une surface pour fournir un enduit. Le matériel sous forme de poudre est injecté dans une flamme à très hautes températures de plasma, où il est rapidement chauffé et accéléré à une vitesse élevée. Les impacts matériels chauds sur la surface de substrat sont refroidit rapidement et former le dépôt. Ce procédé s'appelle aussi "un processus froid" (relativement au substrat) la température de substrat peut être gardée basse pendant le processus pour éviter des dommages de traitement, des changements micro structuraux et la déformation du substrat. Etait le processus le plus souple il présent comme inconvénient l'introduction d'une porosité assez importante pour des faibles épaisseurs du dépôt (maximum 500 um). Celle-la s'ajoute à son coût et sa complexité élevée.

Comme à été mentionné cette technique est amplement utilisée. Khor et les autres [6, 39, 186, 189-191] ont publié les résultats obtenus sur la procédure pour obtenir un FGM (matériau à gradient)  $ZrO_2/NiCoCrAlY$  appliqué sur des substrats en Ni. Les auteurs nous offrent aussi des informations sur les propriétés de ce type de dépôt.

D'autres procédés de la catégorie "processus froid" sont : le LVOF (Low Velocity Oxygen Fuel Process, connu aussi sous le nome de procédé de déposition thermique des poudres) et le procédé de déposition thermique par fil (Metallizing).

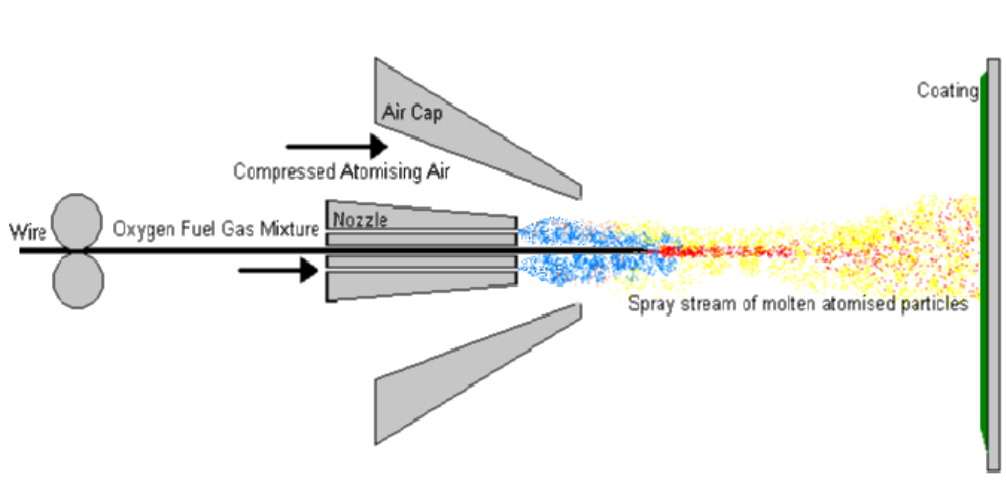
Le processus LVOF (figure 1.2) consiste fondamentalement dans la pulvérisation d'un matériau fondu sur une surface pour fournir un enduit. Le matériel sous la forme de poudre

est fondu dans une flamme (oxyacétylénique ou hydrogène le plus commun) pour former un vapeur légère. Quand le jet entre en contact avec la surface préparée d'un matériel de substrat, les gouttelettes fondues fines solidifient rapidement formant un enduit. Le procédé de pulvérisation de flamme est seulement limité par des matériaux avec des températures de fusion plus élevées que celle fournir par la flamme ou si le matériel se décompose pendant le chauffage.

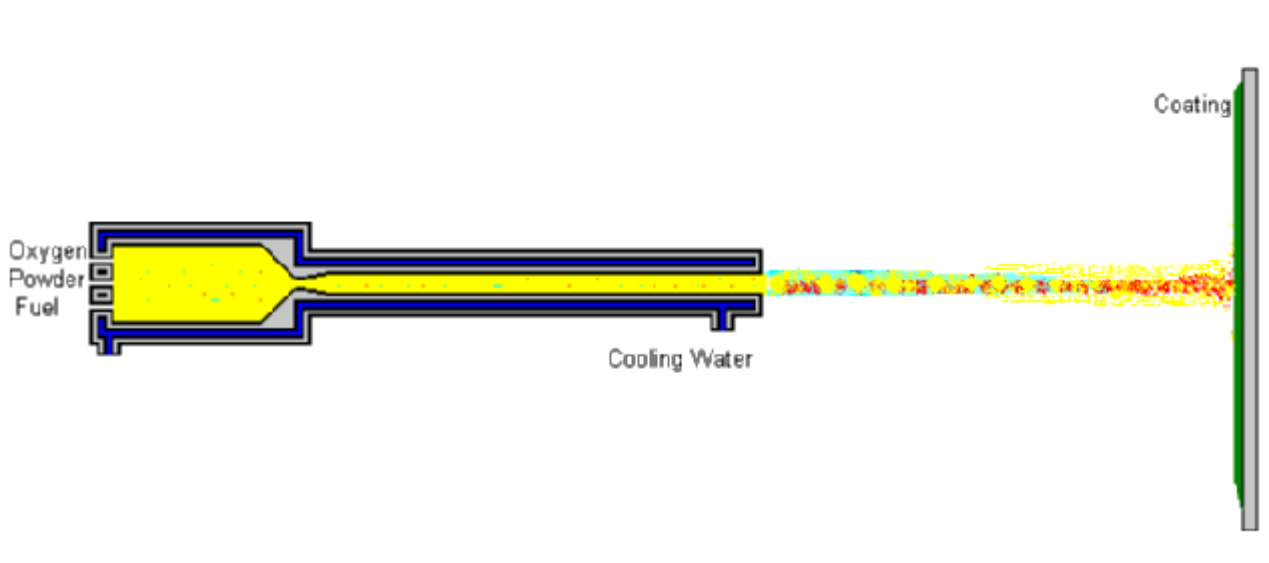


**Figure 7.2. Le procédé de dépôt LVOF schématisé [38]**

Le procédé de dépôt thermique par fil (Figure 7.2) est identique à LVOF soft que le matériau est sous forme de fil au lieu de poudre. Ce procédé de dépôt a été intensivement employé dans le passé et il est toujours utilisé pour des éléments de machine de travail et les enduits anti-corrosifs. Comme avantages de ce procédé on peut énumérer : le bas investissement de capital, l'équipement simple à utiliser, le mieux pour appliquer les enduits purs de molybdène pour la résistance à l'usure, système portable, le préchauffage de système incorporé, possible d'employer le système dans les secteurs sans approvisionnement de l'électricité. Comme inconvénients ce procédé est limité aux matériaux de pulvérisation fournis sous la forme de fil ou de tige et non capable de produire des enduits faibles en oxyde, à haute densité et de haute résistance comme le procédé plasma et HVOF.



**Figure 7.3. Le procédé de déposition thermique par fil schématisé [38]**



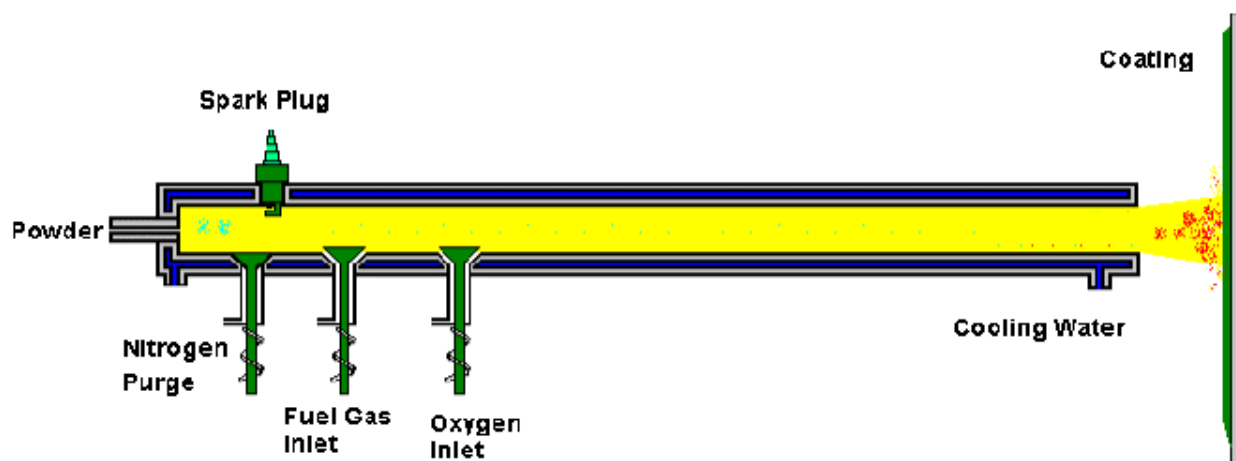
**Figure 7.4. Le procédé de déposition HVOF schématisé [38]**

D'autres méthodes sont actuellement expérimentées qui donnent des résultats sur la réduction de la porosité, des épaisseurs plus grandes des rechargés ou des dépôts faibles en oxydes. Une de ces méthodes est le procédé HVOF (High Velocity Oxygen Fuel) fondamentalement identique au procédé LVOF sauf que ce processus a été développé pour produire la vitesse extrêmement élevée de jet. Du carburant (kérosène, acétylène, propylène et hydrogène) et l'oxygène sont introduits dans une chambre, une combustion produit une flamme à haute pression chaude qui est forcée dans le bec augmentant sa vitesse.

Les enduits de HVOF sont très denses, durs et avec des contraintes résiduelles faibles dans certains cas en compression, qui permettent à des enduits beaucoup plus épais d'être appliqués que précédemment possibles avec les autres processus. L'énergie cinétique très élevée des particules heurtant la surface de substrat n'exige pas des particules d'être entièrement fondues pour former des enduits de la haute qualité HVOF. C'est certainement

un avantage pour les enduits de type de carbure de cermet où ce processus excelle vraiment. Des enduits de HVOF sont employés dans les applications exigeant la plus haute densité et résistance non trouvées dans la plupart des autres procédés thermiques de déposition.

Un autre procédé proposée par PRAXAIR est celui qui emploie le CD (Canon à Détonation) ou le SCD (Super Canon à Détonation).



**Figure 7.5. Le procédé de déposition SCD schématisé**

Le pistolet de détonation se compose fondamentalement d'un baril refroidi la longue par eau avec des soupapes d'admission pour les gaz et la poudre. L'oxygène et du carburant (acétylène le plus commun) est introduit dans le baril avec une charge de poudre. Une étincelle est employée pour mettre à feu le mélange de gaz et la détonation résultante chauffe et accélère la poudre à la vitesse supersonique en bas du baril. Une impulsion de l'azote est employée pour purger le baril après chaque détonation. Ce processus est répété beaucoup de fois par seconde. L'énergie cinétique élevée des particules chaudes de poudre sur l'impact avec le résultat de substrat dans une accumulation d'un enduit très dense et fort.

Les enduits produits par détonation sont semblables à ceux produit par le processus HVOF. Utilisé pour augmenter la

Le revêtement de laser est le dépôt du matériel sur la surface d'une pièce ou d'un objet. Le revêtement de laser des métaux produit un enduit métallurgique-collé 100% dense avec la dilution minimale pour la corrosion augmentée, l'abrasion et la résistance à l'usure. La durée de la transformation entrée et réduite de la chaleur minimale sont deux avantages primaires de revêtement standard (ou traditionnel) de soudure d'excédent de laser. Dans des applications spécifiques, le revêtement de laser reconstitue des pièces à leurs dimensions originales sans opérations secondaires.

Le revêtement de laser est le dépôt du matériel sur la surface d'une pièce ou d'un objet. Le revêtement de laser des métaux produit un enduit métallurgique-collé 100% dense avec la dilution minimale pour la corrosion augmentée, l'abrasion et la résistance à l'usure. La durée de la transformation entrée et réduite de la chaleur minimale sont deux avantages primaires de revêtement standard (ou traditionnel) de soudure d'excédent de laser. Dans des applications spécifiques, le revêtement de laser reconstitue des pièces à leurs dimensions originales sans opérations secondaires.

Une technique en utilisant un gaz porteur pour appliquer une poudre à un substrat et la fondre simultanément dedans avec un rayon laser. Les dispositifs du revêtement de laser sont: la basse déformation d'entrée et de minimum de la chaleur de la flexibilité et du potentiel de composants pour la haute poudre d'automation rapportent ambient la capacité amicale de s'appliquer localement sur de nouveaux composants et pour des réparations

Le processus de revêtement de laser offre ces avantages:

- Des recouvrements (coatings de c) sont métallurgiquement collés et pratiquement impénétrable.
- Non-équilibre unique, morphologies enduisantes non réalisables avec toute autre soudure ou technique d'enduit.
- Presque tous les recouvrements ont la dilution moins de de 5% -- tenant compte des recouvrements très minces.
- L'entrée à basse température, de ce fait la déformation réduisante au minimum et une petite chaleur ont affecté la zone.
- Des recouvrements plus minces ont une meilleure chimie et des propriétés physiques que ceux qui sont réalisables avec la plupart des procédés conventionnels de soudure.
- Les clients peuvent choisir d'une grande variété de matériaux puisque notre processus de revêtement est basé sur la technologie d'alimentation de poudre.

Liens Métallurgiques Notre réponse pour les environnements corrosifs est revêtement de laser. En appliquant le fer, nickel, ou des alliages de cobalt-base en utilisant nos possibilités de traitement de laser, nous créons les recouvrements qui sont presque imperméables à la pénétration de l'extérieur. Le lien métallurgique que le processus crée entre le recouvrement et le substrat est ce qui rend ce degré élevé de l'impenetrability possible.

Protection De Corrosion Dans la photographie ci-dessus, un panneau de tube de waterwall de chaudière est laser plaqué avec un alliage résistant de nickel-base de

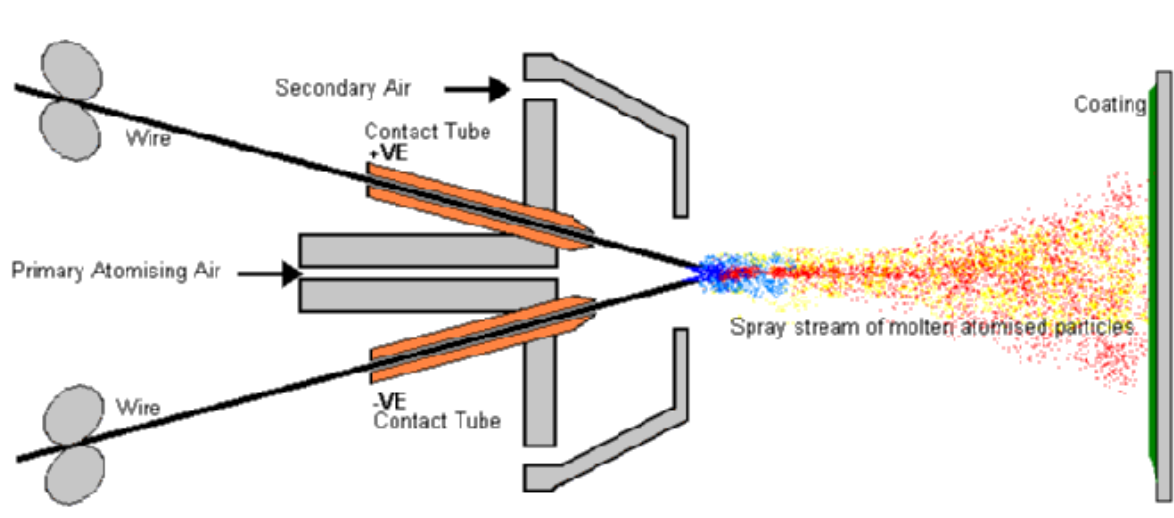
corrosion. Le bas taux de dilution de ce processus (en général 5%) permet un dépôt plus mince de recouvrement avec de meilleures propriétés physiques et chimiques comparées aux techniques conventionnelles de soudure. Actuellement, nous appliquons Inconel® 625, Inconel 622, type 309L solides solubles d'alliage et type d'alliage 312 solides solubles pour cette application.

Restauration et réparation L'entrée à basse température du processus de laser tient compte d'une meilleure chance de récupérer les pièces portées en appliquant doucement les aciers inoxydables comme les alliages mous de surfacer dur à l'aide les reconstituent.

Matériaux Disponibles Nous pouvons appliquer des familles des matériaux comme, mais non limité à:

- alliages de l'acier inoxydable 300-series (comme 309L, 312, et 316L)
- alliages de l'acier inoxydable 400-series (comme 410 et 420)
- Alliages durcissables d'acier inoxydable (comme pH 17-4)
- alliages de Nickel-base (comme Inconel® 625, Inconel 622, et Hastelloy® C-22 ou C-2000)
- Alliages d'obalt-base de C (comme Ultimet® et Stellite® 6 et 12)

Il faut aussi mentionné les méthodes devenue classiques comme le PVD (Physical Vapours Deposition), CVD (Chemical Vapours Deposition) ou par arc électrique (soudure). L'inconvénient de la soudure est l'applicabilité à des matériaux conducteurs d'électricité seulement, et si le substrat nécessite préchauffage une source extérieure est nécessaire.



**Figure 7.6. Le procédé de dépôt par arc électrique schématisé**

Les traitements des surfaces font partie des procédés pour obtenir des recharges.

Pour poser un problème de traitement de surface, quatre points essentiels doivent être développés :

- **description minutieuse du matériau à traiter** : matière, état métallurgique, rugosité, etc. ;
- **description des fonctions superficielles recherchées** : cette description sera à la fois qualitative et quantitative ; les méthodes de caractérisation retenues seront précisées en détail ;
- description de la solution retenue ;
- qualité du dialogue entre concepteur et applicateur qui est une condition déterminante du succès

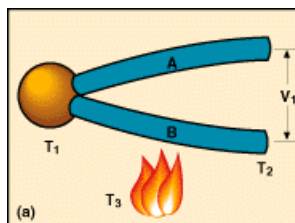
Le choix final sur la meilleure méthode pour réaliser la déposition des recharges devra donc prendre en compte le matériau utilisé, l'épaisseur nécessaire et les propriétés physiques finales attendu par rapport à l'endroit d'utilisation.

Dans la présente étude les procédés suivants ont été utilisés :

déposition par arc électrique pour des recharges en acier , par plasma et SCD ont été utilisés pour obtenir des recharges.

### Annexe 3. Les types des capteurs thermiques

**Thermocouples:** mesure par contact avec liaison matérielle avec l'extérieur ils utilise la force thermoélectrique. Il se compose de deux métaux différents, jointif ensemble à une extrémité, qui produisent une petite tension unique à une température donnée. Cette tension est mesurée et interprétée par un thermomètre de thermocouple.



**Figure 7.7. Thermocouple schématisé**

Lorsque  $T_1$  est différent de  $T_2$ , il apparaît entre les bornes de raccordement une f.e.m. qui dépend du couple métallique A/B et des températures  $T_1$  et  $T_2$  , sans être pour autant proportionnelle à  $(T_1 - T_2)$  .

La nature des fils A et B définit la valeur et la polarité de  $V_1$ . Lorsque l'appareil de mesure de  $V_1$  est notablement éloigné de la soudure de mesure, on remplace une partie du thermocouple par un "câble de compensation", de coût moins élevé, mais qui fournit cependant, aux bornes de raccordement avec l'appareil de mesure, la même f.e.m. que le thermocouple lui-même ; la seule condition est que la température de ses connexions avec le thermocouple soit comprise dans un intervalle déterminé, fixé par le constructeur.

Les changements de température dans le câblage entre l'entrée et des extrémités de rendement n'affectent pas la tension de rendement, à condition que le câblage soit alliage de thermocouple ou un équivalent thermoélectrique.

Souvent le thermocouple est situé à l'intérieur d'un métal ou d'un bouclier en céramique qui le protège contre une variété d'environnements.



Soudure chaude isolée



Soudure chaude libre



Soudure chaude à la masse

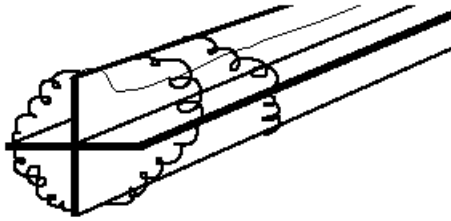
**Figure 7.8.** Types de jonction pour les thermocouples engainés

Les sondes de thermocouple engainées sont disponibles avec un de trois types de jonction: fondé, sans mise à la terre ou exposé. Au bout d'une sonde au sol de jonction, les fils de thermocouple sont physiquement attachés à l'intérieur du mur de sonde. Ceci a comme conséquence le bon transfert thermique de l'extérieur, par le mur de sonde à la jonction de thermocouple. Dans une sonde souterraine, la jonction de thermocouple est détachée du mur de sonde. Le temps de réponse est ralenti du modèle au sol, mais de l'isolement électrique d'offres sans mise à la terre de 1,5 M1/2 à 500 volts continu en tous les diamètres. Le thermocouple dans le modèle exposé de jonction dépasse hors du bout de la gaine et est exposé à l'environnement environnant. Ce type offre le meilleur temps de réponse, mais est limité en service à non-corrosif et non-pressurisé des applications

**Sonde à résistance thermistance:** mesure par contact avec liaison matérielle avec l'extérieur utilisent la résistance électrique d'un matériau. Il existe deux types principaux: les dispositifs métalliques (généralement désignés sous le nom de RTD), et des thermistances. Comme leur nom l'indique, RTD utilise le changement de résistance d'un métal, avec la résistance qui varie presque linéairement avec la température. Les thermistances sont basées sur le changement de résistance d'un semi-conducteur et sont beaucoup plus sensible que les RTDs mais leur reponse est fortement non linéaire.



Un RTD typique se compose d'un fil de platine fin enroulé autour d'un mandrin et couvert d'enduit protecteur. Habituellement, le mandrin et l'enduit sont de verre ou en céramique.



**Figure 7.9.** Sonde à résistance thermistance

La résistance :  $R = \rho l / s$  d'un fil métallique cylindrique est une fonction de la température  $\theta$  :

$$R(\theta) = R_0 (1 + a \theta + b \theta^2 + \dots).$$

Pour de petites variations de température  $d\theta$  autour d'une valeur  $\theta$ , la relation peut être linéarisée :

$$R(\theta + d\theta) = R(\theta)(1 + a d\theta) ;$$

elle est généralement présentée sous la forme :

$$R(\theta) = R_\theta = R_0 (1 + a\theta)$$

$a$  est le coefficient de température de la résistance ou sensibilité thermique :  $a = (1/R_0) dR_\theta / d\theta$

Pour les métaux,  $a$  est positif (ex : à  $0^\circ\text{C}$ , pour Pt  $a = 3,85 \cdot 10^{-3} (\text{ }^\circ\text{C})^{-1}$ ). Par ailleurs, toute addition d'impureté à un métal pur, ou toute déformation du conducteur, modifie le CTR (test de pureté, extensométrie).

Les critères du choix d'un métal pour une thermosonde à résistance métallique sont :

**Sensibilité.** On choisira un métal à CTR élevé. On augmentera la résistance en allongeant le fil, et/ou en réduisant le diamètre (limitation d'encombrement et de fragilité). On optera pour un métal de résistivité élevée (éviter par exemple le cuivre de résistivité faible).

**Fidélité.** Le métal doit être exempt de tout défaut structural, de toute contrainte, et il doit présenter une grande résistance à la corrosion et à la pollution.

**Linéarité.** L'équation  $R_\theta = f(\theta)$  doit être la plus proche possible de celle d'une droite ; on peut réaliser des "linéarisations" en associant plusieurs métaux de coefficients de température différents.

**Encombrement.** Le diamètre étant de l'ordre de  $10 \mu\text{m}$ , le métal doit être très ductile.

Conclusion. Le platine répond le mieux à l'ensemble des critères précédents car il peut s'obtenir très pur (99,999%), il présente une très grande inertie chimique, ce qui donne les meilleures conditions d'interchangeabilité (possibilité de remplacer une sonde de caractéristiques données par une autre de mêmes caractéristiques, sans "réglage" ni adaptation particulière), et il est très ductile.

**Thermistances:** ce sont des résistances à semi-conducteurs polycristallins : (MgO, MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, Mn<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, NiO etc ...) agglomérés et durcis vers 1000°C, dont la résistance varie en général très fortement avec la température, variation le plus souvent négative (C T N ) et mais qui peut être positive dans certaines conditions (C T P ).

La loi de variation des C T N avec la température est de la forme :

$$R_T = A e^{B/T}$$

dans la quelle A et B sont des coefficients définis par étalonnage et T température absolue.

Le coefficient de température  $\alpha$  est donné par :

$$\alpha = (1 / R_T) \cdot d R_T / dT$$

**Les dispositifs avec fluide en expansion:** mesure par contact sans liaison matérielle avec l'extérieur, et utilisent la variation de volume d'un fluide avec la température. Caractérisés par le thermomètre de ménage, viennent généralement dans deux classifications principales: le type de mercure et le type organique-liquide. Les versions utilisant le gaz au lieu du liquide existe aussi. Le mercure est considéré un danger pour l'environnement, tellement là sont des règlements régissant l'expédition des dispositifs qui la contiennent. Ce type des sondes n'exigent pas l'énergie électrique, ne posent pas des risques d'explosion, et sont stables même après le cycle répété. D'autre part, elles ne produisent pas des données qui sont facilement enregistrées ou transmises.

**Les sondes de température avec d'éléments thermosensibles:** mesure par contact sans liaison matérielle avec l'extérieur. Elle se trouve sous formes des étiquettes, granules, crayons, laques ou des cristaux de liquide dont l'aspect change une fois une certaine température est atteints. Le temps de réponse prend typiquement des minutes, ainsi ces dispositifs souvent ne répondent pas aux changements de température passagers. Et l'exactitude est inférieure qu'avec d'autres types de sondes. En outre, le changement de l'état est irréversible, excepté dans la caisse d'affichages à cristal liquide. Néanmoins, ces sondes

peuvent être maniables quand on a besoin de la confirmation que la température d'un morceau d'équipement ou d'un matériel n'a pas excédé un certain niveau, par exemple pour des raisons techniques ou légales pendant l'expédition d'un produit.

**Pyromètre** qui mesure sans contact ils utilisent la quantité de rayonnement électromagnétiques émise par une surface L'énergie électromagnétique rayonne de toute la matière indépendamment de sa température. Dans beaucoup de situations de processus, l'énergie est dans la région infrarouge. Pendant que la température monte, la quantité de rayonnement infrarouge et de sa fréquence moyenne montent. Celles-ci mesurent la quantité de rayonnement émise par une surface. L'énergie électromagnétique rayonne de toute la matière indépendamment de sa température.

Le domaine de mesure s'étend de -100 °C à 5000°C couvrant ainsi l'essentiel des mesures industrielles.

Pour déterminer la température d'un corps il y a :

- la mesure de l'émittance (pyromètre à radiation totale PRT). Dans certains cas on se contentera de mesurer la puissance totale émise dans un intervalle spectral donné, correspondant à la réponse d'un récepteur, ou à une absence de perturbation de la mesure par l'atmosphère ambiante ; on parle alors de pyromètre à récepteur sélectif (PRS).
- la mesure de l'émittance monochromatique :  $M_{\lambda,T} = f(T)$  :
  - soit directement dans un intervalle de longueurs d'onde restreint (pyromètre à cellule photoélectrique à rapprocher du PRS).

soit par comparaison avec un filament (pyromètre à disparition de filament PDF).

- par ailleurs, pour deux radiations données  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$ , le rapport des émittances monochromatiques est :  $M_{\lambda_1,T} / M_{\lambda_2,T} = f(T, \alpha_{\lambda_1}, \alpha_{\lambda_2})$ . Lorsque  $\alpha_{\lambda_1} = \alpha_{\lambda_2}$ , c'est à dire pour un "corps gris",  $M_{\lambda_1,T} / M_{\lambda_2,T}$  n'est plus fonction que de T. Il suffira donc, pour obtenir T, de mesurer le rapport des émittances  $M_{\lambda_1,T}$  et  $M_{\lambda_2,T}$  pour les deux couleurs  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$  (pyromètre à deux couleurs P2C).

#### Annexe 4. Estimation de l'état des contraintes résiduelles après les tests de fatigue thermique.

Comme nous l'avons mentionné dans l'introduction de cette partie dédiée aux mesures des contraintes résiduelles notre intérêt est d'évaluer les contraintes existantes dans des coquilles bi-matériaux utilisés dans les tests de fatigue thermique. Pour cela nous avons considéré un état des contraintes résiduelles ortho-radiales existant dans des demi-coquilles obtenues après la découpe et auxquelles nous ajoutons la contrainte libérée par la découpe. Cette contrainte est estimée avec des mesures de la géométrie de la coquille avant et après la découpe.

La formule utilisée est la suivante [192]:

$$\sigma = E't(1/D_0 - 1/D_1) \quad (7.1)$$

Où, t – l'épaisseur

$D_0$  – diamètre initial avant la découpe

$D_1$  - diamètre final après la découpe

E – module d'Young de la coquille calculé avec la formule suivante :

$$E' = (E_1V_1 + E_2V_2)/V \quad (7.2)$$

$E_1$  – module d'Young du matériau de base

$E_2$  – module d'Young du matériau de recharge

V – volume de la coquille

$V_1$  – volume occupé par le matériau de base

$V_2$  – volume occupé par le matériau de base

$$V = V_1 + V_2 \quad (7.3)$$