

THÈSE

Présentée à l'Université de Reims Champagne-Ardenne

Par

Walid FEKIH AHMED

Pour l'obtention du grade de

Docteur de l'Université de Reims Champagne-Ardenne

Spécialité : Mécanique et Matériaux

Modélisation du comportement du rechargement
Stellite-6 déposé par PTA dans les outillages de forge

Soutenue le 16 décembre 2010 devant le jury :

Paul LIPINSKI	Professeur des Universités ENI METZ	Rapporteur
Philippe REVEL	Habilité à Diriger les Recherches UTC	Rapporteur
Pascal LAFON	Professeur des Universités UTT	Examineur
Luminita IORDACHE	Directrice R&D CRITT MDTS	Examineur
Alain LODINI	Professeur des Universités URCA	Co-directeur de thèse
Hervé BONNEFOY	HDR URCA	Directeur de thèse
Khemais SANNOUNI	Professeur des Universités UTT	Examineur
Krzysztof WIERZBANOWSKI	Professeur des Universités Cracovie	Examineur
Ludovic BOSSEAUX	Ingénieur R&D Bourguignon Barré	Invité

Remerciements

Ces travaux s'inscrivent dans le cadre du projet de recherche PROMETFOR (ANR-10-06-1-MAPR-0017) de l'Agence Nationale de Recherche d'une durée de 36 mois. Ce projet porte sur la réalisation d'outillage de forge par projection métallique et regroupe quatre laboratoires et cinq PME de forge.

J'ai effectué cette thèse au sein du Laboratoire d'Analyse des Contraintes Mécaniques et de Dynamique des Transferts aux Interfaces (LACMDTI) de l'université de Reims Champagne Ardenne (URCA) sous la direction des Professeurs Alain LODINI et Jean-Paul CHOPPART dont je les remercie très sincèrement.

Avant tout, je remercie les membres du jury pour leur collaboration à ces travaux de thèse ainsi que pour leur participation à la soutenance.

Je remercie vivement Pascal LAFON, Professeur à l'UTT, pour m'avoir fait l'honneur d'être président du jury et de m'avoir aidé dans mes réflexions.

J'exprime toute ma gratitude à Paul LIPINSKI, Professeur à l'ENI de Metz et à Philippe REVEL, Maître de Conférences à l'UTC et Habilité à Diriger des Recherches pour avoir accepté de rapporter ma thèse. Je sais que c'est un travail très important mais leurs remarques m'ont permis d'approfondir et de compléter certains points.

Je remercie Khemais SANNOUNI, Professeur à l'UTT, ainsi que Krzysztof WIERBANOSWSKI, Professeur à l'Université Cracovie, pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail et pour avoir accepté de faire partie du jury lors de la soutenance de la thèse.

Je souhaite adresser tous mes remerciements à Luminita IORDACHE, Responsable R&D au CRITT MDTs, et à Ludovic BOSSEAUX, Responsable Méthodes chez Bourguignon Barré, pour leur implication dans le projet et leur vision industrielle.

J'exprime toute ma reconnaissance à Hervé BONNEFOY qui a dirigé mes travaux de recherche et qui a su être disponible pendant cette période parfois difficile.

Ce travail comporte de nombreuses manipulations expérimentales et de nombreux essais qui n'auraient pu aboutir sans les compétences et le dévouement de Delphine AUZENE et de Michel HARBULOT du CRITT MDTS ainsi que de Gérard MARICHAL de l'UTC.

Merci également à tous mes amis, thésards, docteurs, personnel de l'IFTS et particulièrement à Florian pour m'avoir aidé ainsi que de m'avoir rendu, à leur manière, ce travail sympathique et agréable.

Je tiens à exprimer mes remerciements aussi au Conseil Général des Ardennes ainsi qu'à l'ANR pour avoir financé ma thèse.

Enfin, je remercie chaleureusement mes parents et toute ma famille qui m'ont soutenu avant et pendant cette thèse. Mes remerciements s'adressent également à la famille BEN SALEM qui a été à mes côtés pendant mon séjour en France.

Table des matières

Table des matières	5
Table des figures	9
Liste des tableaux	16
Liste des tableaux	16
Notations	18
Notations	18
INTRODUCTION GENERALE.....	20
PARTIE 1. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	24
1.1. Introduction	24
1.2. Procédé de forgeage à chaud	24
1.3. Mécanismes d'endommagement des outils de forgeage	25
1.3.1. Fatigue mécanique.....	26
1.3.2. Fatigue thermique.....	28
1.3.3. Usure abrasive	30
1.3.4. Déformation plastique	30
1.4. Les matériaux utilisés pour les outils de forgeage à chaud	30
1.5. Les méthodes de dépôt possibles	32
1.6. Loi de comportement élasto-visco-plastique.....	38
1.6.1. Introduction	38
1.6.2. Variables observables et variables internes.....	39
1.6.3. Application à la plasticité.....	39
1.6.4. Application à la viscoplasticité	41
1.6.5. Formulation de la loi de comportement en viscoplasticité.....	42
1.7. Loi d'endommagement	46
1.7.1. Notion de contrainte effective	46
1.7.2. Mesure de l'endommagement :	47
1.7.3. Formulation générale de la loi d'endommagement.....	48
1.7.4. Endommagement par fatigue oligocyclique.....	49
1.7.5. Formulation en cas de fatigue unidirectionnelle symétrique	50
1.8. Modélisation de la fatigue thermique.....	51

PARTIE 2. RECHARGEMENT PTA	53
2.1. Introduction	53
2.2. Choix du procédé de rechargement	53
2.2.1. Le principe du procédé PTA:	54
2.2.2. Les matériaux de rechargement.....	55
2.2.3. Les avantages du PTA.....	56
2.3. Étude de la poudre de Stellite-6	57
2.3.1. Choix du matériau de dépôt	57
2.3.2. Fabrication de la poudre de stellite-6	57
2.3.3. Analyse de la poudre	58
2.4. Choix du plan d'expérience :	61
2.4.1. Choix des facteurs :	61
2.4.2. Définition des éprouvettes :.....	62
2.4.3. Les réponses :	63
2.4.4. Résultats:	64
2.5. Étude complémentaire.....	69
2.6. Dilatométrie.....	70
2.6.1. Déroulement de l'essai :	70
2.6.2. Résultat des essais :	71
2.6.3. Remarques	73
2.7. L'évaluation des contraintes résiduelles du substrat par ultrason	73
2.8. Matériaux à gradients fonctionnels	75
2.9. Conclusion.....	78
PARTIE 3. Étude du comportement Mécanique du rechargement et du substrat.....	79
3.1. Introduction	79
3.2. Essais de fatigue oligocyclique isothermes.....	79
3.2.1. Effets des chargements cycliques.....	79
3.2.2. Présentation des conditions d'essais	81
3.2.3. Essais sur des éprouvettes en Z38CDV5.....	84
3.2.4. Essais sur des éprouvettes en STELLITE-6.....	88
3.2.5. Choix du modèle de comportement	91
3.3. Identification des paramètres de la loi de comportement.....	92
3.3.1. Loi de comportement et modélisation	92
3.3.2. Identification à l'aide du logiciel SiDoLo.....	93

3.3.3. Démarche suivie	95
3.3.4. Identification des paramètres du Z38CDV5 avec SiDoLo.....	99
3.3.5. Identification des paramètres du Stellite-6.....	107
3.4. Comparaison de la tenue en fatigue oligocyclique isotherme de la Stellite-6 et du Z38CDV5	114
3.5. Identification des paramètres de la loi d'endommagement.....	116
3.5.1. Identification des paramètres du Z38CDV5.....	118
3.5.2. Identification des paramètres du Stellite-6.....	120
3.6. Étude microstructurale du Stellite-6.....	121
3.6.1. Microstructure des rechargements base cobalt.....	121
3.6.2. Revêtement à l'état initial	122
3.6.3. Éprouvettes de fatigue oligocyclique	125
3.6.4. Conclusion.....	129
PARTIE 4. INTEGRATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT	130
4.1. Introduction	130
4.2. Schéma explicite	130
4.2.1. Prédiction élastique :	131
4.2.2. Vérification de la condition d'écoulement plastique :	132
4.2.3. Calcul de l'incrément de déformation plastique cumulée :.....	132
4.2.4. Calcul des contraintes en cas d'écoulement viscoplastique :.....	132
4.2.5. Actualisation des termes des écrouissages isotrope et cinématique :.....	135
4.2.6. Algorithme d'intégration explicite:.....	137
4.3. Schéma implicite	138
4.3.1. Prédiction élastique :	138
4.3.2. Correction plastique en cas d'écoulement viscoplastique :.....	138
4.3.3. Calcul de l'incrément de déformation plastique cumulée:.....	139
4.3.4. Calcul des termes d'écrouissages:.....	143
4.3.5. Calcul de la contrainte et la déformation plastique:.....	144
4.3.6. Calcul du module tangent consistant:.....	144
4.3.7. Algorithme d'intégration implicite:	151
4.4. Validation sur des essais simples	152
4.4.1. Conclusion :.....	156
PARTIE 5. étude d'un cas industriel.....	157
5.1. Introduction :	157

5.2. Présentation de l’outillage :	157
5.3. Calcul des contraintes sur des outillages par simulation numérique.....	158
5.4. Calcul thermo-mécanique du poinçon rechargé.....	158
5.5. Évaluation des contraintes résiduelles par US	163
5.6. Analyses du poinçon endommagé.....	164
5.7. Conclusion.....	166
CONCLUSION GENERALE ET PRESPECTIVES.....	167
Conclusion.....	167
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	171
ANNEXE A.....	177
ANNEXE B.....	179
ANNEXE C.....	181
ANNEXE D.....	183
ANNEXE E.....	185
ANNEXE F.....	187
ANNEXE G.....	189
ANNEXE H.....	192
ANNEXE I.....	193

Table des figures

Figure 1.1. Comparaison entre une pièce forgée et thixoforgée en acier C80.	25
Figure 1.2. Mécanismes d'endommagement des outils de forgeage à chaud.	26
Figure 1.3. Interactions fatigue- usure – environnement.	26
Figure 1.4. Contraintes tangentielle et normales sur la surface développée d'une matrice de forge à chaud d'après [GAU-98].	27
Figure 1.5. Schéma représentatif de la plastification de la surface d'une pièce chauffée par un flux de chaleur [DIA-88].	28
Figure 1.6. Mécanisme de l'endommagement [FLU-83].	29
Figure 1.7. Dureté de l'acier X40CrMoV5-1 après trempe et revenu.	31
Figure 1.8. Évolution de la dureté pour l'acier X32CrMoV33, l'inconel 617 et la Stellite 6 en fonction du nombre de cycles thermiques.	32
Figure 1.9. Relation entre la déformation plastique et le nombre de cycles à rupture pour les matériaux vierge et nitruré [DAFF-04].	33
Figure 1.10. Gradient de dureté obtenu par la combinaison de la nitruration et du PVD.	34
Figure 1.11. Réalisation d'une tôle en bi-matériaux plaquée par explosion.	35
Figure 1.12. Procédé de fusion de poudre OPTOMECA (a) Micrographie du matériau déposé à gradient de composition.	36
Figure 1.13. Évolution du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes.	40
Figure 1.14. Surfaces équipotentielles d'écoulement.	41
Figure 1.15. Schéma des différentes variables internes.	43
Figure 1.16. Écrouissage isotrope R	44
Figure 1.17. Écrouissage cinématique linéaire.	45
Figure 1.18. Écrouissage cinématique non-linéaire.	45
Figure 1.19. Contrainte effective et équivalence en déformation.	47
Figure 2.1. Torche Plasma.	55
Figure 2.2. Robot de soudure avec torche PTA du CRITT MDT.	55
Figure 2.3. Processus d'atomisation au gaz.	58
Figure 2.4. Analyse au MEB de la poudre de stellite-6.	59
Figure 2.5. Spectre EDS des éléments de la poudre de stellite-6.	59
Figure 2.6. Analyse au MEB de la poudre de stellite-6 avec repérage des cinq particules	60
Figure 2.7. Spectre EDS des éléments de la poudre de stellite-6 pour les cinq particules étudiées.	60

Figure 2.8. Principe des plans d'expérience.....	61
Figure 2.9. Éprouvette de rechargement et éprouvette découpée pour les analyses	63
Figure 2.10. Taux de dilution.....	64
Figure 2.11. Filiation de dureté.....	64
Figure 2.12. Évolution de la teneur des éléments chimiques en fonction de la profondeur pour les blocs 1 et 2.....	65
Figure 2.13. Microstructure Stellite 6 Gx500.....	68
Figure 2.14. Courbe de diffusion chimique des éléments à l'interface obtenus par EDS.....	68
Figure 2.15. Filiation de dureté du substrat-rechargement.....	68
Figure 2.16. Effet du préchauffage et du revenu sur la qualité du dépôt.....	69
Figure 2.17. Influence de l'hydrogène sur la qualité du dépôt.....	70
Figure 2.18. Courbe dilatation -température d'une éprouvette en Stellite-6 sens longitudinal.....	71
Figure 2.19. Courbe dilatation- température d'une éprouvette en Stellite-6 sens transversal.....	71
Figure 2.20. Courbe dilatation- température d'une éprouvette en Z38CDV5.....	72
Figure 2.21. Courbes dilatation- température des deux éprouvettes en Stellite-6 sens longitudinal et transversal.....	72
Figure 2.22. Évolution des coefficients de dilatation thermique en fonction de la température.....	72
Figure 2.23. Relevés des contraintes σ_{zz} sur les deux faces du bloc 2.....	74
Figure 2.24. Relevés des contraintes σ_{zz} sur les deux faces du bloc 1.....	75
Figure 2.25. Filiation de dureté stellite grade 6, grade 21 et substrat.....	76
Figure 2.26. Macrographie à l'interface du rechargement.....	77
Figure 2.27. Analyse sonde EDS sur l'échantillon avec le stellite grade 21 en sous-couche et le stellite grade 6 en surface.....	78
Figure 3.1. Cycle contrainte-déformation.....	80
Figure 3.2. Adoucissement (a) et durcissement (b) cyclique à déformation imposée.....	80
Figure 3.3. Adoucissement (a) et durcissement (b) cyclique à contrainte imposée.....	81
Figure 3.4. Essais à déformation imposée non symétrique (a) et à contrainte imposée non symétrique (b).....	81
Figure 3.5. Structure en lattes de l'acier Z38CDV5 trempé revenu.....	83
Figure 3.6. Prélèvement des éprouvettes en Stellite-6 par électroérosion.....	83
Figure 3.7. Photo du dispositif d'essais de fatigue isotherme.....	84
Figure 3.8. Photo (a) et schéma (b) de l'éprouvette de fatigue isotherme.....	84

Figure 3.9. Essais à différentes températures du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	86
Figure 3.10. Évolution de la $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	86
Figure 3.11. Évolution de la $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$.	87
Figure 3.12. Essais de relaxation à différentes températures. .	87
Figure 3.13. Essais à différentes températures du Stellite-6 ; $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	89
Figure 3.14. Évolution de la $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Stellite-6; $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	90
Figure 3.15. Évolution de la $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Stellite-6 ; $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$.	90
Figure 3.16. Essais à différentes vitesses de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ du Stellite-6 à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; T= 300°C et 500°C.	91
Figure 3.17. Essais à $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ (a) et Essai à $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ du Stellite-6 à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; T=600°C (b).	91
Figure 3.18. Essais à différentes vitesses de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ du Stellite-6 à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; T= 700°C.	91
Figure 3.19. Schéma de principe de l'identification par la méthode inverse. .	95
Figure 3.20. Procédure de Cottrel (a), Procédure utilisée (b). .	95
Figure 3.21. Courbes de relaxation (a) et de viscosité (b) du Z38CDV5 à 600°C.	98
Figure 3.22. Essai de fatigue du Z38CDV5 à 600°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	98
Figure 3.23. Courbes de relaxation (a) et de viscosité (b) du Stellite-6 à 300°C.	99
Figure 3.24. Essai de fatigue du Stellite-6 à 300°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	99
Figure 3.25. Simulation de l'essai à 20°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% aux cycles initial et stabilisé. .	100
Figure 3.26. Simulation de l'essai à 300°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.	101
Figure 3.27. Simulation de l'essai de relaxation à 300°C.	101

Figure 3.28. Simulation de l'essai à 500°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.....	101
Figure 3.29. Simulation de l'essai de relaxation à 500°C.....	102
Figure 3.30. Simulation de l'essai à 600°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\%$ et $0,2\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.....	102
Figure 3.31. Simulation de l'essai de relaxation à 600°C.....	102
Figure 3.32. Simulation de l'essai à 700°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\%$ et $0,2\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.....	103
Figure 3.33. Simulation de l'essai de relaxation à 700°C.....	103
Figure 3.34. Évolution des coefficients de la loi de comportement en fonction de la température du Z38CDV5.....	105
Figure 3.35. Évolution de $\sigma_y + R, \sigma_V, X$ et σ (a) et $\frac{(\sigma_y + R)}{\sigma}, \frac{\sigma_V}{\sigma}$ et $\frac{X}{\sigma}$ (b) en fonction de la température à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$	106
Figure 3.36. Simulation de l'essai à 20°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\%$ et $0,2\%$ aux cycles initial et stabilisé.	108
Figure 3.37. Simulation de l'essai à 300°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\%$ et $0,2\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.....	108
Figure 3.38. Simulation de l'essai à 500°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\%$ et $0,2\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.....	109
Figure 3.39. Simulation de l'essai à 600°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\%$ et $0,2\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.....	109
Figure 3.40. Simulation de l'essai à 700°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.....	110
Figure 3.41. Évolution des coefficients de la loi de comportement en fonction de la température du Stellite-6.....	111
Figure 3.42. Évolution de $\sigma_y + R, \sigma_V, X$ et σ et $\frac{(\sigma_y + R)}{\sigma}, \frac{\sigma_V}{\sigma}$ et $\frac{X}{\sigma}$ en fonction de la température à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$	113
Figure 3.43. Relation entre l'amplitude de déformation plastique imposée et le nombre de cycle à la rupture pour le Z38CDV5 à différentes températures.....	115

Figure 3.44. Relation entre l'amplitude de déformation plastique imposée et le nombre de cycle à la rupture pour la Stellite-6 à différentes températures.....	115
Figure 3.45. Relation entre l'amplitude de déformation plastique imposée et le nombre de cycle à la rupture pour la Stellite-6 et le Z38CDV5.....	116
Figure 3.46. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=20^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.....	118
Figure 3.47. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=300^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.....	119
Figure 3.48. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=500^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.....	119
Figure 3.49. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=600^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.....	119
Figure 3.50. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=700^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.....	120
Figure 3.51. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=700^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$ sur des éprouvettes en Stellite-6.....	121
Figure 3.52. Zones d'analyse EDS d'un échantillon en stellite-6.....	123
Figure 3.53. Spectre d'analyse qualitative de la zone dendritique du rechargement en stellite-6.....	123
Figure 3.54. Spectre d'analyse qualitative de la zone interdendritique du rechargement en stellite-6.....	124
Figure 3.55. Diffractogramme DRX du Stellite-6.....	124
Figure 3.56. Nano-indentation dans les zones dendritique et interdendritique.....	125
Figure 3.57. Vue générale du faciès de rupture en fatigue à 20°C	126
Figure 3.58. Agrandissement d'une zone particulière du faciès de rupture en fatigue à 20°C	126
Figure 3.59. Zones d'analyses par EDS d'un faciès de rupture ; zone (1) : rupture ductile et zones (2) et (3) : rupture fragile.	126
Figure 3.60. Spectre d'analyse qualitative de la zone de rupture ductile (1) et la zone de rupture fragile (3).	127
Figure 3.61. Analyses métallographiques du rechargement de référence et des éprouvettes de fatigue.....	128

Figure 3.62. Diffractogramme DRX du Stellite-6 ; éprouvettes de fatigue et échantillon de référence.....	128
Figure 4.1. Organigramme du schéma d'intégration explicite du modèle de comportement.	137
Figure 4.2. Interprétation géométrique du retour radial en cas de comportement visoplastique avec écrouissage isotrope et cinématique, d'après [SIM-98].....	139
Figure 4.3. Interprétation géométrique du schéma de retour implicite d'Euler dans l'espace des contraintes pour le cas de la plasticité associée, d'après [SIM-98].	142
Figure 4.4. Organigramme du schéma d'intégration explicite implicite du modèle de comportement.....	151
Figure 4.5. Conditions de chargement isotherme.....	152
Figure 4.6. Conditions de chargement anisotherme.....	153
Figure 4.7. Calculs dynamiques implicites de l'essai de traction compression isotherme, évolution de la contrainte en fonction de la déformation totale.....	153
Figure 4.8. Calculs dynamiques implicites de l'essai de traction compression isotherme, évolution de la déformation plastique cumulée en fonction du temps.....	154
Figure 4.9. Calculs dynamiques implicites de l'essai de cyclage thermique, évolution de σ_{22} en fonction de ϵ_{22}^{vp}	154
Figure 4.10. Calculs dynamiques implicites de l'essai de cyclage thermique, évolution de $\bar{\epsilon}^{vp}$ en fonction du temps.....	155
Figure 4.11. Comparaison entre le calcul implicite et le calcul explicite en chargement isotherme.....	155
Figure 4.12. Comparaison entre le calcul implicite et le calcul explicite en chargement thermique.....	156
Figure 5.1. Poinçon rechargé (a) et usiné (b).....	157
Figure 5.2. Simulation de l'opération de forgeage.....	159
Figure 5.3. Distribution de la contrainte normale en surface et distribution des températures du poinçon.....	159
Figure 5.4. Maillage du poinçon.....	161
Figure 5.5. Évolution de la température en fonction du temps pour différentes profondeurs.....	162
Figure 5.6. Évolution de contrainte σ_{rr} en fonction du temps pour différentes profondeurs.	162
Figure 5.7. Évolution de la déformation plastique cumulée en fonction du temps pour différentes profondeurs.....	163

Figure 5.8. Profil des contraintes résiduelles σ_{rr} en fonction de la profondeur.	164
Figure 5.9. Poinçon en fin de service.	164
Figure 5.10. Diffractogramme DRX du Stellite-6 sur l'échantillon de référence et sur le rechargement endommagé.....	165
Figure 5.11. Comparaison de dureté du bloc n°1 (refroidissement à l'air) et du bloc n°2 (refroidissement vermiculite).	179
Figure 5.12. Comparaison de dureté des blocs rechargés sur champ avec et sans hydrogène.	179
Figure 5.13. Comparaison de dureté du bloc n°3 (refroidissement à l'air) et du bloc n°4 (refroidissement vermiculite).	180
Figure 5.14. Comparaison de dureté du bloc n°7 (refroidissement vermiculite) et du bloc n°8 (refroidissement à l'air).	180
Figure 5.15. Méthode par transmission : ondes longitudinales surfacique.	182
Figure 5.16. Vue d'ensemble du dilatomètre.	193

Liste des tableaux

Tableau 1-1. Exemple de pressions de déformation exercées par une presse à forger pour trois types d'acier [RAM88].....	27
Tableau 1-2. Aciers alliés pour travail à chaud (source OTUA).....	31
Tableau 1-3. Variables d'thermodynamiques.	42
Tableau 2-1. Caractéristiques des différents procédés de rechargement d'après [LEV89]. ...	54
Tableau 2-2. Composition du stellite en fonction du grade.	56
Tableau 2-3. Proportion des éléments de la stellite-6 en pourcentage massique.	59
Tableau 2-4. Proportion des éléments en pourcentage massique sur les cinq particules étudiées.....	61
Tableau 2-5. Plan d'expériences L8.	62
Tableau 2-6. Composition chimique du substrat et du stellite grade 6.	63
Tableau 2-7. Les réponses du plan d'expériences.....	66
Tableau 2-8. Configuration optimale des facteurs.	67
Tableau 2-9. Valeurs des coefficients de dilatation thermique $\alpha(^{\circ}\text{C}^{-1}) \cdot 10^{-6}$ en fonction de la température.....	73
Tableau 2-10. Valeurs des paramètres des fonctions d'interpolation des coefficients de la dilatation thermique.....	73
Tableau 3-1. Programme d'essais.	82
Tableau 3-2. Composition chimique (% de la masse) du Z38CDV5.....	83
Tableau 3-3. Composition chimique (% de la masse) du Stellite-6.	83
Tableau 3-4. Paramètres déduits à partir des courbes de relaxation et de fatigue.....	99
Tableau 3-5. Paramètres de la loi de comportement adoptée pour le Z38CDV5.....	104
Tableau 3-6. Évolution $\sigma_y + R$ et X en fonction de la température, $\dot{\epsilon} = 310^{-3} s^{-1}$ au cycle stabilisé.....	106
Tableau 3-7. Comparaison entre résultats déduits par décomposition de la contrainte et ceux déduits	107
Tableau 3-8. Paramètres de la loi de comportement adoptée pour le Stellite-6.....	111
Tableau 3-9. Évolution $\sigma_y + R$ et X en fonction de la température, $\dot{\epsilon} = 310^{-3} s^{-1}$ au cycle stabilisé.....	113
Tableau 3-10. Comparaison entre résultats déduits par décomposition de la contrainte et ceux déduits	114

Tableau 3-11. Paramètres de la loi d'endommagement du Z38CDV5 en fatigue oligocyclique isothermes à $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	120
Tableau 3-12. Paramètres de la loi d'endommagement du Stellite-6 en fatigue oligocyclique isothermes à $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$.	121
Tableau 3-13. Composition chimique des zones dendritique et interdendritique (% en masse), Stellite-6.	124
Tableau 3-14. Composition chimique de la zone de rupture ductile et de la zone de rupture fragile (% en masse).	127
Tableau 3-15. Mesure de la dureté et du taux de carbure du rechargement de référence et des éprouvettes de fatigue.	127
Tableau 5-1. Paramètres du cycle thermique.	160
Tableau 5-2. Propriétés thermiques du Stellite-6, [BIR-10].	160
Tableau 5-3. Propriétés thermiques du Z38CDV5, [BOH-00].	160
Tableau 5-4. Mesure de dureté en surface de rechargement avant et après les opérations de forgeage.	165
Tableau 5-5. Paramètres de la loi de comportement de la Stellite-21 [REV-91].	192
Tableau 5-6. Propriétés thermiques du Stellite-21, [BOG-97].	192

Notations

- $\underline{\sigma}$: Tenseur des contraintes
- σ_{eq} ou $J_2(\underline{\sigma})$: Contrainte équivalente de Von Mises
- $\underline{\sigma}'$: Tenseur déviateur des contraintes
- σ_h : Contrainte hydrostatique
- $\underline{\sigma}^*$: Tenseur des contraintes d'essai
- $\underline{\varepsilon}$: Tenseur des déformations
- $\underline{\varepsilon}^{pl}$: Tenseur des déformations viscoplastiques
- $\underline{\varepsilon}^{el}$: Tenseur des déformations élastiques
- $\bar{\varepsilon}^{pl}$ ou p : Déformation plastique cumulée
- $\Delta\underline{\varepsilon}^{pl}$: Tenseur des incréments de déformations viscoplastiques
- $\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}$: Incrément de déformation plastique cumulée
- \underline{X} : Tenseur variable d'écrouissage cinématique
- C_1 : Constante d'écrouissage cinématique non linéaire
- $\underline{\alpha}$: Tenseur des variables d'écrouissage
- C_2 : Constante d'écrouissage cinématique linéaire
- γ_0 : Constante initiale d'écrouissage cinématique non linéaire
- γ_s : Constante finale d'écrouissage cinématique non linéaire
- β : Constante d'écrouissage cinématique non linéaire
- R : Variable d'écrouissage isotrope
- b : Paramètre d'écrouissage isotrope
- E : Module de Young
- ν : Coefficient de Poisson
- λ, μ : Coefficients de Lamé
- α : Coefficient de dilatation thermique
- T : Température
- T_{ref} : Température de référence

- σ_y : Limite d'élasticité
 K : Constante de viscosité
 n : Constante de viscosité
 S : Entropie
 s : Densité d'entropie spécifique
 ψ : Énergie libre spécifique
 D : Endommagement
 D_c : Endommagement critique

INTRODUCTION GENERALE

Le contexte fortement concurrentiel et très versatile du marché international oblige les forgerons à s'adapter en permanence pour assurer leur pérennité et leur développement. Dans le cadre de l'obtention de pièces réalisées par déformation plastique, de nombreuses voies sont explorées pour réduire le coût des pièces et offrir de nouvelles fonctionnalités aux produits forgés.

Les pièces forgées présentent de bonnes propriétés mécaniques. La déformation élevée en formage à chaud :

- génère un fibrage ayant pour effet de créer une anisotropie favorable à la tenue à la fatigue
- facilite la fabrication de pièces complexes telles que les engrenages, les bielles ou les vilebrequins.

Le développement de produits forgés compétitifs passe par une collaboration étroite entre les différents partenaires, l'utilisation des outils de simulation, l'augmentation de la durée de vie des outillages et le développement de nouveaux procédés de forgeage.

La réussite de l'industrialisation d'un produit complexe nécessite la collaboration étroite de l'aciériste, du concepteur et du forgeron. Les forgerons deviennent des partenaires à part entière et non plus des sous traitants fabriquant uniquement des pièces. A partir d'un cahier des charges, les forgerons participent conjointement à la conception du produit en intégrant les potentialités de leur processus de forgeage. Le développement des bielles sécables [FRE-07] est l'exemple type de l'efficacité de la coopération entre les différents partenaires. Ces bielles doivent avoir des propriétés apparemment antinomiques mais réalisables pour obtenir à la fois, une bonne aptitude à la sécabilité, une bonne usinabilité ainsi qu'une bonne tenue à la fatigue aussi élevée qu'un acier non sécable.

La simulation numérique par éléments finis réduit les coûts et le temps de développement d'un nouveau produit. Ces outils numériques permettent de prédire le comportement thermomécanique et métallurgique des outillages et des lopins. L'implémentation des règles métiers dans les logiciels de CAO doit guider le concepteur dans la conception des produits forgés ainsi que leur outillage. Une optimisation globale du design de la pièce, de l'outillage, de la gamme de fabrication, du matériau ainsi que leurs interactions devient indispensable afin d'obtenir des produits véritablement innovants et compétitifs.

Le coût d'un outillage de forge représente entre 5 à 20% du prix de revient d'une pièce forgée. L'usinage à grande vitesse a permis d'améliorer la qualité dimensionnelle et

tribologique des gravures. Les dépôts PVD nanostructurés permettent de réduire le coefficient de frottement et d'augmenter la résistance à l'usure. La fabrication rapide d'outillage par fusion de matériaux à l'endroit requis et au juste nécessaire, couche par couche, ouvre de nouvelles perspectives pour la fabrication des matrices notamment au niveau des matériaux à gradient fonctionnel. La solution d'une transition continue des propriétés recherchées, par un gradient de composition, permet d'atténuer la transition brutale générant de fortes concentrations de contraintes.

Le forgeage de précision permet de fabriquer des pièces « net shape » ou « near net shape » dont la fabrication se caractérise par une réduction importante de la matière mise en oeuvre. L'obtention de pièces « net shape » impose une réflexion globale sur la géométrie des pièces et des outillages afin d'obtenir directement les surfaces fonctionnelles de la pièce par forgeage. Le thixoforgeage est un procédé de mise en forme des matériaux semi-solide après refusion partielle [BEC-07]. Cette mise en forme à l'état-semi solide s'appuie sur la propriété thixotrope des matériaux. Le thixoforgeage permet ainsi l'obtention en une seule opération des pièces de forme complexe. Ce procédé est déjà industrialisé pour les alliages d'aluminium et de magnésium. Des travaux de recherche sont engagés au niveau de différentes nuances d'aciers.

La contribution de ces travaux de recherche pour la forge, réside dans l'amélioration de la durée de vie des matrices ou inserts de forge à chaud. L'objectif de cette étude est de modéliser le comportement thermo mécanique des outillages de forge à chaud, revêtus d'un dépôt épais de Stellite 6 déposé par torche plasma (PTA). Le déploiement d'une stratégie expérimentale a permis de définir la loi de comportement et d'endommagement et d'identifier les paramètres de ces lois pour le Stellite 6 et l'acier à outil martensitique X38CrMoV5. L'implémentation d'un modèle adapté a été effectuée dans le but de simuler le comportement thermomécanique des outillages de forge. Le rechargement du Stellite 6 a été réalisé sur poinçon. Les résultats obtenus par simulation ont été comparés aux mesures des contraintes résiduelles.

La première partie des travaux réalisés est consacrée à l'étude des modes de dégradation des outillages de forge. Une étude bibliographique rappelle les lois de comportement et d'endommagement utilisées en fatigue oligocyclique. Un état de l'art est réalisé sur les traitements thermiques, les traitements de surface ainsi que les matériaux utilisés pour la fabrication des matrices.

La deuxième partie présente les travaux de rechargement du Stellite 6 déposé par torche plasma sur l'acier X38CrMoV5. Le déploiement d'un plan d'expérience a défini les

paramètres influents du procédé de dépôt PTA. La caractérisation de ces dépôts tant au niveau métallurgique que mécanique a conduit à une optimisation du couple procédé matériau. Des essais complémentaires ont montré l'influence de la température de préchauffage et des post-traitements sur la qualité du dépôt. L'étude des coefficients de dilatation du Stellite 6 et 21 permet d'envisager un dépôt multimatériaux voire à gradient fonctionnel.

Le troisième chapitre est dédié à l'étude du comportement mécanique sous sollicitations cycliques et à l'endommagement en fatigue oligocyclique du rechargement et du substrat. A partir des différents essais de traction compression isothermes et d'essai de relaxation, l'identification des paramètres de la loi de comportement et d'endommagement a été réalisée. Une étude métallurgique du rechargement à l'état initial et sur des éprouvettes de fatigue à différentes températures a été ensuite menée afin d'analyser les évolutions microstructurales.

Le quatrième chapitre est consacré à l'intégration du modèle de comportement défini au chapitre précédemment suivant les schémas explicite et implicite. Les deux algorithmes explicite et implicite sont implémentés sous Abaqus via les routines UMAT et VUMAT. La validation de ces intégrations numériques est effectuée à travers des cas test de chargement cyclique isotherme et anisotherme.

Le cinquième chapitre traite un cas industriel d'un outillage de forgeage. Le poinçon revêtu de Stellite 6 a été usiné et mis en production. Le comportement de ce poinçon a été simulé sous Abaqus à partir des routines développées au chapitre précédent. Les résultats obtenus par simulation sur le poinçon ont été comparés aux mesures des contraintes résiduelles réalisées par ultrasons. Une étude complémentaire sur le poinçon endommagé a été menée.

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet PROMETFOR de l'Agence Nationale de Recherche. Ce projet a pour objectif de réaliser des outillages de forge à gradient fonctionnel par dépôt de poudre métallique par torche plasma (PTA). Ce projet regroupe cinq PME dans le domaine de la forge et quatre laboratoires de recherche. Le panel d'entreprises de forge représente les différents procédés de forgeage à savoir le forgeage sur presse ou sur marteau pilon et le laminage circulaire et propose une large gamme de matériaux forgés de l'acier à basse teneur en carbone aux aciers inox.

La collaboration des quatre laboratoires de recherche est organisée autour des compétences complémentaires nécessaires pour réussir ce projet. Le laboratoire LLB (Laboratoire Léon Brillouin) implanté sur le centre CEA (Commissariat à l'Énergie Atomique) de Saclay est

expert dans le domaine de l'évaluation des contraintes, le LEM3 (Laboratoire d'Étude des Microstructures et Mécaniques des Matériaux) apporte son expertise dans le domaine de l'usinage à grande vitesse des superalliages, le CRITT MDTS (Centre Régional d'Innovation et de Transfert de Technologie) est reconnu dans la caractérisation et le dépôt de matériaux par torche plasma et le LACMDTI (Laboratoire d'Analyse des Contraintes Mécaniques et de Dynamique des Transferts aux Interfaces) modélise les lois de comportement et d'endommagement des stellites.

PARTIE 1. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1. Introduction

La réalisation d'outillages de forge fait appel à la combinaison du savoir-faire des industriels et de la science. Les techniques de conception, de fabrication et de réparation d'outillages acquises par l'expérience ne sont plus suffisantes pour réaliser un saut technologique ou de l'innovation de rupture. La métallurgie, la mécanique et la thermique permettent de comprendre les mécanismes d'usure et d'endommagement des outillages de forge à chaud. La compréhension de ces phénomènes permet d'envisager des améliorations significatives sur la conception, la réalisation et les traitements de surface des outillages de forge.

Ce premier chapitre présente succinctement les procédés de forgeage à chaud, les mécanismes d'endommagement des outillages, les matériaux les plus couramment utilisés ainsi que les traitements de surfaces et les revêtements habituellement pratiqués sur les matrices.

L'usinage à grande vitesse des gravures de forge a permis d'améliorer la qualité dimensionnelle et l'état de surfaces des matrices. Les techniques de fabrication rapide de dépôt couche par couche ouvrent de nouvelles perspectives dans le domaine de l'outillage notamment la réalisation de matériaux à gradient fonctionnel ou à gradient de propriétés.

Les modèles de comportement et d'endommagement sont présentés. L'étude se termine par une étude bibliographique du procédé de projection métallique par torche plasma (Plasma Transferred Arc)

1.2. Procédé de forgeage à chaud

Le forgeage est un procédé de mise en forme par déformation plastique au cours duquel un lopin de métal est mis en forme par l'intermédiaire d'outils ou de matrices. La forge à chaud s'effectue à une température d'environ $0,7.T_L$ (Température du Liquidus) [ASM-05].

Le principal attrait du forgeage, par rapport aux procédés concurrents, se trouve dans le fibrage et la structure métallurgique de la pièce. Ce fibrage a pour effet de créer une anisotropie de comportement, notamment en fatigue. Les pièces forgées prennent de plus en plus d'importance au regard des sollicitations, des températures de service et des contraintes en augmentation permanente.

Les procédés de forge à chaud utilisant des matrices sont :

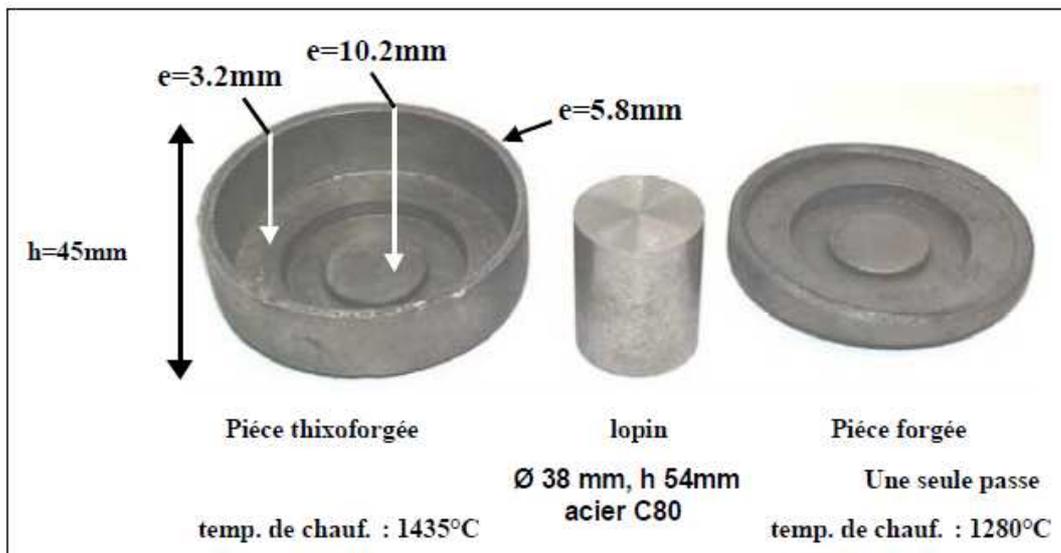
- L'estampage : l'estampage consiste à presser de la matière entre deux matrices de façon à ce que la matière épouse la forme des matrices. Le cordon de bavure maintient une pression pour

assurer le remplissage de la gravure. La partie du métal qui s'échappe hors de la gravure se nomme bavure [CHA-70]. Le terme estampage est utilisé lorsque la matière est de l'acier.

- Le matriçage est similaire à l'estampage et est utilisé pour la mise en oeuvre des alliages non ferreux tel que les alliages d'aluminium, de cuivre, de titane, de nickel.

- L'estampage en matrices fermées (net-shape) est un procédé similaire à l'estampage et qui permet d'éliminer les pertes par bavure. La quantité de matière utilisée doit être correctement dimensionnée afin d'éviter des risques de rupture de l'outillage dus à l'excédent de matière ou bien de pièce incorrecte due à un manque de matière.

- Le thixoforgeage est un procédé de mise en forme des matériaux semi-solide après refusion partielle, voir la Figure 1.1. Cette mise en forme à l'état-semi solide s'appuie sur la propriété thixotrope des matériaux identifiée par Flemings [FLE-91], [FLE²-91] et [BIG-01].



1.3. Mécanismes d'endommagement des outils de forgeage

Les lopins à forger ont une température supérieure à 1000°C, ce qui implique que la température de la surface de la matrice dépasse temporairement les 500°C [AND-99], [WAL-99] et [KIR-99]. Pour éviter des chocs thermiques trop importants, les matrices sont généralement préchauffées entre 40 et 350°C. Le procédé de forgeage à chaud comprend trois étapes :

- mise en contact brutale du lopin sur la matrice ;
- mise en forme du lopin durant laquelle les contraintes appliquées à l'outil sont importantes ;

- éjection de la pièce et refroidissement de l'outil.

Ce cycle répété des milliers de fois, endommage les outils de forgeage à chaud. La nature des endommagements est liée à la géométrie de la surface (zones planes, fond de gravure,...) et aux sollicitations thermomécaniques qui en découlent (Figure 1.2). L'endommagement des matrices est lié à des mécanismes complexes en interaction comme la fatigue, le frottement et l'environnement (Figure 1.3).

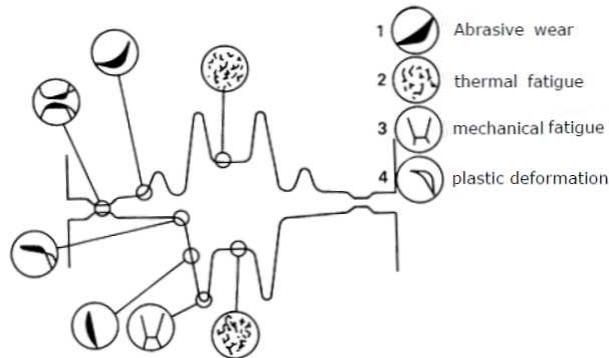


Figure 1.2. Mécanismes d'endommagement des outils de forgeage à chaud.

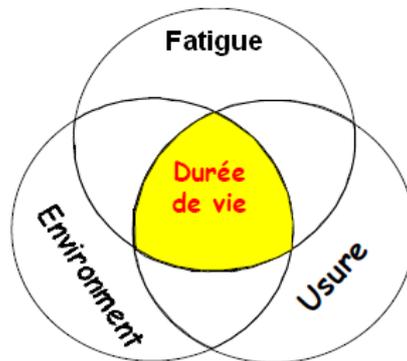


Figure 1.3. Interactions fatigue- usure – environnement.

1.3.1. Fatigue mécanique

Un outil de forge est une pièce mécanique soumise à des sollicitations mécaniques et thermiques sévères aggravées par des concentrations de contraintes de traction dans les congés de raccordement, en particulier en fond de gravure. L'intensité des contraintes dépend de la gamme de forgeage, de la machine utilisée (marteau-pilon ou presse), des conditions opératoires, mais également de facteurs liés à la géométrie de la surface active de l'outillage et à la nature du matériau à forger.

La Figure 1.4 montre l'influence du facteur géométrique sur la distribution des contraintes sur une gravure. Les contraintes tangentielles atteignent la valeur la plus élevée au niveau du

congé (zone II), et leur niveau est d'autant plus élevé que la gorge est profonde. Les contraintes normales, situées entre 400 et 800 MPa, atteignent la valeur maximale dans la partie centrale de l'outillage (zone I).

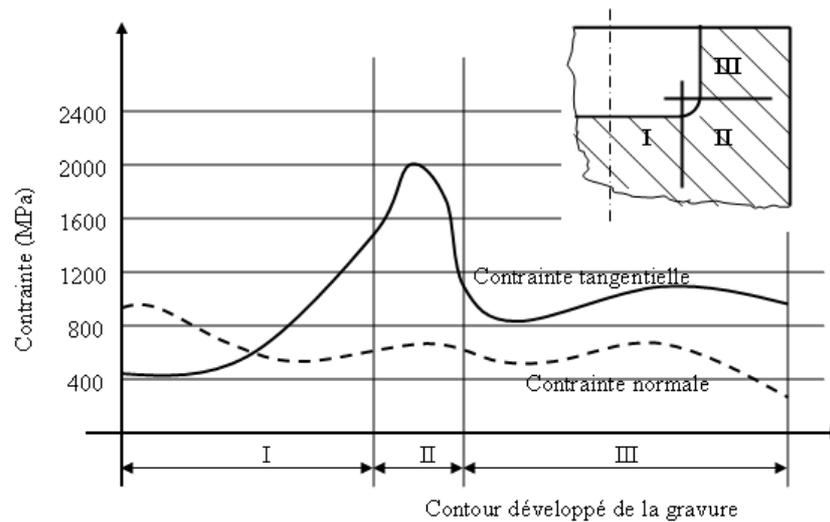


Figure 1.4. Contraintes tangentielles et normales sur la surface développée d'une matrice de forge à chaud d'après [GAU-98].

Les valeurs des contraintes sont liées à la pression de déformation, qui, elle-même est fonction de la nature du matériau à mettre en forme mais également de sa température. Le Tableau 1-1 donne les valeurs des pressions de déformation exercées par une presse à forger pour trois types d'acier. La pression nécessaire pour la mise en forme de l'acier est d'autant plus faible que la température augmente. Ce phénomène est lié à la limite d'écoulement du matériau, qui diminue avec la montée en température.

Température [°C]	Pression de déformation [MPa]		
	Acier doux	Acier semi dur	Acier dur
1200	18	25	35
1100	20	38	50
1000	30	50	80

Tableau 1-1. Exemple de pressions de déformation exercées par une presse à forger pour trois types d'acier [RAM88].

Les causes habituelles, à l'origine de l'amorçage d'une fissure d'origine mécanique, sont les contraintes de traction trop élevées dans les congés et le mauvais choix de l'acier et de son traitement de masse ainsi que la géométrie de l'empreinte.

1.3.2. Fatigue thermique

Les variations de température à la surface de l'outil sont dues au transfert thermique entre le lopin et l'outil pour chaque opération de forgeage. Des gradients thermiques transitoires, pouvant atteindre $250^{\circ}\text{C}/\text{mm}$, se développent par conduction [KIR-99]. Les couches superficielles de l'outil subissent une expansion qui se trouvent contrariées par des sous couches plus froides, voir la Figure 1.5. Les contraintes de compression importantes résultantes peuvent conduire à la plastification du matériau, voire même à sa fissuration partielle.

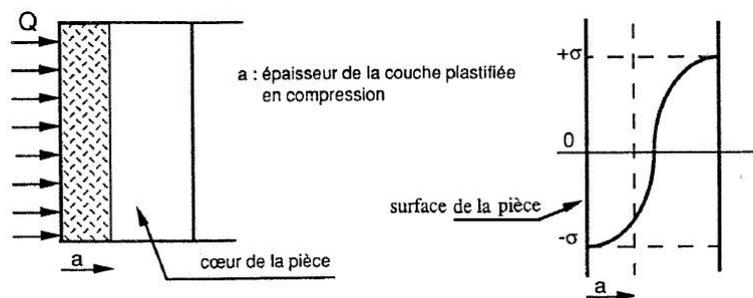


Figure 1.5. Schéma représentatif de la plastification de la surface d'une pièce chauffée par un flux de chaleur [DIA-88].

Le diagramme de NORTHCOTT et BARON, voir la Figure 1.6, schématise les mécanismes d'endommagement par fatigue thermique : si l'état de compression de la couche périphérique dépasse la limite d'élasticité du matériau, une déformation plastique se produit, selon le chemin OAB. Lors du refroidissement, les gradients thermiques s'atténuent et la couche externe passe en traction selon le chemin BCD. Si le refroidissement superficiel de la pièce est sévère, il introduit des gradients thermiques transitoires de sens inverse à ceux créés au chauffage, ce qui peut entraîner une déformation plastique en traction [NOR-56].

La répétition successive du cycle entraîne une déformation cyclique du matériau, l'endommagement qui en résulte peut être comparé à celui observé en fatigue oligocyclique. La boucle d'hystérésis qui lui est associée est caractérisée par les aspects suivants [DIA-88] et [FLU-83] :

- L'amplitude de la déformation mécanique introduite à la surface est fonction non seulement de l'amplitude de la variation de température, mais aussi de la sévérité des variations de température au cours des cycles.
- L'amplitude de la boucle d'hystérésis diminue avec la profondeur dans la pièce, et est donc maximale en surface.

- Si les variations ou les gradients de température ne sont pas suffisants, les contraintes engendrées ne dépassant pas la limite d'écoulement du matériau, la couche périphérique n'est pas plastifiée. Les cycles de fatigue thermique restent dans ce cas dans le domaine d'élasticité du matériau.
- Le champ de contrainte dans la couche de surface de l'éprouvette est biaxial (contraintes planes) ; ceci conduit à un faciès qui se caractérise par un faïençage thermique.

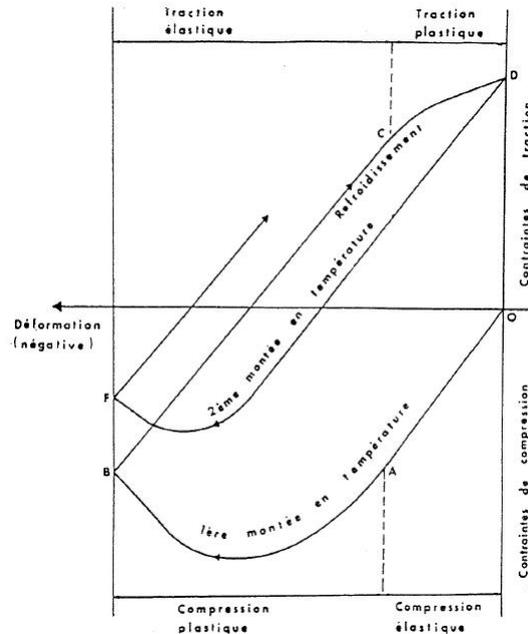


Figure 1.6. Mécanisme de l'endommagement [FLU-83].

Plusieurs facteurs ont une influence sur la résistance du matériau à la fatigue thermique :

- Les facteurs mécaniques tels que l'écroutissage par prédéformation en vue d'élever la limite d'élasticité ;
- Les facteurs d'environnement dépendent des matériaux et des milieux agressifs qui peuvent intervenir tant au niveau de l'amorçage que de la propagation des fissures ;
- Les facteurs métallurgiques tels que l'influence des carbures interdendritiques sur l'amorçage et la propagation des fissures pour les rechargements base cobalt ;
- Les facteurs liés au matériau tels que : la diffusivité thermique qui agit sur l'ampleur des gradients thermiques, le coefficient de dilatation thermique α et le module d'élasticité E qui doivent être faibles pour limiter les contraintes thermiques.

Expression de la diffusivité thermique : $D_{th} = \frac{\lambda_{th}}{\rho C_p}$

avec : λ_{th} : conductivité thermique
 ρ : masse volumique
 C_p : chaleur spécifique

1.3.3. Usure abrasive

L'usure abrasive est observée dans les zones de fort glissement. L'écoulement de la matière du lopin à la surface de la matrice induit des vitesses de glissement élevées (2-3 m/s) [KIR-99] qui, conjuguées à l'application de fortes charges, conduisent à de l'abrasion. Cette usure abrasive en forgeage à chaud se traduit essentiellement par un enlèvement de matière, jusqu'à 2 mm. L'abrasion, comme la déformation plastique, sera localisée sur les rayons de matrices dont la raideur est moindre et favorise l'écoulement de la matière de la matrice. L'usure est conditionnée :

- au niveau de l'outil par la dureté et du matériau à la température de travail ;
- au niveau du procédé de forgeage par la température superficielle de l'outil, la pression normale, la nature de l'interface (présence ou non d'oxydes durs) et la longueur de glissement influençant l'usure abrasive.

1.3.4. Déformation plastique

Les sollicitations thermomécaniques sévères créent des conditions propices au dépassement de la limite d'élasticité de l'outil à la température de travail, générant ainsi parfois une plastification. Les surfaces actives de l'outil très sollicitées à la fois thermiquement et mécaniquement sont concernées par la plastification. La consolidation des surfaces actives des outils par un traitement ou revêtement superficiel est une possibilité de solution à ce type d'endommagement.

1.4. Les matériaux utilisés pour les outils de forgeage à chaud

De par les conditions sévères d'utilisation, le choix des aciers à outils pour les matrices de forgeage à chaud est très difficile. En effet, cet acier doit résister aux chocs mécaniques, aux chocs thermiques, à l'usure à température élevée et présente une bonne usinabilité. Les aciers à outils pour le travail à chaud sont généralement utilisés pour les matrices de forgeage soumises à des températures allant de 315 à 650°C. Ces matériaux présentent certaines spécificités comme une teneur en carbone comprise entre 0,25 à 0,6 % et des éléments d'addition carburigènes tel que le chrome, le tungstène, le vanadium et du molybdène. Le tungstène augmente la dureté à chaud de ces aciers, le chrome améliore leur capacité de trempe, le vanadium renforce leur résistance à l'abrasion et à l'adoucissement et le molybdène

améliore leur résistance à l'adoucissement. Après un revenu à une température supérieure à 450°C, l'acier allié acquiert une dureté élevée, suffisamment stable à chaud pour répondre aux exigences du travail à chaud. La norme EN ISO 4957 définit 8 nuances dont 7 existantes dans la NF A 35-590, voir le Tableau 1-2.

Domaine suivant NFA 35-590	Nuances suivant NF EN ISO 4957 (2000)	Nuances suivant NF A 35-590 (1992)
Aciers résistant aux chocs mécaniques	<u>55NiCrMoV7</u>	<i>55NiCrMoV7</i>
Aciers résistant aux chocs thermiques	<u>32CrMoV12-28</u>	<i>32CrMoV12-28</i>
Aciers résistant aux chocs thermiques	<u>X37CrMoV5-1</u>	<i>X38CrMoV5</i>
Aciers résistant aux chocs thermiques	<u>X40CrMoV5-1</u>	<i>X40CrMoV5</i>
Aciers résistant à l'usure	<u>50CrMoV13-15</u>	<i>50CrMoV13</i>
Aciers résistant à l'usure aux températures élevée	<u>X30WCrV9-3</u>	<i>X30XCrV9</i>
Aciers résistant aux chocs thermiques	<u>X35CrWMoV5</u>	<i>X35CrWMoV5</i>
-	<u>38CrCoWV18-17-17</u>	-

Tableau 1-2. Aciers alliés pour travail à chaud (source OTUA).

La variation de la dureté en fonction de la température du revenu réalisé sur l'acier X40CrMoV5 montre les différents domaines de transformation structurale [MUR-09]. A basse température jusque 250°C, une baisse de dureté est due à la précipitation de carbures ϵ (Fe_2C). Au dessus de 250°C et jusqu'à 500°C, le carbone précipite sous forme de cémentite $(Fe,M)_3C$ assez fine qui met en jeu des éléments carburigènes provoquant un durcissement. Au dessus de 500°C, le début de la coalescence de la cémentite engendre un adoucissement, voir la Figure 1.7.

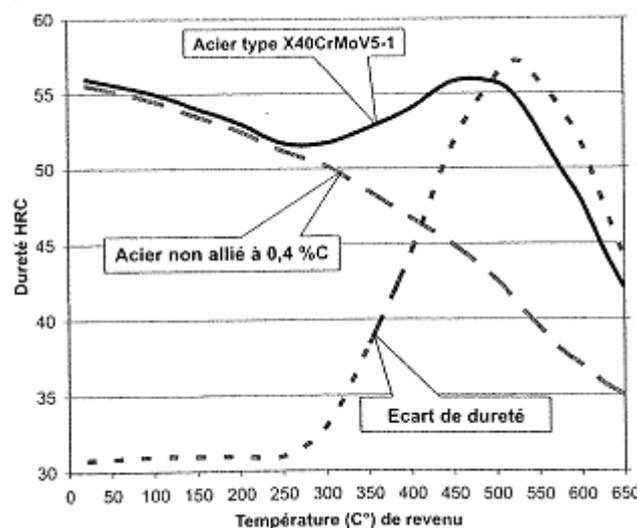


Figure 1.7. Dureté de l'acier X40CrMoV5-1 après trempe et revenu.

L'Inconel, superalliage à base de Nickel (617, 718,...), est parfois utilisé pour les outillages de forge et de thixoforgeage. Sa limite d'élasticité reste élevée même à 650°C (1050 MPa) avec une très bonne résistance à l'oxydation à chaud. Cet alliage nickel-chrome est durci par précipitation avec une teneur élevée en fer, niobium et molybdène en combinaison avec des éléments d'addition en teneur moins importante comme l'aluminium et le titane. Une étude du comportement à la fatigue thermique de l'acier X32CrMoV33, de l'Inconel 617 et du Stellite 6, utilisés pour des outillages de thixoforgeage [BIR-10], montre que sous 5000 cycles thermiques compris entre 750°C à 450°C:

- le Stellite 6 présente la plus faible baisse de dureté ;
- l'acier X32CrMoV33 a été endommagé à 1500 cycles ;
- l'Inconel a une forte baisse de dureté, voir la Figure 1.8.

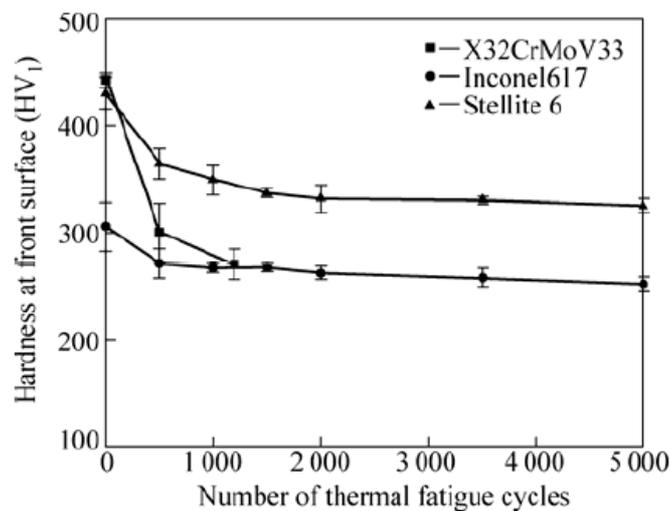


Figure 1.8. Évolution de la dureté pour l'acier X32CrMoV33, l'inconel 617 et la Stellite 6 en fonction du nombre de cycles thermiques.

Les forgerons font appel principalement à deux types d'acier martensitique pour le forgeage à chaud. L'acier X38CrMoV5 (AISI H11) est employé pour les inserts dans les opérations de forgeage à chaud. Dans certains cas, l'acier 55NiCrMoV7 (AISI L6) peut être préféré en raison de sa ténacité pour la fabrication de matrices profondes. Dans la suite de l'étude, l'acier martensitique X38CrMoV5 sera retenu pour les matrices ou pour les inserts.

1.5. Les méthodes de dépôt possibles

Afin d'augmenter la durée de vie des matrices de forge à chaud, les forgerons ont de plus en plus souvent recours à l'utilisation de traitement de surface.

- La nitruration :

La nitruration regroupe différents traitements thermo-chimiques faisant diffuser de l'azote (nitruration gazeuse, nitruration ionique, nitruration plasma). La concentration en azote diminue de la surface traitée vers le coeur où la concentration est nulle. La température de traitement est comprise entre 450°C et 600°C en fonction de la nuance de l'acier et des procédés utilisés. Cette diffusion superficielle d'azote est comprise entre une épaisseur de 0,2 à 0,3 mm.

L'augmentation de la dureté jusque 1100 HV est due à la déformation de la maille, mais aussi principalement à la précipitation de nitrures à l'intérieur des grains et aux joints de grains.

La présence d'une couche nitrurée [PELL-01] accroît la vitesse de propagation des fissures à cause de sa faible ductilité; dans le cas où ces couches nitrurées seraient trop épaisses l'endommagement par fatigue thermique en serait aggravé. En fatigue mécanique cyclique, l'apport d'une couche de nitrure s'avère bénéfique pour la durée de vie lorsque l'on se situe dessous d'une déformation imposée [DAFF-01] [DAFF-04], voir la Figure 1.9.

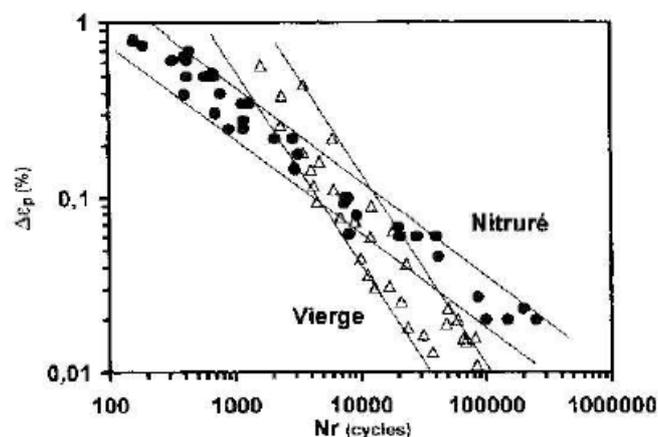


Figure 1.9. Relation entre la déformation plastique et le nombre de cycles à rupture pour les matériaux vierge et nitruré [DAFF-04].

Après la production de plusieurs milliers de pièces forgées, la matrice usagée doit être remise en état par usinage : c'est le principe du relavage. L'usinage des matrices nitrurées est très coûteux et difficile, même, par le procédé d'électroérosion. On peut adoucir la couche par recuit (par diffusion thermique, au laser ou au chalumeau) mais les techniques de suppression par projection d'abrasif ou par voie chimique sont les plus fiables.

- Le chromage dur :

Le chromage dur procure au matériau un bon coefficient de frottement et lui assure de bonnes propriétés de résistance à l'usure et à la corrosion. C'est un revêtement par électrolyse qui s'applique sur tous types de supports souvent sur des surfaces nitrurées avec des épaisseurs de

chrome comprises entre 5 μm et 600 μm . Cependant le chrome VI est dangereux pour la santé et les directives européennes préconisent son retrait.

- Le revêtement PVD (Physical Vapor Deposition):

Le procédé PVD réalise un dépôt sous vide par condensation de la vapeur métallique à la surface de la pièce à des températures de 100 à 550 °C. Il est possible de réaliser des dépôts sur des métaux ferreux, non ferreux ou des alliages légers [DEB-08]. Le revêtement composite est réalisé soit :

- En structure multicouche, par un empilement de couches de différents matériaux ayant chacune une épaisseur de quelque 1/10 de μm , voir la Figure 1.10. Des tests sur les revêtements PVD des outillages de forge, réalisés dans le cadre du projet PROMETFOR, recommande des outillages revêtus de composite multicouche CrN/TiN_{x3} pour obtenir la meilleure durée de vie des outillages. Une dureté suffisante et une bonne conductivité thermique sont obtenues par les propriétés individuelles des phases TiN et CrN.
- En structure nano couche, par une multitude de couches de très faible épaisseur < 20 nm créant un très grand nombre d'interfaces. La taille des grains ne permet pas de générer des dislocations. Cette structure nano couche freine les mécanismes de propagation et de création de fissures conférant ainsi une bonne résistance à l'abrasion, une bonne tenue aux chocs et une bonne tenue à la corrosion.

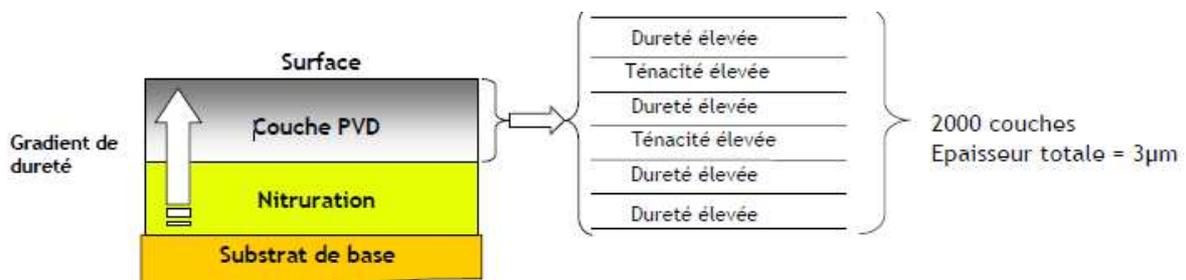


Figure 1.10. Gradient de dureté obtenu par la combinaison de la nitruration et du PVD.

Le traitement duplex [SMO-04] est réalisé par une nitruration gazeuse suivie par un dépôt PVD. Un traitement mécanique est nécessaire entre les deux opérations du traitement duplex pour retirer la couche superficielle de nitrures de fer $\epsilon\text{-Fe}_{2.3}\text{N}$ et $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$. Ce traitement permet d'augmenter la durée de vie des outillages par une dureté suffisante et une bonne conductivité thermique.

- Le plaquage par explosion

Le principe d'obtention d'un outillage bi-matériaux [BON-01], voir la Figure 1.11, est obtenu par le soudage par explosion d'un revêtement Cobalt sur une base. Ce procédé implique une

bonne ductilité des deux matériaux pour pouvoir se déformer, le substrat ainsi que la plaque de superalliage, afin d'obtenir un soudage efficace.

Le placage par explosion permet d'avoir du métal pur homogène sur toute l'épaisseur déposée [BIG-04]. Les traitements thermiques pratiqués à l'outillage annihilent en partie les propriétés mécaniques exceptionnelles du superalliage, suite à un recuit subi par ce dernier. Ce procédé est également limité aux matrices à empreintes peu profondes.

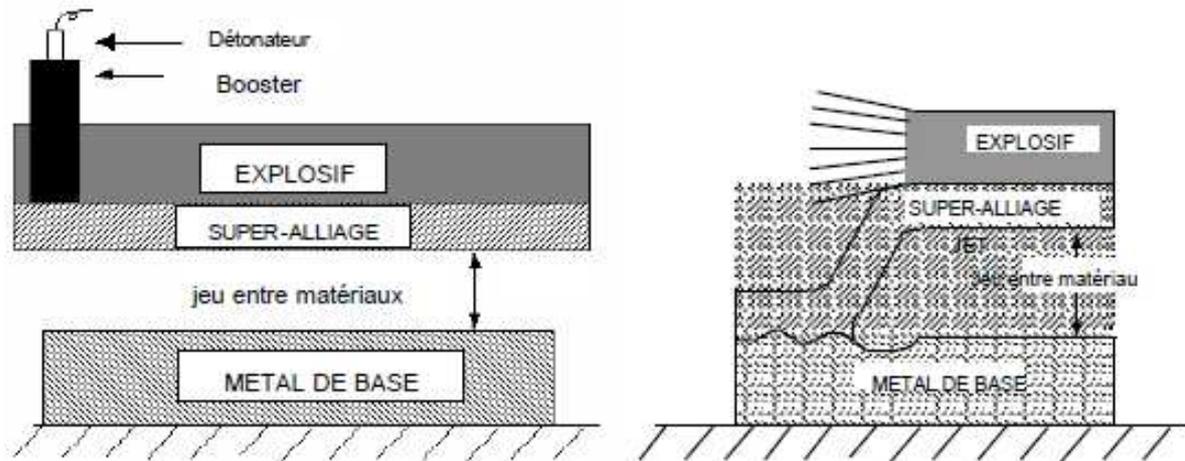


Figure 1.11. Réalisation d'une tôle en bi-matériaux plaquée par explosion.

- Procédé de cladding :

Le procédé de cladding consiste à fondre des poudres métalliques à l'aide d'un faisceau laser et à les déposer couche après couche sur un substrat afin de construire le profil de l'outil désiré. Une buse coaxiale spécifique génère l'injection de poudres métalliques dans le faisceau laser dans le but de les fondre avec un rendement élevé. Ces dépôts réalisés sont protégés tout au long de la construction par un gaz neutre pour parer aux problèmes d'oxydation. Il n'y a pas de contact entre la buse de fabrication rapide et le substrat, donc pas d'usure. Enfin, l'apport de poudres se faisant en continu, il est possible d'agir sur les poudres injectées en faisant varier leur nature en fonction du temps, permettant ainsi d'agir sur les caractéristiques matière et d'obtenir des gradients de propriétés sur un même outil, voir la Figure 1.12. Il existe de nombreux constructeurs de machines de fabrication directe comme IREPA Laser, MCP, OPTOMEC.

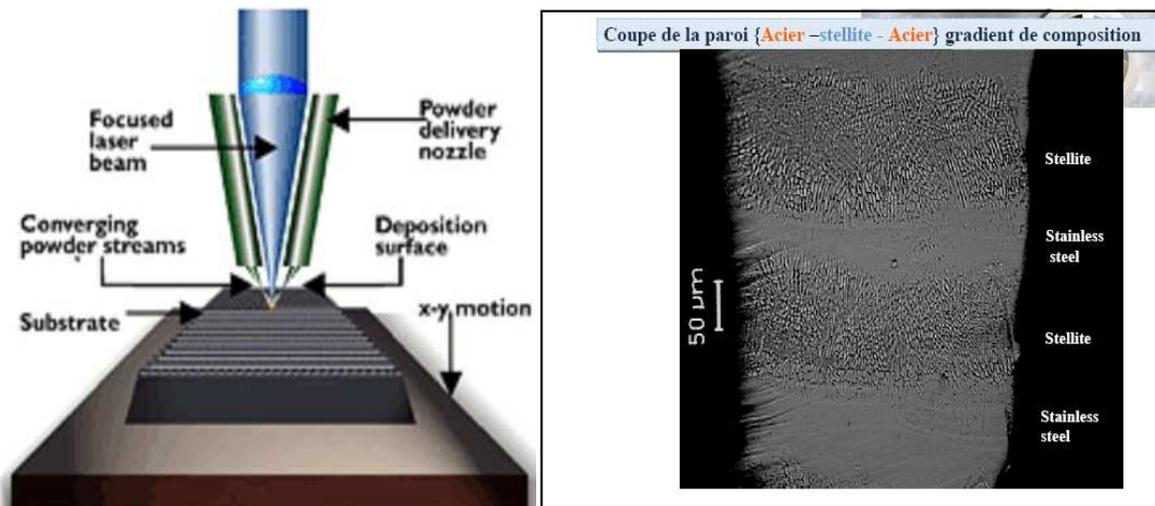


Figure 1.12. Procédé de fusion de poudre OPTOMECH (a) Micrographie du matériau déposé à gradient de composition.

- Rechargement PTA

Une des solutions pour améliorer la durée de vie des outillages de forge consiste à réaliser un rechargement de superalliages réfractaires par une technique de soudage. Le procédé de rechargement PTA (Plasma Arc Transféré) permet d'obtenir des caractéristiques extrêmement intéressantes sur le dépôt réalisé comme une faible ZAT, une faible dilution, une finesse de grain et une bonne liaison métallurgique avec le substrat. Cette étude bibliographique montre les paramètres influents sur la qualité du rechargement.

Le PTA est un procédé permettant de déposer tous types de revêtements métalliques. La maîtrise de ce procédé est indispensable pour réaliser des dépôts de qualité dont la composition variera en fonction des applications à réaliser.

Le niveau de dilution du procédé PTA (figure I.10) est inférieur à 10% alors que les autres procédés (TIG, MAG,...) peuvent atteindre une dilution jusque 30%. La maîtrise d'un faible niveau de dilution des revêtements donne une bonne résistance à l'usure et à la corrosion.

Niveau de dilution :

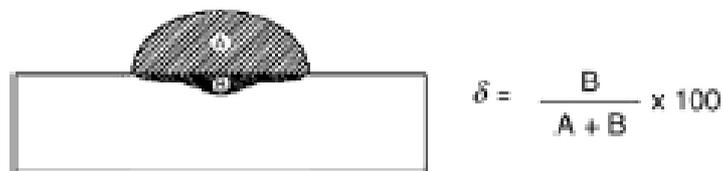


Figure I.10 : Calcul de la dilution.

L'intensité de l'arc transféré est directement proportionnelle au pourcentage de dilution [BAL-08] alors que la vitesse de balayage a une moindre influence sur la dilution mais affecte

les dimensions du cordon.

Le préchauffage influence significativement la dilution même pour l'intensité la plus faible et permet de réduire la vitesse de refroidissement. Le dépôt réalisé avec du satellite F par PTA sur un acier X45CrSi93 avec un faible préchauffage à 60°C apporte une dureté de 480 HV contre 375 HV pour un préchauffage de 100°C.

La caractérisation de l'usure par la méthode du pion disque [SHU-06] sur un substrat en C45 révèle que le revêtement base cobalt est préférable à celui base nickel, pour un faible voltage et débit de poudre ainsi qu'avec une faible température de préchauffage.

La microstructure de la Stellite 6 obtenue par PTA ou par laser [OLI-02] peut être décrite comme une matrice riche en cobalt avec un réseau de carbures dans les régions interdendritiques. La différence de dureté mesurée sur les revêtements, 510 HV pour le laser et 470 HV pour le PTA, peut être attribuée à la morphologie des carbures résultant de la différence de vitesses de refroidissement. Les éprouvettes revêtues soumises à des cycles thermiques jusque 1050°C présentent une structure relativement stable pour le revêtement PTA (480 HV) alors que celles revêtues par laser (434 HV) sont modifiées par la précipitation de carbures modifiant ainsi les propriétés du revêtement.

Les carbures présents dans les revêtements [OLI-08] quelles que soit la base (Fe ou Co) sont différents de ceux de la poudre avant fusion (35% WCoC) et confirment la dissolution des carbures initiaux. La base cobalt maintient une structure de solidification dendritique riche en Co avec des carbures eutectiques dans la région interdendritique. La très bonne résistance à l'usure de la base cobalt est due à la dissolution homogène des carbures et à la bonne résistance à la déformation plastique de la matrice. La diminution de la dureté de la Stellite 6 de 700HV à 550HV pour une intensité variant de 150 à 170 Ampères est due à l'augmentation de la chaleur d'entrée, à une faible vitesse de solidification et à une plus forte dilution.

L'optimisation des paramètres en fonction des formes à recharger [GAT-04] notamment sur un épaulement et une gorge extérieure d'une pièce de révolution en acier à basse teneur en carbone (ASTM A105/97) conduit à former une structure dendritique typique aux matériaux de soudure. Il est prouvé que la modification structurale dépend principalement de l'effet physique du transfert de chaleur des alliages déposés (inconel, hastelloy, Stellite 6). L'optimisation des paramètres varie seulement en fonction de la géométrie à réaliser notamment avec la position et le mouvement de la torche par rapport au substrat.

Le modèle mathématique pour expliquer le mouvement du gaz plasma et de la fusion du matériau, est basé sur les équations de Navier-Stokes, pour un flux laminaire, incompressible et visqueux.

Résultats de la simulation sur le logiciel Fluent [WIL-06]:

Une augmentation du débit du gaz plasma augmente la vitesse du plasma :

- créant ainsi un flux directionnel plus concentré. Ce jet directionnel conduit à un plus grand gradient de température et à une température de transfert sur le substrat plus élevée.

- conduisant à une plus haute vitesse des particules injectées, réduisant ainsi le temps d'interaction des particules avec l'arc et la température des particules.

Une plus grande puissance de l'arc plasma conduit à des températures du plasma plus élevées générant ainsi un gradient de température plus important sur le substrat.

La réduction de l'énergie par rapport à l'unité de longueur (puissance de l'arc plus faible et vitesse plus élevée) produit une surface rugueuse avec des cordons irréguliers.

Dans le cas d'une épaisseur importante du substrat, la température du revêtement est moins élevée due à la capacité calorifique plus importante du substrat. La réduction de la température du revêtement augmente la viscosité et la tension de surface en réduisant la taille de la zone rechargée.

Le dépôt à plat n'est pas toujours possible et pour les autres positions, la force gravitationnelle influence la géométrie, l'épaisseur du revêtement ainsi que le flux du métal fondu. La réduction de l'énergie sur le revêtement (puissance de l'arc, énergie par unité de longueur) permet de générer des dépôts avec une géométrie comparable au dépôt à plat.

1.6. Loi de comportement élasto-visco-plastique

1.6.1. Introduction

Pour quantifier l'état de contraintes et de déformations dans une structure, à partir du champ de température et des chargements extérieurs, il est nécessaire de déterminer une loi de comportement des matériaux. Plusieurs formulations ont été développées depuis plusieurs années afin de décrire le comportement des matériaux sollicités en fatigue. Dans la littérature, on distingue les approches microscopiques, les approches phénoménologiques et les approches thermodynamiques.

- Une approche microscopique tente de modéliser les mécanismes de déformation et de glissement à l'échelle du grain, pour considérer le comportement macroscopique de l'élément de volume comme étant la somme des composantes microscopiques. Cette approche est toutefois difficile à mettre en œuvre du fait que, d'une part, le comportement du cristal ne traduit pas celui de l'ensemble du polycristal, d'autre part, les variations microscopiques notamment la densité de dislocations mobiles, sont difficiles à mesurer. Cependant, des tentatives complètes de passage du micro-macro (de la dislocation au comportement

macroscopique) sont en cours de développement dans le but de dégager une approche qui tienne compte de ce type de modélisation [GAI-87].

- Une approche phénoménologique consiste en l'étude d'un élément de volume homogène, de taille relativement importante par rapport à l'unité de base qu'est le grain [CHA-83]. Des essais mécaniques réalisés à l'aide d'éprouvettes macroscopiques ont permis à partir de leurs résultats, de définir un type de variables directement reliés au comportement du matériau. Ce sont les variables physiquement accessibles déduites des grandeurs mesurables : déplacement, force, temps, température.

Les approches de la thermodynamique des milieux continus, à travers le premier et le second principe (ANNEXE A), ont permis de rationaliser le choix de variables utilisées en se limitant à la contrainte, à la température, aux déformations et à leurs vitesses.

1.6.2. Variables observables et variables internes

Les variables thermodynamiques ou variables d'états sont, soient des variables observables, soient des variables internes. Pour les milieux matériellement simples, deux variables observables sont généralement définies :

- la température T
- la déformation totale $\underline{\varepsilon}$

Dans le cas où des phénomènes dissipatifs interviennent, on aura recours à des variables cachées dites internes, non accessibles par des mesures directes. Elles représentent l'état interne de la matière (densité des dislocations, microstructure cristalline, ...). Ces variables internes sont notées $\underline{\alpha}_i$.

D'autres variables, comme la déformation plastique ou viscoplastique sont définies par rapport à une variable observable : la déformation totale. Elles sont aussi mesurées indirectement. On définit aussi d'une manière implicite, une autre variable interne : la déformation élastique qui peut inclure la déformation thermique. On peut écrire alors :

$$\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^{el} + \underline{\varepsilon}^{pl}$$

Chaque variable (observable ou interne) est reliée, au vu de la forme différentielle du potentiel résultant du premier principe, à une variable associée.

1.6.3. Application à la plasticité

Les variables internes sont de nature scalaire ou tensorielle et représentent l'état actuel de la matière : l'état d'érouissage. Pour décrire les phénomènes dissipatifs, on utilise généralement deux variables internes.

- p la déformation plastique cumulée ;

$$p = \int_0^t \left[\frac{2}{3} \underline{\dot{\epsilon}}^{pl}(\tau) : \underline{\dot{\epsilon}}^{pl}(\tau) \right]^{1/2} d\tau$$

- le tenseur $\underline{\alpha}$, variable d'écroissage cinématique.

Schématiquement, la variable p est associée à l'état actuel (densité de dislocation), tandis que la variable tensorielle cinématique $\underline{\alpha}$ correspond aux incompatibilités de déformation dans le matériau. Le découplage entre comportement élastique et écroissage impose le découpage du potentiel thermodynamique sous la forme de :

$$\psi(\underline{\epsilon}^{el}, T) + \phi(r, \underline{\alpha}, T)$$

Les variables thermodynamiques associées à p et $\underline{\alpha}$ dérivent du potentiel plastique par :

$$R = \rho \frac{\partial \phi}{\partial r} \text{ et } \underline{X} = \rho \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\alpha}}$$

avec :

ρ : la masse volumique;

R : l'écroissage isotrope

\underline{X} : l'écroissage cinématique

La Figure 1.13 montre schématiquement le rôle de ces deux variables dans la description de l'état d'écroissage, par l'évolution du domaine d'élasticité.

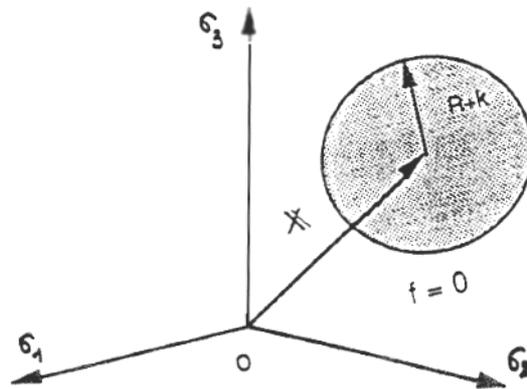


Figure 1.13. Évolution du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes.

Pour un matériau libre de toute sollicitation et isotrope, le cylindre de rayon k dans l'espace des contraintes principales représente le domaine d'élasticité initiale : son centre est situé à l'origine O . L'écroissage du matériau est décrit par la variation R de la taille du domaine et

par le déplacement \underline{X} du centre du domaine dans l'espace des contraintes.

Les surfaces d'égle vitesse \dot{p} (surfaces équipotentielles) se déduisent par homothétie. Chaque surface ($f = 0$) est appelée surface de charge ou surface d'écoulement. La prise en compte des phénomènes de viscosité (fonction du temps) fait que pour une même déformation plusieurs équipotentielles existent.

1.6.4. Application à la viscoplasticité

La théorie de la viscoplasticité étant suffisante pour la plupart des matériaux, dans un large domaine de température, une seule déformation irréversible est considérée : la déformation viscoplastique que l'on note $\underline{\varepsilon}^{pl}$.

Dans le cadre de cette hypothèse, on suppose qu'il y a découplage entre la déformation élastique et la déformation viscoplastique ($\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^{el} + \underline{\varepsilon}^{pl}$). Les caractéristiques élastiques du matériau (module d'Young et coefficient de Poisson) sont donc indépendantes de l'écroutissage. Il n'y a pas d'influence de l'écoulement plastique sur le comportement élastique. Le découplage entre comportement élastique et écroutissage impose le découpage du potentiel thermodynamique sous la forme :

$$\psi(\underline{\varepsilon}^{el}, r, \underline{\alpha}, T) = \psi_{el}(\underline{\varepsilon}^{el}, T) + \psi_{pl}(r, \underline{\alpha}, T)$$

où r s'identifie avec p (déformation plastique cumulée) lorsque les phénomènes de restauration sont négligeables :

$$\dot{p} = \left[\frac{2}{3} \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl}(\tau) : \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl}(\tau) \right]^{1/2}$$

En viscoplasticité, la notion de surface de charge est remplacée par une famille de surfaces équipotentielles, en chaque point, desquelles la vitesse de déformation est la même (même dissipation). La surface de potentiel nul est la surface limitant le domaine d'élasticité.

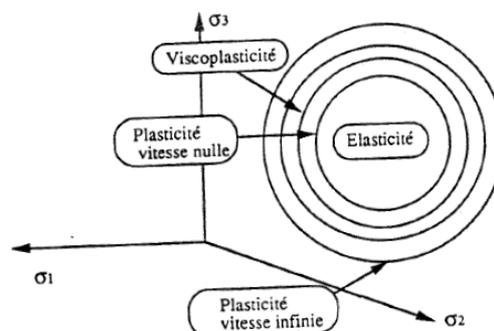


Figure 1.14. Surfaces équipotentielles d'écoulement.

1.6.5. Formulation de la loi de comportement en viscoplasticité

En viscoplasticité, la loi de comportement est exprimée en se basant sur les hypothèses formulées dans le paragraphe précédent.

Le potentiel viscoplastique

Le domaine d'élasticité est décrit dans l'espace des contraintes par :

$$f = f(\underline{\sigma}, A_i, T) \leq 0$$

avec : A_i les variables internes.

Sa taille dépend de l'érouissage et de la température. Pour $f \leq 0$, le matériau reste élastique.

Les évolutions du domaine d'élasticité décrites par une loi viscoplastique sont schématisées dans la Figure 1.13. Les processus dissipatifs sont décrits par les variables d'érouissage R et \underline{X} associées respectivement aux variables internes p et $\underline{\alpha}$.

$$R = \rho \frac{\partial \psi}{\partial r} \text{ et } \underline{X} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \underline{\alpha}}$$

A ces variables d'érouissage, d'autres variables internes sont ajoutées : elles permettent de décrire les instabilités physico-chimique. Les variables thermodynamiques choisies et les variables associées sont résumées dans le tableau suivant :

Variables thermodynamique		Variables associées
observables	internes	
$\underline{\varepsilon}$		$\underline{\sigma}$
T		$-s$
	$\underline{\varepsilon}^{pl}$	$-\underline{\sigma}$
	$\underline{\alpha}$	\underline{X}
	r	R

Tableau 1-3. Variables d'thermodynamiques.

En général, on considère les matériaux métalliques comme ayant une incompressibilité plastique et une indépendance vis-à-vis de la contrainte hydrostatique. Leur comportement est décrit par leur tenseur déviateur des contraintes : $\underline{\sigma}' = \underline{\sigma} - \frac{1}{3}tr(\underline{\sigma})$

En viscoplasticité, pour un matériau obéissant au critère de Von Mises, la limite du domaine d'élasticité (surfaces équipotentielles d'écoulement) a pour équation :

$$f = J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R - \sigma_y \quad \text{avec : } J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) = \left[\frac{3}{2} (\underline{\sigma}' - \underline{X}) : (\underline{\sigma}' - \underline{X}) \right]^{\frac{1}{2}}$$

Si $R > 0$: Le domaine s'élargit, le matériau durcit ;

Si $R < 0$: Le domaine se rétrécit, le matériau s'adoucit.

Les différentes contraintes internes

La sélection des variables internes permettant de traduire le comportement d'un matériau, repose sur des critères phénoménologiques (l'observation étant faite à partir d'essais mécaniques effectués à l'aide d'éprouvettes macroscopiques). Ces variables internes sont associées aux variables d'érouissage notamment. Suivant le type d'interaction considéré, la contrainte interne peut être de nature scalaire ou tensorielle. Sur le plan macroscopique, la contrainte appliquée peut être décomposée en quatre types de variables internes, voir la Figure 1.15. Pour une sollicitation tridimensionnelle, on écrit :

$$J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) - \sigma_y - R - K(\dot{p})^{1/n} = 0$$

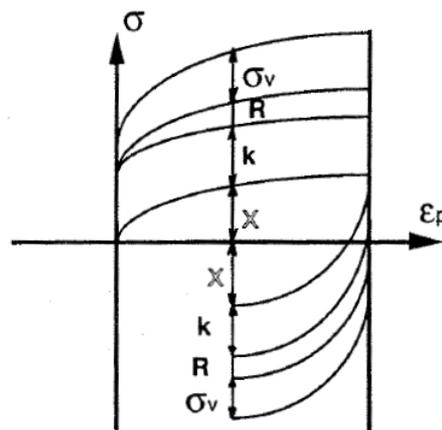


Figure 1.15. Schéma des différentes variables internes.

- \underline{X} est un tenseur du second ordre appelé contrainte cinématique (« back stress »). Il correspond aux interactions à longues distances : contraintes inter ou transgranulaires induites par des incompatibilités de déformations plastiques d'un grain à l'autre ou provoquées par des interactions dans la matrice entre dislocations et précipités tels que le mécanisme de contournement d'Orowan [FER-91] comme l'ont montré des calculs précis à l'échelle des précipités [CAR-78].

- σ_y correspond à la limite d'élasticité initiale du matériau et dépend entre autre, de la

fraction volumique des précipités et de la densité des dislocations. La valeur de σ_y dépend aussi de la dimension des précipités : en effet celle-ci joue sur les mécanismes (contournement ou cisaillement) qui interviennent pour le franchissement des précipités par les dislocations.

- R est la variation de la limite d'élasticité induite par la déformation plastique. Elle concerne les obstacles à courte distance : forces de friction de réseau, petits précipités cisailés par les dislocations,.... Elle est directement liée à l'augmentation de la densité de dislocations.

- Le terme $K(\dot{p})^{1/n}$ est la contrainte visqueuse proprement dite.

Loi d'écrouissage

La loi d'écrouissage comprend un terme correspondant à un écrouissage isotrope et un autre correspondant à l'écrouissage cinématique. L'écrouissage isotrope est fonction de la déformation plastique cumulée p . Au bout d'un certain nombre de cycles, il se stabilise à la valeur Q . (Figure 1.16).

$R = Q(1 - e^{-bp})$ avec Q et b coefficients dépendant de la température.

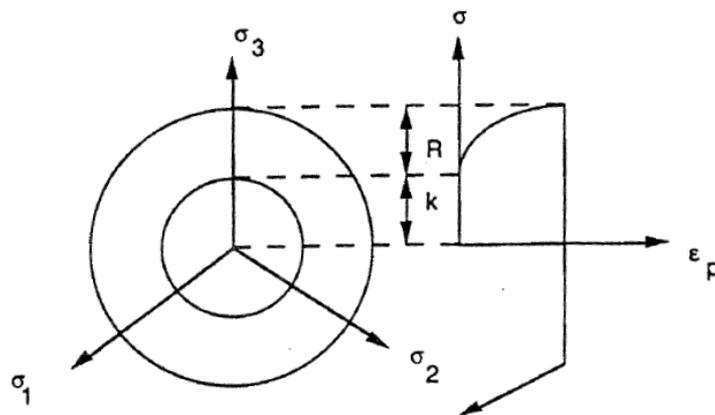


Figure 1.16. Écrouissage isotrope R .

L'écrouissage cinématique peut être modélisé de façon linéaire (Figure 1.17). Développé par Prager [PRA-47], il présente deux inconvénients :

- La forme de la relation contrainte-déformation est mal traduite.
- La stabilisation a lieu dès le premier cycle et ne permet pas de prendre en compte l'effet de rochet ou de relaxation de contrainte moyenne.

Une amélioration sensible du modèle est obtenue en introduisant un terme de rappel qui prend en compte l'effet de mémoire évanescence de la déformation plastique :

La non-linéarité introduite par le terme de rappel n'est pas la même pour un écoulement en traction ou en compression : la loi ainsi corrigée permet de rendre compte de la concavité des courbes contrainte-déformation (Figure 1.18).

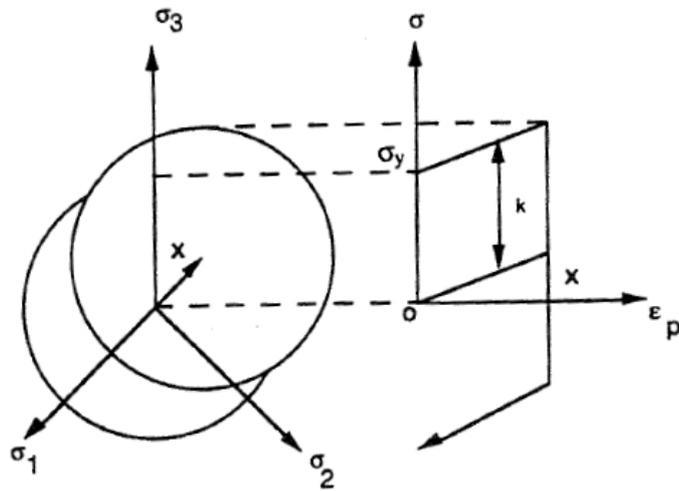


Figure 1.17. Écouissage cinématique linéaire.

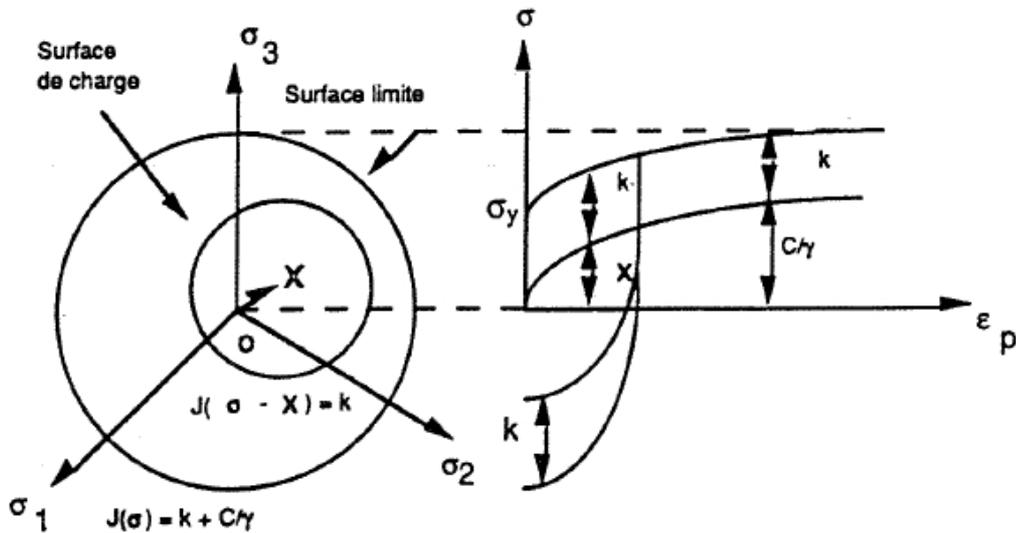


Figure 1.18. Écouissage cinématique non-linéaire.

L'écrouissage cinématique X dans la forme présentée ici ne peut pas rendre compte de l'évolution cyclique du comportement du matériau (durcissement ou adoucissement) ; celui-ci ne peut être alors mis en évidence que par l'écrouissage isotrope R . Par contre, en choisissant le paramètre γ non pas comme une constante mais en le faisant dépendre de la déformation plastique cumulée p , on peut remédier à cet inconvénient : si $\gamma(p)$ est croissant, la loi

conduit à un adoucissement ; si $\gamma(p)$ est décroissant, la loi cinématique conduit à un durcissement.

Utilisation du modèle à température variable

Les paramètres $Q, b, \gamma, K...$ intervenant dans les équations du modèle viscoplastique sont identifiés à partir des essais mécaniques isothermes. Tous les paramètres dépendent de la température ; il semble donc aisé d'utiliser ce modèle à température variable.

Cependant, quelques précautions sont à prendre : la loi d'évolution d'écrouissage cinématique

$$\dot{\underline{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \gamma \underline{X} \dot{p} \text{ est remplacée par celle portant sur la variable d'état } \underline{\alpha} : \dot{\underline{\alpha}} = \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \gamma \underline{\alpha} \dot{p} .$$

En effet, le coefficient C homogène à une température varie fortement avec la température.

L'équation $\dot{\underline{X}} = \frac{2}{3} C \dot{\underline{\alpha}}$, obtenue dans des conditions isothermes n'est plus valable à température variable car C est fonction de T . Ce dernier permet d'améliorer la prise en compte des effets de rochet par l'introduction d'un effet mémoire de la déformation plastique

Les équations constitutives du modèle de J.L. CHABOCHE sont présentées comme suit :

$$\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^{el} + \underline{\varepsilon}^{pl} + \underline{\varepsilon}^{th}$$

$$\underline{\sigma} = 2\mu\underline{\varepsilon}^{el} + \lambda tr(\underline{\varepsilon}^{el}) \underline{I}$$

$$\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} = \dot{p} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \text{ avec } f = J_2(\underline{\sigma} - \underline{X}) - R - \sigma_y$$

$$\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} = \dot{p} \frac{\underline{\sigma} - \underline{X}}{|\underline{\sigma} - \underline{X}|}$$

$$R = Q \left(1 - e^{(-bp)} \right) : \text{écrouissage isotrope}$$

$$\dot{\underline{X}} = C_1 \dot{\underline{\alpha}} + C_2 \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} : \text{écrouissage cinématique}$$

$$\dot{\underline{\alpha}} = \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \gamma(p) \dot{p} \underline{\alpha} : \text{variable interne de l'écrouissage cinématique}$$

$$\text{avec : } \gamma(p) = \gamma_s + (\gamma_0 - \gamma_s) e^{(-\beta p)}$$

1.7. Loi d'endommagement

1.7.1. Notion de contrainte effective

Rabotnov a introduit cette notion en 1958 pour permettre d'évaluer l'endommagement à partir des mesures mécaniques macroscopiques (Figure 1.19). La contrainte effective $\tilde{\sigma}$ est la contrainte qu'il faut appliquer à l'élément de volume vierge pour obtenir la même

déformation ε que celle provoquée par la contrainte σ appliquée à l'élément de volume endommagé.

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (1.1)$$

Il suffit de remplacer σ par $\tilde{\sigma}$ dans la loi de comportement pour décrire l'effet du dommage sur la déformation.

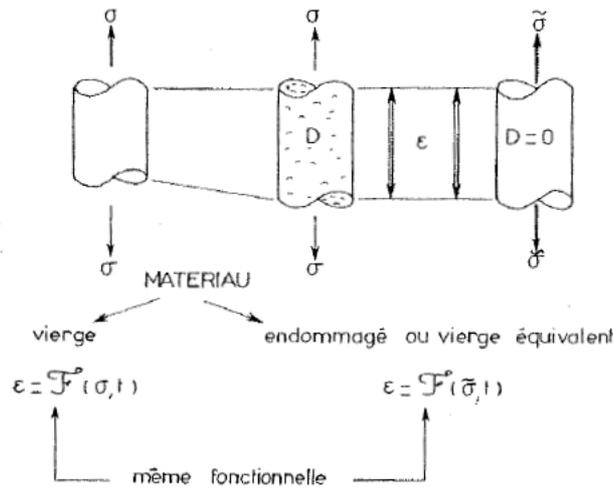


Figure 1.19. Contrainte effective et équivalence en déformation.

D'autres démarches sont récemment développées qui consistent à utiliser une hypothèse d'équivalence en énergie dans le cas du comportement élastique endommageable proposée par CORDEBOIS et SIDOROFF [COR-82] et aux cas inélastiques proposées par SAANOUNI [SAA-94]. Dans ce cas, l'état mécanique d'un élément de volume représentatif, ayant subi un endommagement, est défini par les couples de variables $(\underline{\sigma}, \underline{\varepsilon}^{el})$, $(\underline{X}, \underline{\alpha})$, (R, r) et (Y, D) on lui associe un milieu fictif sain représenté par les couples de variables fictives $(\tilde{\sigma}, \tilde{\varepsilon}^{el})$, $(\tilde{X}, \tilde{\alpha})$, (\tilde{R}, \tilde{r}) et $(Y = 0, D = 0)$ de sorte que les énergies totales des deux configurations soient égales.

1.7.2. Mesure de l'endommagement :

L'endommagement étant difficilement accessible aux mesures. Son évaluation quantitative est liée à la définition de la variable choisie pour représenter le phénomène. En choisissant une définition fondée sur le concept de contrainte effective, associé au principe d'équivalence en déformation, son évaluation quantitative se fera en mesurant différentes caractéristiques mécaniques du matériau :

- Les mesures de variation du module d'élasticité E , qui se font, soit au cours d'essais mécaniques statiques pour une décharge en ramenant la contrainte à une valeur nulle, soit au cours d'essais dynamiques à travers la mesure de la vitesse de propagation d'ondes ultrasonores. Ces mesures sont faciles à mettre en œuvre, par contre pour obtenir des résultats précis, elles demandent beaucoup de précautions.

- Les variations des caractéristiques en plasticité au cours de l'écroutissage cyclique ou de fluage.

Ces deux types de mesure de l'endommagement sont bien adaptés à des matériaux qui à la température étudiée connaissent une rupture ductile avec en fatigue une baisse sensible de la contrainte et avec en fluage un stade tertiaire relativement long.

Des mesures de variation de la résistivité électrique permettent également de suivre l'évolution du volume endommagé d'une éprouvette.

1.7.3. Formulation générale de la loi d'endommagement

J. Lemaitre utilise le formalisme de la thermodynamique des processus irréversibles et les aspects phénoménologique de l'endommagement isotrope. Il propose une loi d'évolution d'endommagement tridimensionnelle générale qui exprime la vitesse d'endommagement \dot{D} en fonction de sa variable associée Y , de la vitesse de déformation plastique cumulée \dot{p} et de l'endommagement lui-même.

L'équation différentielle régissant l'évolution de dommage s'écrit :

$$\dot{D} = \frac{\bar{Y}}{S_0} \frac{\dot{\epsilon}^{pl}}{(1-D)^{\alpha_0}} \quad (1.2)$$

Avec :

$$\bar{Y} = \frac{\sigma_{eq}^2 R_v}{2E(1-D)^2} \quad (1.3)$$

$$R_v = \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right)^2 \quad (1.4)$$

$$\sigma_{eq} = \left(\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\sigma}} \right)^{\frac{1}{2}}$$

$$\sigma_h = \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}})$$

La présence de $\dot{\varepsilon}^{pl}$ implique que l'évolution de l'endommagement est gouvernée par la déformation plastique cumulée. L'aspect tridimensionnel déjà donné par p et renforcé par la présence de \bar{Y} qui traduit une propriété essentielle de la rupture multiaxiale : la forte influence de triaxialité $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}$ sur les conditions de rupture.

Généralement l'endommagement en fatigue à haute température et en fatigue thermique est considéré comme l'effet simultané ou successif de l'endommagement de fatigue et de l'endommagement de fluage. Les effets d'interactions entre les deux phénomènes sont observables dans certains cas à partir des observations microstructurales. Dans notre étude, le temps de cycle en forgeage est très faible ce qui a pour conséquence de ne pas prendre en compte la contribution de l'endommagement par fluage. En effet, la contribution du fluage nécessite une sollicitation pendant un temps relativement important.

1.7.4. Endommagement par fatigue oligocyclique

Si on considère que l'endommagement est nul jusqu'au cycle stabilisé, on a alors la relation

$$\text{suivante : } \Delta \varepsilon^{pl*} = \left(\frac{\Delta \sigma^*}{K_c} \right)^{Mc} \quad (1.5)$$

Les coefficients K_c et Mc sont identifiés à partir des résultats des essais cycliques. Si par contre l'endommagement intervient ($D \neq 0$), on a alors :

$$\Delta \varepsilon^{pl} = \left(\frac{\Delta \sigma}{(1-D) K_c} \right)^{Mc} \quad (1.6)$$

À partir des deux dernières relations, on en déduit :

$$D = 1 - \frac{\Delta \sigma}{\Delta \sigma^*}$$

Le but étant d'obtenir un modèle qui s'exprime en terme de déformation, il faut chercher à exprimer le terme σ_{eq} dans la formulation générale comme étant une fonction de p déduite de l'expression précédente :

$$\frac{\Delta p}{2} = \left(\frac{\Delta \sigma_{eq}}{(1-D) K_c} \right)^{Mc}$$

Si on considère D comme étant constant sur un cycle, on obtient :

$$\frac{\sigma_{eq}}{(1-D)} = K_c (P - Pi)^{1/Mc}$$

P_i étant la valeur de p au début du cycle i d'amplitude Δp . Il en résulte :

$$\bar{Y} = \frac{\sigma_{eq}^2 R_v}{2E(1-D)^2} = \frac{R_v}{2E} K_c^2 (P - P_i)^{2/Mc}$$

En effectuant des changements de variable dans les coefficients :

$$\frac{2ES_0}{K_c^2} = \Gamma ; \frac{2}{Mc} = \gamma \text{ et } \alpha_0 = \alpha_1 (\Delta p)$$

$$\text{On obtient : } \dot{D} = \frac{R_v (p - p_i)^\gamma}{\Gamma} \frac{\dot{p}}{(1-D)^{\alpha_1}}$$

1.7.5. Formulation en cas de fatigue unidirectionnelle symétrique

Si on considère un chargement uniaxial de traction-compression symétrique, l'incrément de déformation plastique cumulée par cycle est exprimé comme suit :

$$\Delta p = 4 \frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 2 \Delta \epsilon^{pl}$$

L'expression de la fonction de triaxialité R_v se simplifie comme suit :

$$R_v = \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \left(\frac{1\sigma}{3|\sigma|} \right)^2 = \frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu) \frac{1}{9} = 1$$

La forme intégrale de la loi d'endommagement entre l'instant $N=0$ qui correspond à $P=0$ et $D=0$ et l'instant $N=N_R$ qui correspond à $D=1$ s'écrit alors :

$$\begin{aligned} \int_0^1 (1-D)^{\alpha_1} dD &= \frac{R_v}{\Gamma} N_R \int_{P_i}^{P_i+2\Delta\epsilon^{pl}} (P-P_i)^\gamma dP \\ -\frac{1}{\alpha_1+1} \left[(1-D)^{\alpha_1+1} \right]_0^1 &= \frac{N_R}{\Gamma(\gamma+1)} \left[(P-P_i)^{\gamma+1} \right]_{P_i}^{P_i+2\Delta\epsilon^{pl}} \\ \frac{1}{\alpha_1+1} &= \frac{N_R}{\Gamma(\gamma+1)} (2\Delta\epsilon^{pl})^{\gamma+1} \\ N_R &= \frac{\Gamma(\gamma+1)}{\alpha_1+1} (2\Delta\epsilon^{pl})^{-(\gamma+1)} \end{aligned} \quad (1.7)$$

En remplaçant le terme $\frac{\Gamma(\gamma+1)2^{-(\gamma+1)}}{\alpha_1+1}$ par $C^{(\gamma+1)}$ dans l'équation précédente, on retrouve

l'équation de Manson-Coffin qui s'écrit comme suit :

$$N_R = \left(\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{C} \right)^{-(\gamma+1)} \quad (1.8)$$

Les coefficients C et $(\gamma+1)$ sont déterminés à partir des courbes bilogarithmiques dites courbes de Manson-Coffin en utilisant une interpolation par une fonction type puissance. Alors que pour obtenir le coefficient α_1 , il est nécessaire de déterminer le dommage en mesurant l'évolution de l'amplitude de contrainte pendant les essais à déformation plastique imposée.

$$D = 1 - \left(1 - \frac{N}{N_R}\right)^{\frac{1}{\alpha_1+1}} \quad (1.9)$$

Si une courbe est trouvée pour $D = f(N)$ pour différente valeur de p , alors α_1 est une valeur constante. Dans le cas contraire $\alpha_1 = f(\Delta\varepsilon^{pl})$.

Le terme Γ est calculé à partir de l'expression de $C^{(\gamma+1)}$.

$$\Gamma = \frac{(\alpha_1 + 1)}{(\gamma + 1)} (2C)^{(\gamma+1)} \quad (1.10)$$

1.8. Modélisation de la fatigue thermique

La fatigue thermique est causée par les variations au cours du temps de forts gradients thermiques imposés à une pièce massive. Les contraintes thermiques en compression puis en traction résultant des cycles de température génèrent des déformations plastiques à la surface de la pièce (Cf § 1.3.2). Ces fissures, amorcées dans cette couche superficielle plastifiée, se propagent pour pénétrer dans une zone plus profonde sollicitée en régime élastique dû au gradient thermique moins important. Les mécanismes d'endommagement qui apparaissent sont similaires à ceux de la fatigue oligocyclique isotherme, peuvent amener à considérer la fatigue thermique comme un cas particulier de la fatigue oligocyclique isotherme.

Il faut noter, que d'une part, chaque petit élément de volume appartenant à la surface de la pièce cyclée thermiquement, voit sa température variée et que d'autre part, les efforts mécaniques qu'il subit ne sont ni connus ni faciles à calculer analytiquement contrairement au cas d'un essai uniaxial en fatigue isotherme. Les essais de fatigue oligocyclique isotherme sont réalisés à l'aide des éprouvettes dans la partie utile peut être assimilée à un élément de volume dans le quel à chaque instant, la température est uniforme et le champ de contrainte mécanique et la température sont mesurables.

L'étude de la fatigue thermique réalisée par Rémy, Burlet et Chaboche implique de réaliser des essais de fatigue oligocyclique en conditions isothermes pour de déterminer le

comportement thermomécanique du matériau dans la gamme de température de l'essai de fatigue thermique afin d'étudier la structure soumise à un cyclage thermique.

Il est à noter que des essais de fatigue thermique permettent de valider les méthodes de prévisions de durée de vie.

PARTIE 2. RECHARGEMENT PTA

2.1. Introduction

L'idée d'utiliser des superalliages réfractaires à base de cobalt ou à base de nickel pour les outillages de forge à chaud n'est pas nouvelle, mais les applications industrielles restent très limitées. La méconnaissance de ces matériaux de rechargement par les industriels et la non maîtrise du procédé de rechargement de ces superalliages limitent leur utilisation.

L'originalité de cette étude est d'utiliser un rechargement multicouche sur un outillage de forge comme moyen de fabrication des matrices. Le substrat ébauché par usinage à grande vitesse est revêtu d'un superalliage base cobalt par le procédé PTA. Le dépôt de plusieurs couches avec des compositions différentes est étudié afin d'évoluer vers des matériaux à gradient fonctionnel. La qualité dimensionnelle et l'état de surface des gravures des matrices exigent une reprise par usinage à grande vitesse après rechargement. Il est aujourd'hui possible de réaliser des usinages à grande vitesse sur des bases cobalt.

Ce chapitre présente les travaux de rechargement de Stellite 6 déposés sur un acier X38CrMoV5 qui a subi un traitement thermique de trempe et de revenu. La mise en place d'un plan d'expérience permet de déterminer les paramètres influents du procédé de dépôt PTA. La caractérisation de ces dépôts au niveau métallurgique et mécanique et l'évaluation des contraintes résiduelles ont conduit à une optimisation du couple complexe procédé matériau. Des essais complémentaires sur la température de préchauffage et des post-traitements ont mis en évidence leur influence sur les caractéristiques finales du dépôt. La mesure des différents coefficients de dilation thermique des différents stellites doit permettre de définir l'ordre de dépôt dans les revêtements multi matériaux. Les matériaux à gradient fonctionnel sont abordés avec différents Stellites.

2.2. Choix du procédé de rechargement

Le rechargement des outillages de forge est pratiqué sur une base en métal faiblement allié et donc peu coûteuse et une partie active en matériau répondant aux sollicitations sévères du forgeage à chaud. Cet outillage multi matériaux peut être obtenu par différentes techniques d'assemblage : le frittage d'inserts, le soudage (apport ou diffusion, placage,...)

Le rechargement par fusion soudage peut se réaliser par les procédés de soudage à l'arc comme le soudage à l'électrode enrobée, le soudage à l'arc électrique TIG (Tungsten Inert

Gas), le soudage MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas), ainsi que le soudage plasma d'arc transféré (PTA) ou encore le soudage Laser.

Le Tableau 2-1 montre que les procédés Laser et PTA sont les plus performants en terme du faible taux de dilution et de déformations induites, et ceci grâce à la possibilité du contrôle de l'apport de l'énergie sur le métal de base. Par contre, leur inconvénient majeur est lié à la faible épaisseur de dépôt.

Procédé	Apport énergie *	Dilution (%)	Déformation *	Vitesse dépôt (kg/h)	Épaisseur (mm)
TIG	3	10 à 20	4	0,5 à 4	2,5
MIG/MAG	4	10 à 40	4	1 à 6	3
PTA	2	5 à 20	2	0,5 à 7	0,8
Laser	1	1 à 5	1	0,5 à 4	0,5
* Il s'agit de valeurs relatives (indice 1 le plus performant)					

Tableau 2-1. Caractéristiques des différents procédés de rechargement d'après [LEV89].

Le tableau indique clairement que le procédé PTA et laser sont des procédés innovants qui présentent de nombreux avantages. Notre choix final s'est porté sur le procédé PTA pour des raisons économiques et de proximité de notre partenaire du CRITT MDTS.

2.2.1. Le principe du procédé PTA:

Le procédé de rechargement par PTA (Plasma Transferred Arc) possède deux arcs qui sont utilisés indépendamment. L'arc pilote est formé entre l'électrode en tungstène (cathode) et la buse en cuivre (anode). Un gaz plasma (Ar, He, mélange de Ar/He ou Ar/H₂) est ionisé par l'énergie de l'arc appliqué. Un second arc transféré est alors établi entre l'électrode de tungstène et la pièce à recharger. La température résultante au niveau de l'arc transféré est de l'ordre de 10000 à 15000°C. L'énergie libérée par l'arc dépend de l'intensité de courant et de la longueur de l'arc. Le métal d'apport sous forme de poudre est alors introduit dans la colonne plasma. Les hautes températures rencontrées vont liquéfier le métal, qui va se déposer sur le bain du substrat fondu et ainsi réaliser un rechargement. Un gaz protecteur contre l'oxydation autour du plasma est alimenté par la grande buse extérieure. La Figure 2.1 montre le principe du procédé de rechargement par plasma d'arc transféré [WIL-06].

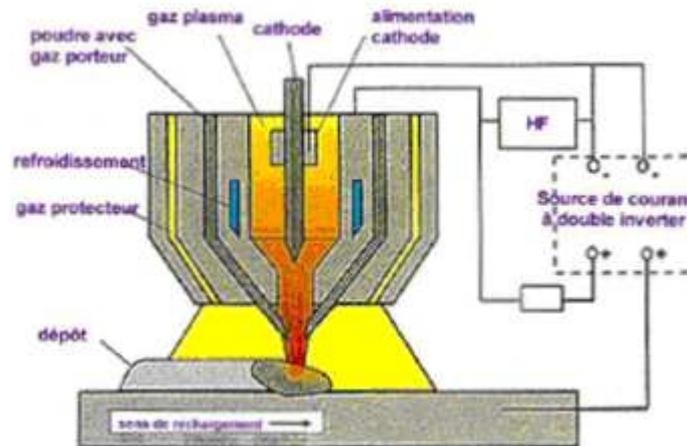


Figure 2.1. Torche Plasma.

L'équipement de rechargement :

Un robot six axes COMAU supporte la matrice de forge et pilote la trajectoire du dépôt des cordons. La torche PTA est fixe et verticale pendant le dépôt des superalliages, Figure 2.2. Cette plateforme MPM (Multi Plasma Modul) est équipée d'un plateau de 400x400 mm pour recevoir les matrices d'un poids maximum de 220 kg. L'alimentation en poudre est assurée par un distributeur de poudre dont le gaz de transport est composé d'Argon et de 7% d'hydrogène avec un débit maxi de 4 litres/minute. La torche plasma peut déposer entre 3 à 80 grammes par minutes.



Figure 2.2. Robot de soudure avec torche PTA du CRITT MDTs

2.2.2. Les matériaux de rechargement

Ces superalliages, sous forme de poudre, sont répartis par famille selon le composant de base. Les bases Fer : inox 304, 316, 420, aciers rapides. Les propriétés apportées en surface par les superalliages base fer déposés sont comparables à celles du même matériau massif utilisé

comme substrat. Les bases Fer avec ajout de : chrome, tungstène, bore, molybdène, ...sont utilisées dans le cas d'usure abrasives à faible température.

Les bases Nickel ont pour désignation commerciale Inconel 718, 625, Astrolloy, Waspalloy, Hastelloy...Ces revêtements présentent une bonne résistance à chaud à l'abrasion et à l'oxydation mais une grande sensibilité à la fatigue thermique.

Les bases Cobalt sont connus sous le nom de Stellite désigné par leur grade 1, 6, 12, 21,... ont pour désignation commerciale : Tribaloy, Tantung... En fonction de la teneur en carbone, deux familles de superalliages base cobalt sont répertoriées:

1. superalliages à base cobalt à faible teneur en carbone ($C < 0,20 \%$) ;
2. superalliages à base cobalt à forte teneur en carbone ($0,20 \% < C < 2,5 \%$)

Ces superalliages, voir le Tableau 2-2, sont employés pour le travail à chaud lorsque les conditions thermiques et tribologiques sont trop sévères pour les aciers classiques. Les rechargements réalisés confèrent au matériau déposé une bonne ductilité, une bonne tenue à l'oxydation et à la corrosion à haute température ainsi qu'une bonne résistance à la fatigue thermique.

Le développement récent de nouvelles poudres, base cobalt, incorporant jusque 35 % en masse de carbures, améliore considérablement la tenue et la dureté à chaud des revêtements.

Les carbures présents dans ces revêtements, quelle que soit la base (Fe ou Co), sont différents de ceux de la poudre avant fusion (35% WCoC) et confirment la dissolution des carbures initiaux.

PROCÉDE PTA - ALLIAGES EUTROLOY											
Grade	C	Si	Cr	Ni	Mo	Fe	W	Co	Autres	UNS	Dureté
1	2.5	<2.0	30	<2.0	<1.0	<2.0	13	Bal.	<1.0	R30001	50 – 55
6	1.2	<2.0	28.5	<2.0	<1.0	<2.0	4.6	Bal.	<1.0	R30106	38 – 44
12	1.45	<2.0	30	<2.0	<1.0	<2.0	8.5	Bal.	<1.0	R30012	45 – 50
21	0.25	<2.0	28	2.6	5.4	<2.0	-	Bal.	<1.0	R30021	28 – 40*
25	0.10	<1.0	20	10	<1.0	2.0	15	Bal.	<1.0	-	20 – 45*

* Analyse typique sur métal hors dilution * Dépendant du degré d'écroutissage

Tableau 2-2. Composition du stellite en fonction du grade.

2.2.3. Les avantages du PTA

Le procédé PTA permet d'obtenir des caractéristiques extrêmement intéressantes sur le dépôt réalisé :

- Une liaison métallurgique entre le dépôt et le substrat ;
- Une zone fondue du substrat plus faible due à la concentration d'énergie ;

- Un taux de dilution très faible de l'ordre de 5 à 15% ;
- Une Zone Affectée Thermiquement (Z.A.T.) très faible ;
- Une grande qualité et une grande variété des dépôts (homogénéité, finesse du grain) ;
- Une vitesse de rechargement élevée et grande reproductibilité des paramètres.

L'inconvénient majeur de ce procédé réside dans la faible épaisseur des dépôts imposant de réaliser plusieurs couches pour le rechargement des futurs outillages et un contrôle de la température pour éviter tous risques de fissuration.

2.3. Étude de la poudre de Stellite-6

2.3.1. Choix du matériau de dépôt

L'analyse des modes de dégradation des outillages de forge étudiés a révélé que les principaux modes d'endommagement sont l'usure abrasive et la fatigue thermique. L'usure abrasive se manifeste par des polissages, des stries et des rayures à la surface du matériau. Pour lutter contre ce type d'usure, on cherche à durcir le matériau. La fissuration thermique est générée par la succession des contraintes de compression et de traction des cycles thermiques générant des fissures sous forme de faïençage ou de mosaïque en surface. La plus part du temps, ces deux modes d'endommagement interagissent, accentuant ainsi le phénomène de dégradation de l'outil.

Notre choix s'est porté sur du Stellite-6, déposé par torche PTA, en raison de sa dureté à chaud ainsi que de sa résistance à l'usure. Cet alliage de base cobalt contenant 1,2 % de carbone et 4,6 de tungstène est connu comme un rechargement anti-usure. Ce matériau est utilisé sur les surfaces de travail subissant une usure abrasive ou corrosive sévère à température ambiante ou à température élevée.

Des études sur ce matériau révèlent une faible résistance aux chocs thermiques comparativement au Stellite-21 [TAW-85]. Ce rechargement a une grande sensibilité à la fissuration au cours du procédé de rechargement. Face à ce problème, des précautions particulières doivent être prises lors de l'opération de rechargement telle qu'un préchauffage du substrat, un refroidissement lent du dépôt, la limitation de l'épaisseur du cordon.

2.3.2. Fabrication de la poudre de stellite-6

Le procédé de rechargement PTA utilise le métal d'apport sous forme de poudre. Les hautes températures dans la colonne plasma vont liquéfier le métal qui va se déposer sur le substrat à recharger.

La fabrication du matériau de rechargement, sous forme de poudre, est réalisée par la technique d'atomisation, voir la Figure 2.3. L'atomisation consiste à pulvériser une veine liquide d'alliage homogène en la dispersant au moyen d'un jet gazeux puissant. Les paramètres d'atomisation sont optimisés de manière à obtenir une granulométrie adaptée à chaque type de procédé avec un rendement de fabrication maximal. Ce procédé confère ainsi aux grains les caractéristiques suivantes:

- une morphologie sphérique avec une faible dispersion ;
- une composition chimique homogène garantissant une reproductibilité des propriétés physiques du revêtement ;
- une surface de grain peu oxydée grâce au gaz inerte utilisé lors de l'atomisation (argon ou azote).

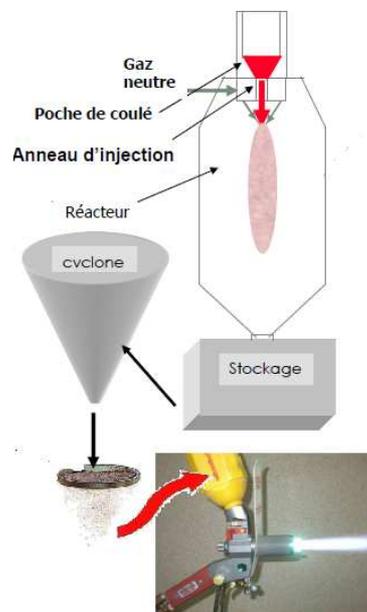


Figure 2.3. Processus d'atomisation au gaz.

2.3.3. Analyse de la poudre

Une analyse de la poudre a été réalisée sur le MEB (Microscopie électronique à balayage), disposant de l'EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy). Les interactions du faisceau d'électrons primaires avec les atomes du matériau analysé créent des photons X. La collecte de ces photons par un détecteur spécifique couplé au MEB permet de compléter la partie imagerie par des analyses chimiques (EDS).

Les résultats de l'analyse du Stellite grade 6, utilisé dans notre étude, montrent que la poudre est sphérique avec une taille de particule de 100 à 125 μm , voir Figure 2.4 et préalliée avec une teneur par élément définie par la Figure 2.5 et le Tableau 2-3.

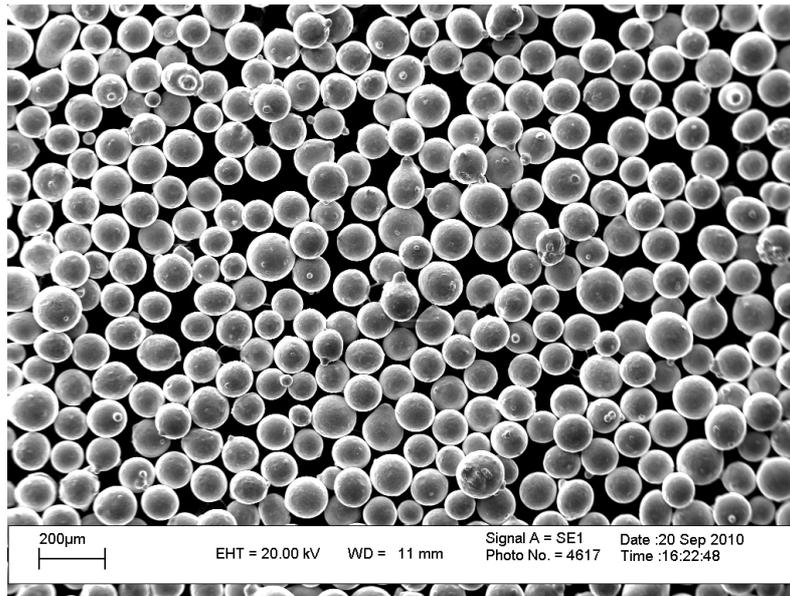


Figure 2.4. Analyse au MEB de la poudre de stellite-6.

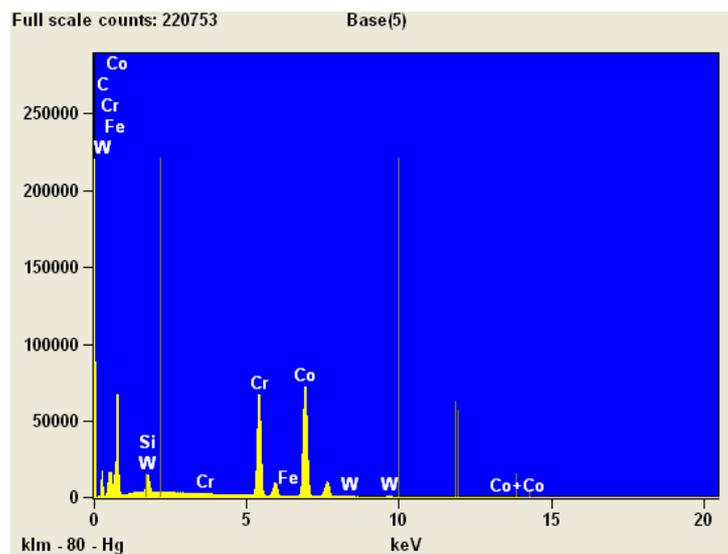


Figure 2.5. Spectre EDS des éléments de la poudre de stellite-6.

<u>Elément</u>	<u>Wt.% échantillon</u>	<u>Wt.% norme DIN 8555</u>
Si	1.68	1
Cr	27.26	28-29
Fe	0.38	≤3
Co	58.65	solde
W	4.15	4.5-5

Tableau 2-3. Proportion des éléments de la stellite-6 en pourcentage massique.

Une analyse complémentaire, sur cinq particules différentes voir Figure 2.6, confirme les résultats de la cartographie générale de la poudre de stellite-6, à savoir que c'est bien une poudre préalliée avec une composition chimique homogène voir Figure 2.7 et Tableau 2-4.

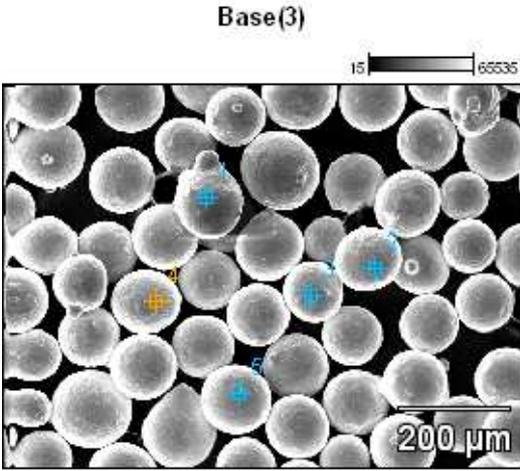


Figure 2.6. Analyse au MEB de la poudre de stellite-6 avec repérage des cinq particules

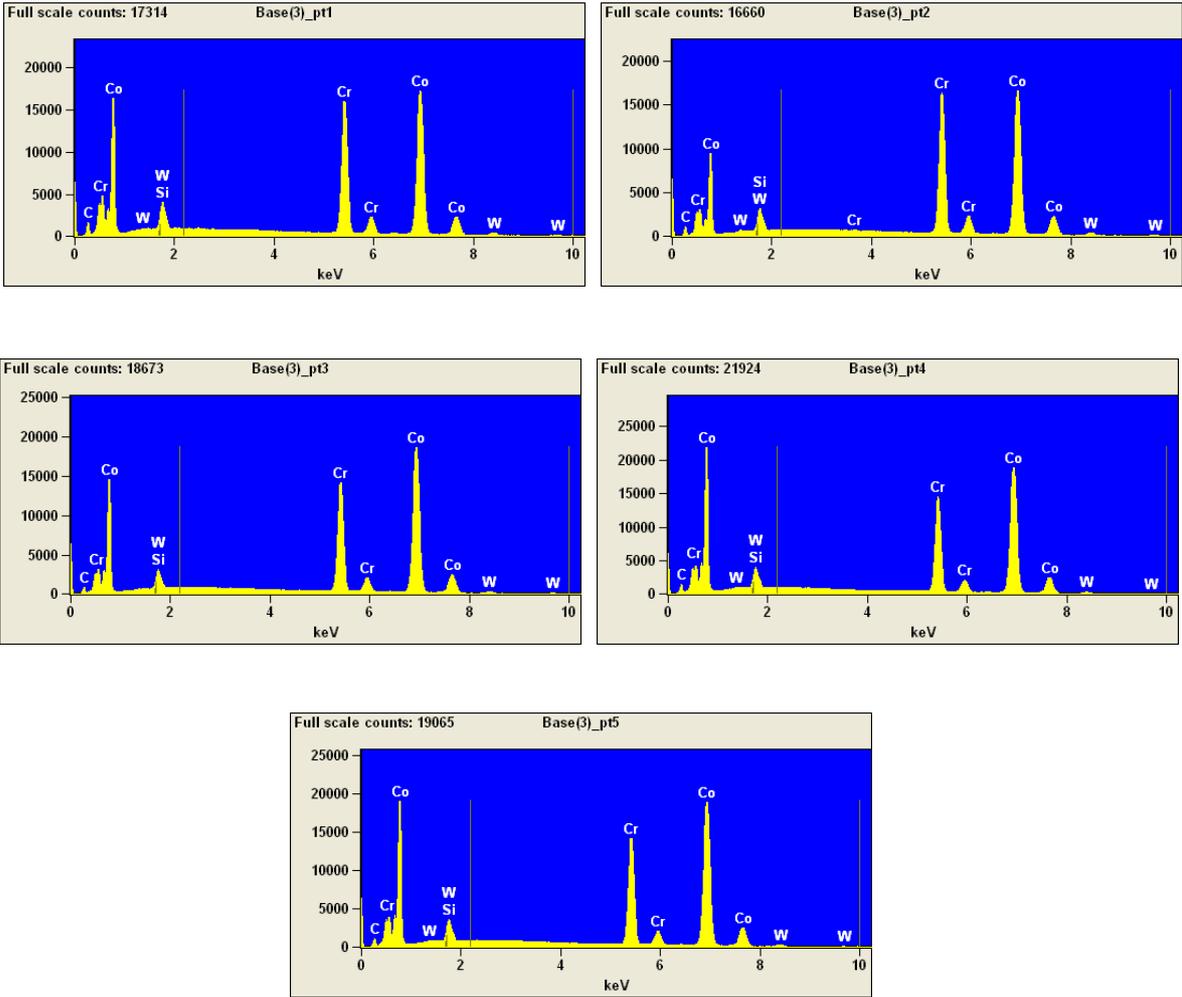


Figure 2.7. Spectre EDS des éléments de la poudre de stellite-6 pour les cinq particules étudiées.

	Si	Cr	Co	W
pt1	1.41	29.27	61.63	4.24
pt2	1.36	30.66	61.59	4.03
pt3	1.70	25.92	66.92	3.61
pt4	1.93	25.18	65.89	4.06
pt5	1.80	25.74	66.59	3.54

Tableau 2-4. Proportion des éléments en pourcentage massique sur les cinq particules étudiées.

2.4. Choix du plan d'expérience :

Afin de maîtriser les dépôts de Stellite 6 obtenus par le procédé PTA sur des matrices de forge, un plan d'expérience de type Taguchi a été mis en place. La méthode des plans d'expériences (Figure 2.8) permet d'étudier l'influence de nombreux facteurs sur un produit, un procédé, plus généralement sur un phénomène avec le minimum d'essais. La particularité des plans Taguchi est basée sur l'utilisation de quelques tables standard où les interactions d'ordre deux sont négligeables sauf pour quelques unes. Les interactions retenues dans l'étude sont fonction de l'expertise des techniciens [PIL-92] [SAD-91].

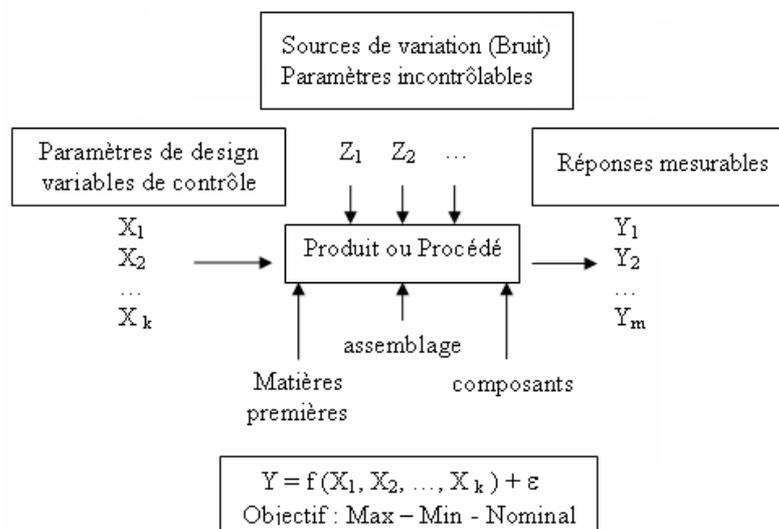


Figure 2.8. Principe des plans d'expérience.

2.4.1. Choix des facteurs :

Après une étude bibliographique [VAR09] et les retours d'expériences du personnel du CRITT, une table orthogonale du type L8 avec 6 facteurs à 2 niveaux a été déployée. Les paramètres retenus (Tableau 2-5) ainsi que leurs niveaux respectifs pour ce plan d'expérience sont :

V : Vitesse de déplacement de la torche	→	170 – 230 mm/min
Dp : Débit de poudre	→	25-50 %
I : Intensité de l'arc	→	85-125 A
D : Débit du gaz plasma	→	1.75 – 2.3 l/min
R : Refroidissement	→	Air ou Vermiculite
NC : Nombre de couches	→	Une ou deux

N :	V Vitesse de déplacement (mm/min)	Dp Débit de poudre (g/min)	I Intensité de l'arc (A)	D Débit du gaz plasma (l/min)	R Refroidissement	NC Nombre de couches
1	170	30	85	1.75	air	1
2	170	30	85	2.3	vermiculite	2
3	170	60	125	1.75	air	2
4	170	60	125	2.3	vermiculite	1
5	230	30	125	1.75	vermiculite	2
6	230	30	125	2.3	air	1
7	230	60	85	1.75	vermiculite	1
8	230	60	85	2.3	air	2

Tableau 2-5. Plan d'expériences L8.

2.4.2. Définition des éprouvettes :

Les éprouvettes de rechargement (Figure 2.9) doivent être représentatives des outillages de forge. Le Tableau 2-6 donne la composition chimique du substrat X38CrMoV5 et du revêtement base cobalt en Stellite 6. Le substrat est traité à 48HRC et préchauffé à 250°C avant rechargement. Les essais, réalisés sur des blocs de 130x100x50mm³, ont été répétés afin de réaliser une étude de robustesse. L'éprouvette rechargée est découpée en plusieurs parties afin de réaliser des micrographies, la mesure de filiation de dureté, la mesure du taux de carbure et du taux de dilution.



Figure 2.9. Éprouvette de rechargement et éprouvette découpée pour les analyses

Nuance	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	W	V	Co	Fe
X38CrMoV5	0,3 - 0,5	0,3 - 0,5	0,3 - 0,5	2,7 - 3,2	4,8 - 5,2	-	-	0,4 - 0,6	-	solde
Stellite 6	1,2	< 2	2	< 1	28,5	< 2	4,5	-	solde	< 2

Tableau 2-6. Composition chimique du substrat et du stellite grade 6.

2.4.3. Les réponses :

Les réponses mesurées caractérisent la géométrie ainsi que la qualité métallurgique du dépôt. Les principales réponses retenues sont: l'épaisseur du cordon de soudure (mm), le décollement du rechargement par rapport au substrat (mm), l'épaisseur de la ZAT (mm), la dureté (HV30), le taux de carbures dans le dépôt (%), la dilution (%) et l'observation du rechargement par microscopie optique.

Les surfaces d'analyse ont été polies et ont subi une attaque chimique par une solution de Murakami (10g de KOH, 10g de K3 [Fe(CN)6] et 100ml H₂O) afin de mettre en évidence la présence des carbures. Le taux de carbures est calculé à partir de cinq mesures. Ces mesures sont effectuées à l'aide du logiciel PEGASE PRO adapté au microscope optique BX60M. La dilution est la proportion dans laquelle le métal de base participe, par sa propre fusion, à l'élaboration de la zone fondue de la soudure. En désignant le métal déposé par (A), le métal de base fondu par (B) et le métal fondu par (A+B), on peut exprimer le taux de dilution en pourcentage de métal de base fondu (B) dans le métal fondu (A+B) de la soudure par la formule suivante : Taux de dilution (%) = $\frac{B}{(A+B)} \times 100$ [BAL-09] [OLI-08].

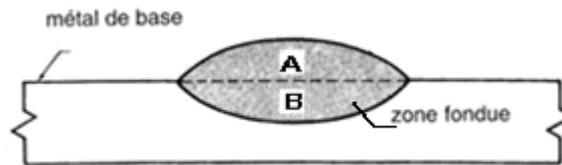


Figure 2.10. Taux de dilution.

2.4.4. Résultats:

Seuls, les résultats du premier et du deuxième essai de rechargement sont présentés, les autres résultats du plan d'expériences figurent en ANNEXE B. La filiation de dureté montre que la dureté est toujours plus importante pour le bloc 1 (essai N°1) que sur le bloc 2 (essai N°2) que se soit dans le substrat ou dans le rechargement. La ZAT est la plus importante pour le refroidissement dans la vermiculite (4 mm) alors que pour le refroidissement à l'air, la ZAT atteint une valeur de 3,4 mm. L'analyse EDS est réalisée en 4 points dont 2 points dans le revêtement (en surface et à l'interface), un point dans la ZAT et le dernier point dans le substrat. Cette analyse révèle que le fer du substrat migre dans le rechargement et que le cobalt et le chrome du rechargement migrent vers le substrat.

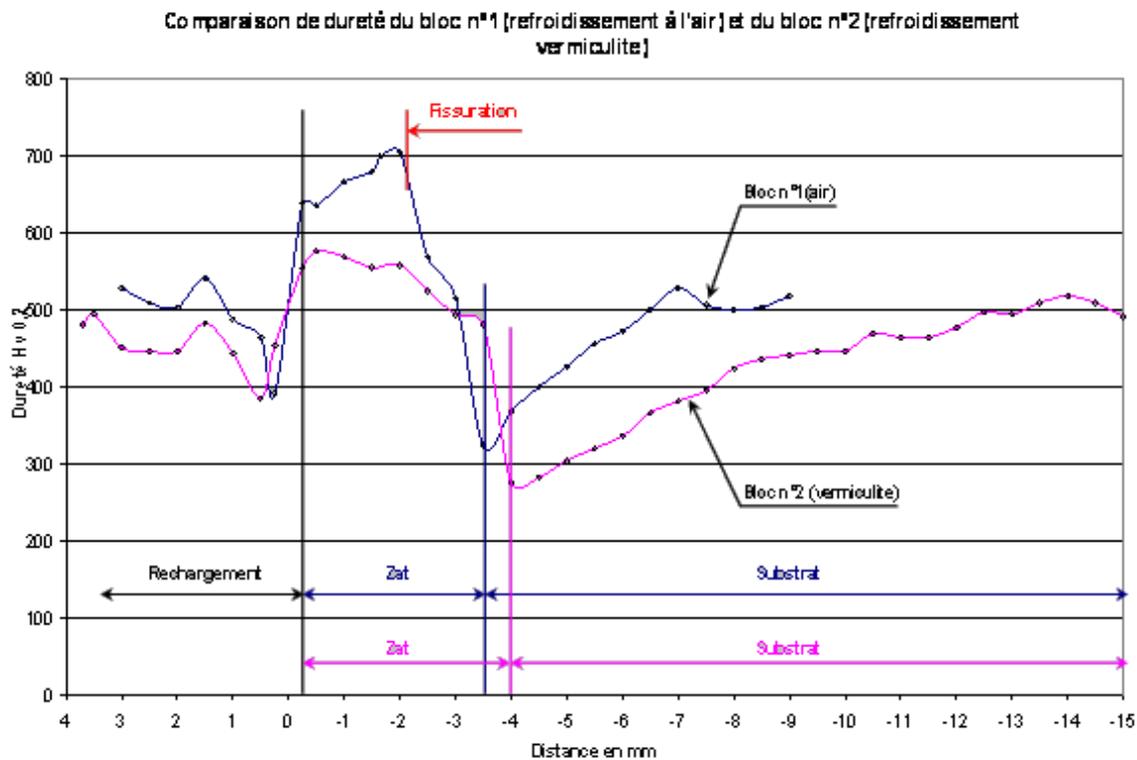
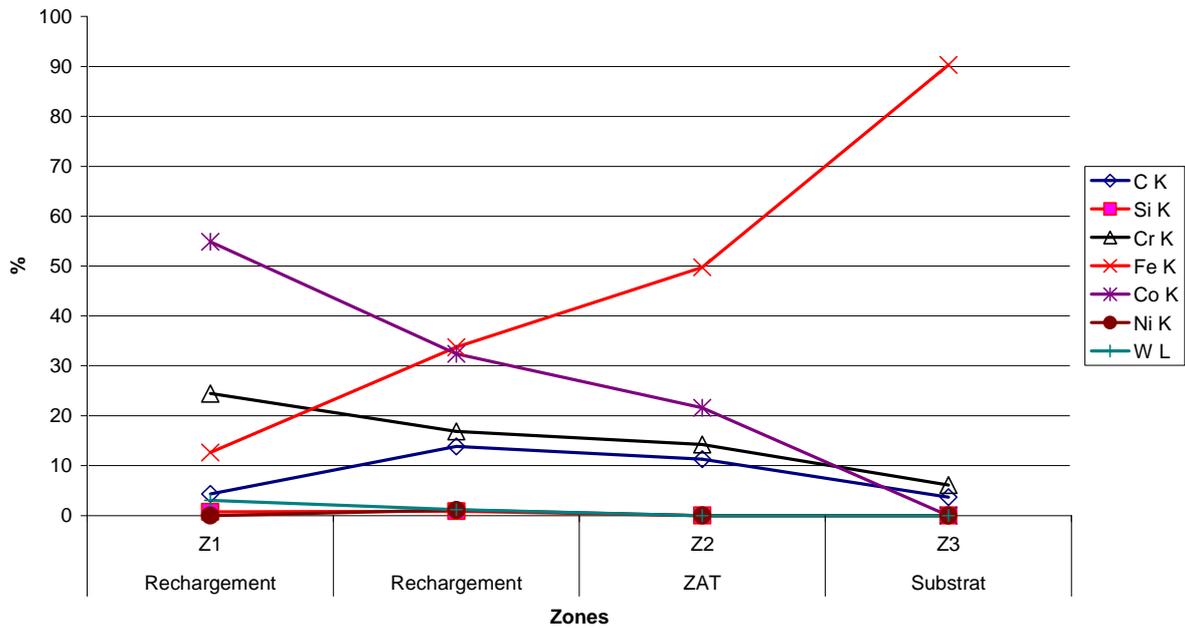


Figure 2.11. Filiation de dureté.

Bloc 1 face1



Bloc 2 face 1

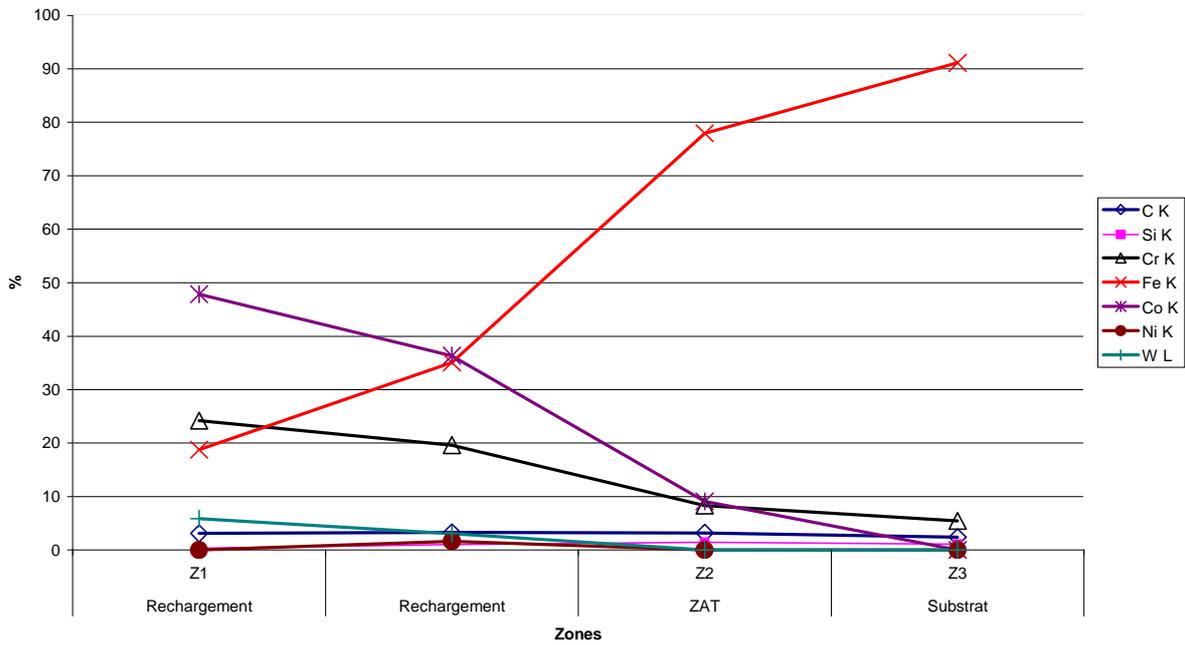


Figure 2.12. Évolution de la teneur des éléments chimiques en fonction de la profondeur pour les blocs 1 et 2.

Le Tableau 2-7 synthétise les principaux résultats du plan d'expérience sachant que les mesures ont été réalisées du côté gauche et droit de l'éprouvette.

Tableau récapitulatif :

	N° Echantillon	Epaisseur dépôt (mm)	Décollement	ZAT (mm)	Taux carbure (%)	Dureté HV30
1	N°1 gauche	3,1	OUI à 1,3mm	3,4	26,9	475
	N°2 droite	3,1	OUI à 0,9mm	2,5	32,5	499
2	N°1 gauche	3,6	NON	4,0	16,3	413
	N°2 droite	5,9	NON	2,5	18,5	467
3	N°1 droite	7,1	OUI à 0,7mm	2,9	24,3	499
	N°2 gauche	7,9	OUI à 1,4mm	2,7	19,4	465
4	N°1 gauche	4,1	NON	2,4	21,4	383
	N°2 droite	4,3	NON	3,7	21,6	444
5	N°1 droite	2,5 et 2,4	NON	2,8	16,2	446
	N°2 gauche	3,2 et 4,7	NON	2,4	16,3	442
6	N°1 gauche	3,4	NON	2,4	11,0	350
	N°2 droite	3,1	NON	2,4	12,2	359
7	N°1 gauche	3,2	NON	2,2	24,4	511
	N°2 droite	3,3	NON	2,7	26,3	496
8	N°1 gauche	6,1	OUI à 0,9mm	2,4	18,9	490
	N°2 droite	6,2	OUI à 0,9mm	2,7	18,9	492

Tableau 2-7. Les réponses du plan d'expériences.

A l'aide du logiciel Lumière, on calcule les coefficients des facteurs de chaque réponse avec une confiance de 90 %. Les modèles linéaires avec constante de chaque réponse sont :

(1) Epaisseur du cordon = $4,087 + 1,03D + 0,71NC - 0,38V - 0,76R$

(2) Décollement = $0,45 - 0,45R$

(3) ZAT = $3,07 - 0,42V + 0,22R$

(4) Taux de carbures = $21,32 - 2,90V - 2,72I - 3,52Dp$

(5) Dureté = $438,87 + 18,87D - 28,87I - 30,62Dp$

(6) Dilution = $14,88 - 7,78V + 4,08D + 8,03NC$

L'épaisseur du cordon (1) dépend principalement du débit de poudre et de la vitesse de déplacement de la torche plasma. Le décollement du dépôt (2) est principalement dû au type de refroidissement. En effet, l'équation (2) montre que le refroidissement à l'air engendre un décollement du cordon du substrat alors que le refroidissement dans la vermiculite annihile ce décollement. La Zone Affectée Thermiquement ZAT (3) dépend de la vitesse de dépôt et du type de refroidissement. Le taux de carbures (4) dépend de la vitesse de déplacement de la torche, de l'intensité et du débit de poudre. La dureté (5) dépend du débit de gaz, de l'intensité et du débit de poudre. L'ensemble des résultats est cohérent et en accord avec l'étude bibliographique sur le dépôt PTA du stellite.

Après une optimisation multicritères notamment au niveau de la dureté maximale, de l'épaisseur de rechargement maximale et de l'absence de fissuration du dépôt, la configuration optimale des facteurs est définie dans le Tableau 2-8. Un post chauffage sera réalisé à 550°C pendant 2 heures suivi d'un refroidissement lent dans la vermiculite afin d'éviter tous décollements et d'obtenir la meilleure qualité métallurgique du dépôt.

Débit de poudres :	30
Vitesse de déplacement :	230mm/min
Intensité de l'arc :	85A
Débit de gaz plasma :	2.3 l/min
Refroidissement :	revenu à 550°C+ 2 h dans le four
Nombre de couches :	2
Température de préchauffage :	250°C

Tableau 2-8. Configuration optimale des facteurs.

La microstructure (Figure 2.13) obtenue avec ces derniers paramètres montre une structure dendritique (zones claires) avec des zones interdendritiques (zones sombres), siège de nombreux types de carbures. L'analyse chimique (Figure 2.14) révèle une migration du fer du substrat vers le dépôt ainsi qu'une migration du cobalt et du chrome du dépôt vers le substrat. La filiation de dureté (Figure 2.15) montre une dureté dans le dépôt de 430 HV 0,2, une profondeur de ZAT de 3,7 mm et un taux de carbure de 24,4%.

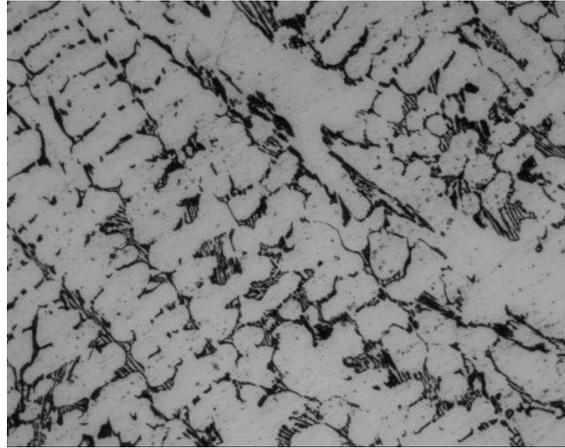


Figure 2.13. Microstructure Stellite 6 Gx500.

B

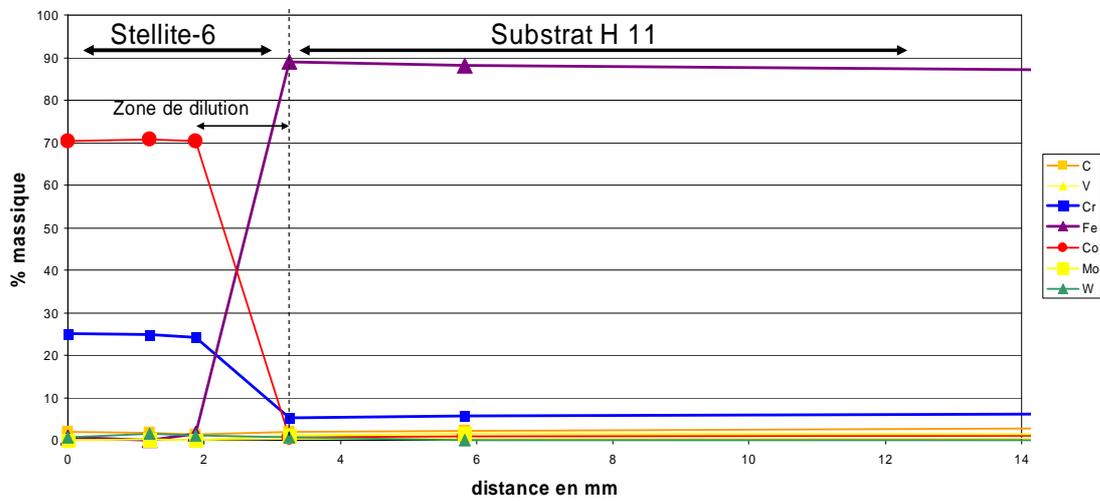


Figure 2.14. Courbe de diffusion chimique des éléments à l'interface obtenus par EDS.

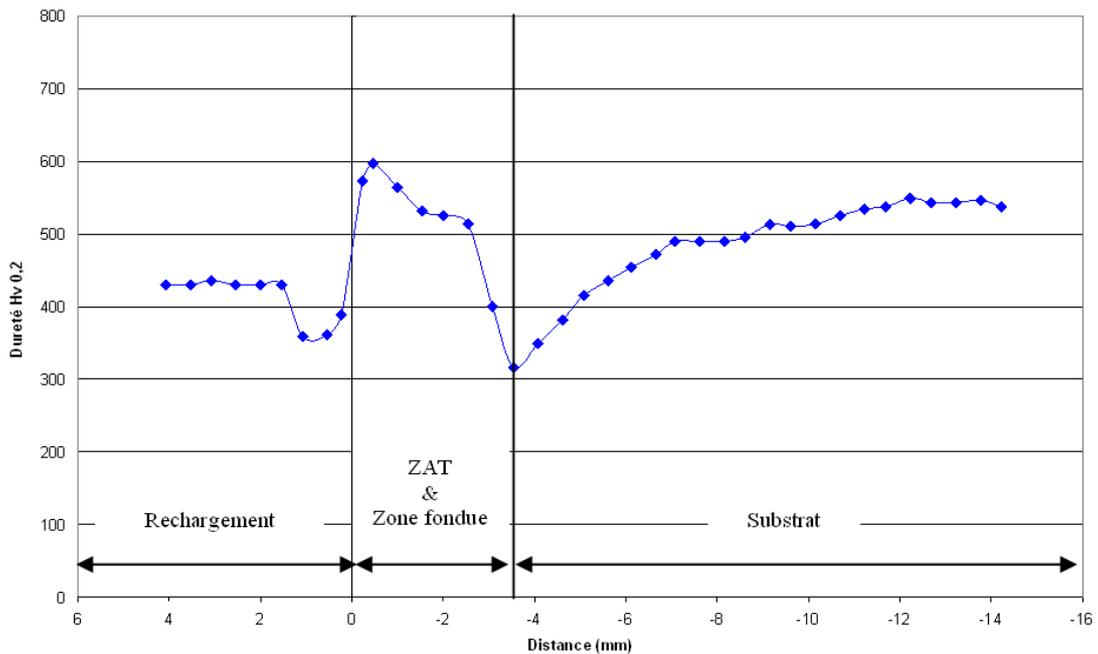


Figure 2.15. Filiation de dureté du substrat-rechargement

2.5. Étude complémentaire

Des essais complémentaires ont été effectués pour étudier l'influence du préchauffage, du revenu et de la présence d'hydrogène dans le gaz plasma. Cette étude a été réalisée sur des blocs de hauteurs relativement importantes par rapport à l'étude précédente (130mm). Dans ce cas de figure, la déformation du bloc est quasi nulle ce qui provoque un risque plus élevé de décollement du rechargement. La Figure 2.16 montre qu'à partir d'un préchauffage à 250°C, le refroidissement dans la vermiculite engendre un arrachement du substrat alors que pour l'éprouvette ayant subi un revenu à 550°C, aucun arrachement n'est constaté. Pour une même température de revenu à 550°C, le préchauffage à 400°C produit une ZAT plus importante, ainsi qu'une plus grande dilution dans le dépôt que pour la température de préchauffage de 250°C.

La Figure 2.17 présente l'influence de l'hydrogène sur la qualité du dépôt. L'absence d'hydrogène provoque le décollement du rechargement sur le substrat. Ce phénomène est dû à un apport d'énergie insuffisant ne permettant pas de créer une liaison métallurgique suffisante. Le refroidissement dans la vermiculite, trop rapide, engendre toujours un arrachement du substrat. Cette étude nous conduit à préconiser un préchauffage à 250°C, un rechargement avec hydrogène et un revenu à 550°C pour les rechargements des futurs outillages de forge.

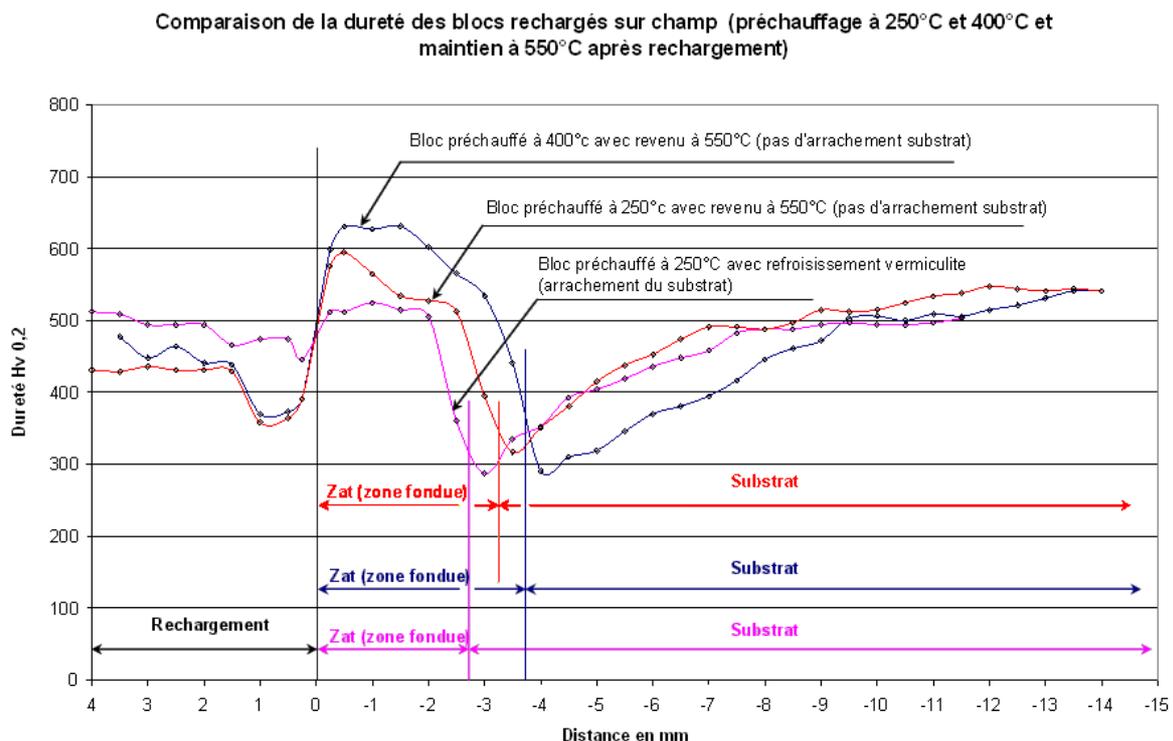


Figure 2.16. Effet du préchauffage et du revenu sur la qualité du dépôt.

Comparaison de dureté des blocs rechargés sur champ avec et sans hydrogène

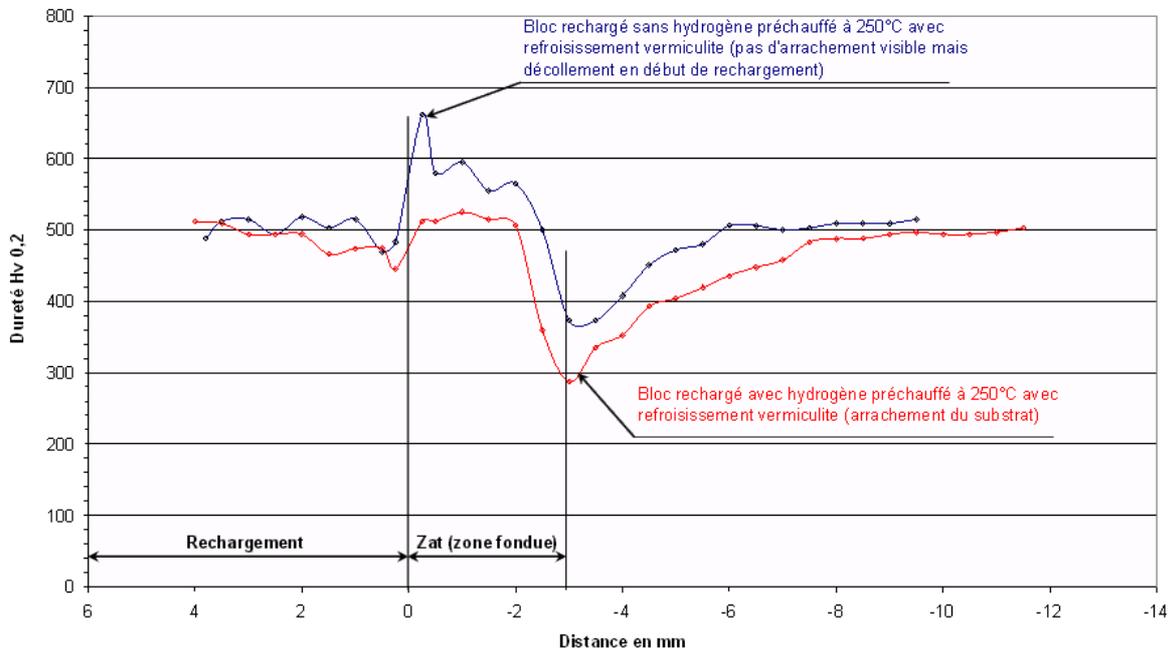


Figure 2.17. Influence de l'hydrogène sur la qualité du dépôt.

2.6. Dilatométrie

2.6.1. Déroulement de l'essai :

Les essais consistent à mesurer la variation de longueur de l'éprouvette en fonction de sa température (ANNEXE I). Une montée en température de 100°C en 10 min et ceci jusqu'à 800°C est programmée, suivie d'un refroidissement lent de 3 heures. L'éprouvette est sous vide au cours de l'essai. Les éprouvettes utilisées au cours de ces essais sont de forme cylindrique de diamètre 5 mm et de longueur 20 mm. Trois échantillons ont été étudiés, deux éprouvettes en Stellite-6, l'une taillée dans le sens longitudinal du rechargement et l'autre dans le sens transversal, la troisième éprouvette est en Z38CDV5.

La Figure 2.18, la Figure 2.19 et la Figure 2.20 représentent les résultats des essais effectués sur les éprouvettes en Stellite-6 et en Z38CDV5. Les résultats montrent bien que les matériaux sont assez stables dans cette plage de température et qu'il n'y a pas de changement de phase remarquable. La Figure 2.21 montre que la dilatation des deux éprouvettes en stellite-6 dans le sens longitudinal et transversal est identique. Cela reflète que le rechargement est assez homogène et isotrope. Les coefficients de dilatation thermique sont calculés à l'aide de l'équation précédente, voir Tableau 2-9. L'évolution du coefficient de

dilatation thermique de la Stellite-21 est issue des résultats de P.REVEL dans le cadre de sa thèse [REV-91]. Elle est présentée par une relation linéaire $\alpha = aT + b$ avec $a = 13,310^{-9} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}$ et $b = 11,4610^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. La même représentation linéaire a été utilisée pour les coefficients du Stellite-6 et du Z38CDV5.

2.6.2. Résultat des essais :

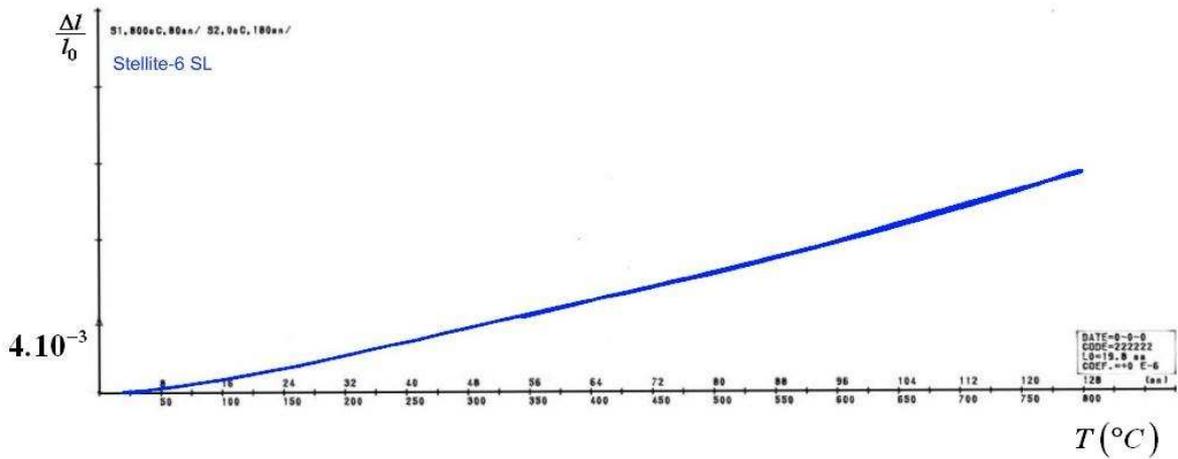


Figure 2.18. Courbe dilatation -température d'une éprouvette en Stellite-6 sens longitudinal.

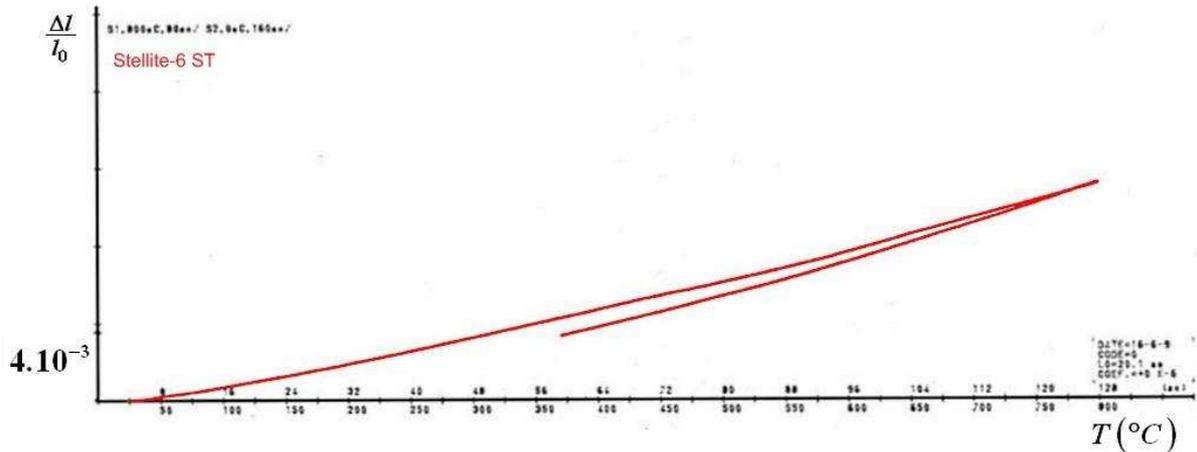


Figure 2.19. Courbe dilatation- température d'une éprouvette en Stellite-6 sens transversal.

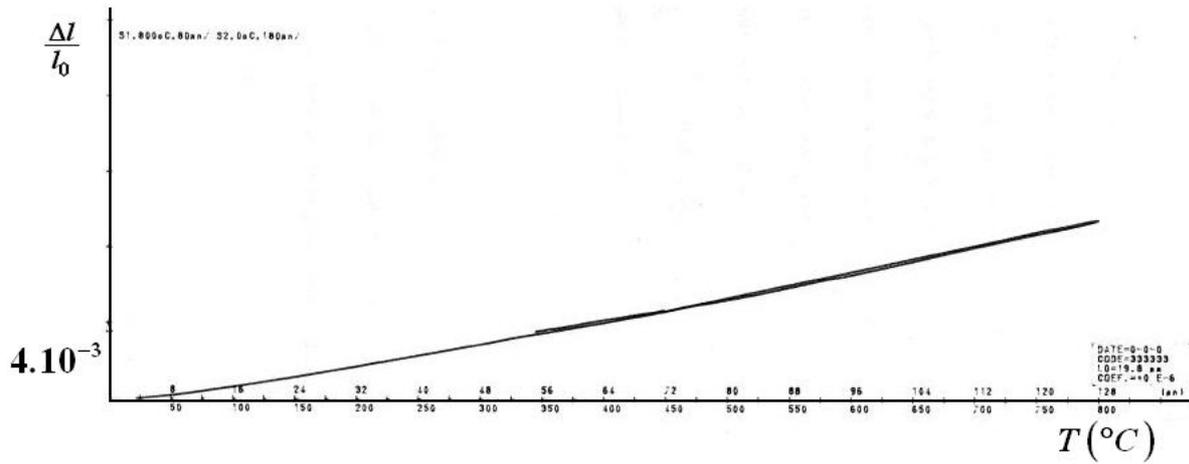


Figure 2.20. Courbe dilatation- température d'une éprouvette en Z38CDV5.

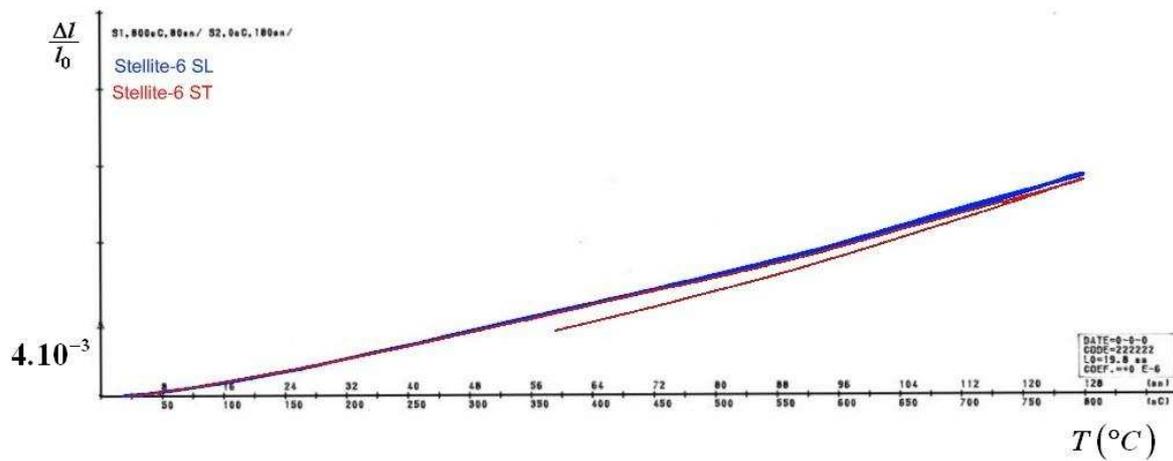


Figure 2.21. Courbes dilatation- température des deux éprouvettes en Stellite-6 sens longitudinal et transversal.

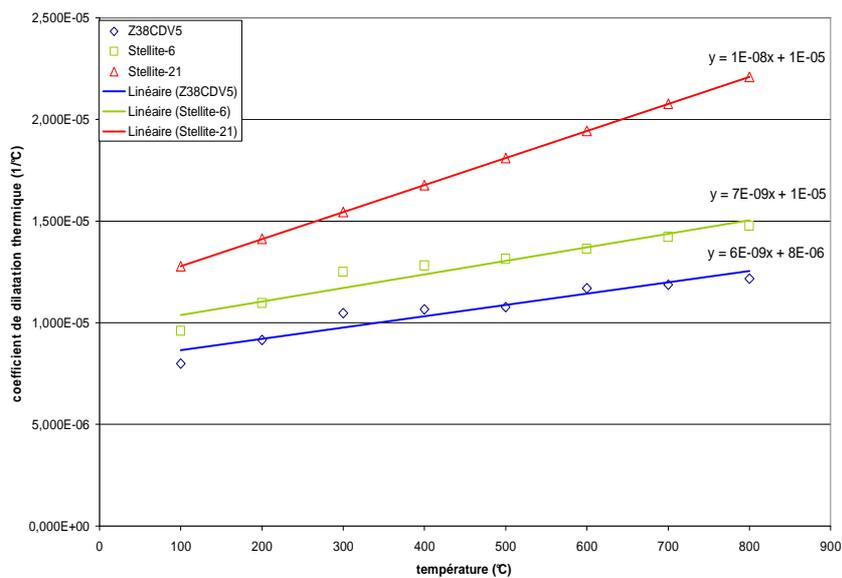


Figure 2.22. Évolution des coefficients de dilatation thermique en fonction de la température.

	100	200	300	400	500	600	700	800
Z38CDV5	8,00	9,14	10,47	10,67	10,78	11,69	11,85	12,18
Stellite-6	9,60	10,97	12,51	12,80	13,14	13,63	14,22	14,76
Stellite-21	12,79	14,12	15,45	16,78	18,11	19,44	20,77	22,10

Tableau 2-9. Valeurs des coefficients de dilatation thermique $\alpha(^{\circ}\text{C}^{-1}) \cdot 10^{-6}$ en fonction de la température.

$\alpha(^{\circ}\text{C}^{-1}) = aT + b$	$a(^{\circ}\text{C}^{-2})$	$b(^{\circ}\text{C}^{-1})$
Z38CDV5	$55,43 \cdot 10^{-10}$	$81,03 \cdot 10^{-7}$
Stellite-6	$66,78 \cdot 10^{-10}$	$96,99 \cdot 10^{-7}$
Stellite-21	$13,30 \cdot 10^{-9}$	$11,46 \cdot 10^{-6}$

Tableau 2-10. Valeurs des paramètres des fonctions d'interpolation des coefficients de la dilatation thermique.

2.6.3. Remarques

Les résultats des essais de dilatométrie nous ont permis de déduire l'évolution des coefficients de dilatation thermique en fonction de la température du substrat et des rechargements. Ces valeurs seront utiles pour le calcul des contraintes thermiques au niveau des outils de forgeage à chaud. La comparaison de l'évolution des coefficients de dilatation thermique des rechargements, avec celui de l'acier à outil utilisé, permet de choisir l'ordre de rechargement afin de tendre vers une réduction des discontinuités des contraintes thermiques ; c'est donc le Stellite-6 qui a été choisi compte tenu de son coefficient de dilatation thermique plus proche du substrat Z38CDV5. Aucun changement de phase n'a été constaté sur les différentes courbes obtenues pour le Stellite-6. Les études réalisées sur la Stellite-21 notamment celles de REVEL et BEN SALAH évoquent un léger changement de pente vers 600°C qui correspond à une transformation allotropique $\varepsilon_{h.c} \rightarrow \alpha_{c.f.c}$. La phase $\varepsilon_{h.c}$ est en très faible quantité dans la Stellite-21 [REV-91] et [SAL-86].

2.7. L'évaluation des contraintes résiduelles du substrat par ultrason

Les mesures sont effectuées sur deux blocs de Z38CDV5 rechargés de Stellite 6 par procédé PTA. Les paramètres de rechargement retenus sont :

- une intensité de 80 Ampères ;
- une vitesse de dépôt de 230 mm/min ;

- 2 couches de Stellite 6.

Le rechargement des éprouvettes est réalisé par une stratégie en aller-retour, d'abord du côté de la face 1, suivi d'une rotation d'un demi tour de l'éprouvette, pour recharger ensuite le côté de la face 2. La mesure des contraintes par ultrason (ANNEXE C) se fait suivant le sens de la hauteur de l'éprouvette, du rechargement vers le bas du substrat suivant trois lignes équidistantes (ligne 1, 2, 3) réparties sur la largeur. Cette méthode évalue la contrainte σ_{zz} du substrat sur une profondeur d'analyse comprise entre 2 et 3 mm. La distance inter récepteur de 26 mm ne permet pas d'évaluer les contraintes du revêtement.

L'analyse de l'éprouvette repérée bloc 2, Figure 2.23, qui a subi un préchauffage à 275°C avec un refroidissement dans la vermiculite et montre quelle que soit la ligne de mesure que:

- le dépôt génère des contraintes de compression au niveau de l'interface dépôt rechargement dont la valeur maximale atteint 500 MPa quelle que soit la face.
- la zone affectée thermiquement par des contraintes de compression est de 20 mm pour la première face et de 10 mm pour la deuxième face ce qui génère un gradient de contrainte plus important sur la première face. Cette différence s'explique par la stratégie de rechargement qui commence près de la face 1 pour se terminer près de la face 2 ce qui a pour conséquence un apport calorifique plus important vers la face 2.

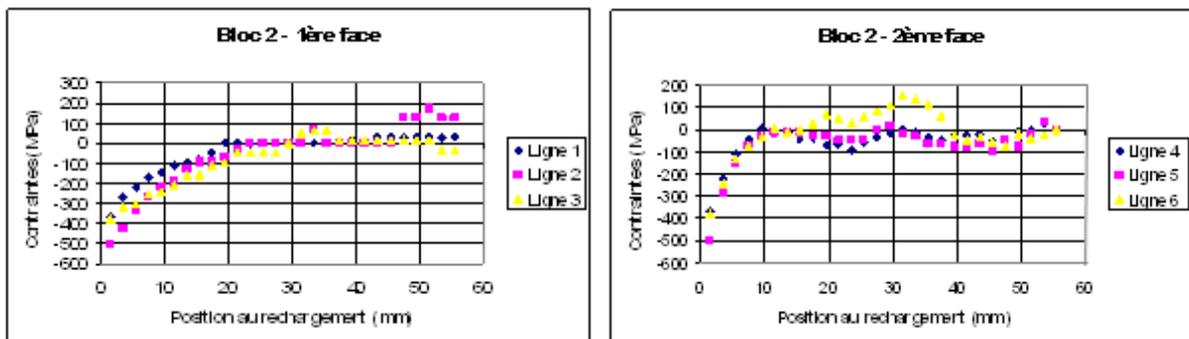


Figure 2.23. Relevés des contraintes σ_{zz} sur les deux faces du bloc 2

L'analyse de l'éprouvette, repérée bloc 1, (Figure 2.24) a subi un préchauffage à 400°C avec un maintien en température à 550°C, pendant 2 heures, suivi d'un refroidissement dans la vermiculite et montre que:

- le dépôt génère des contraintes de compression au niveau de l'interface dépôt rechargement dont la valeur maximale atteint 600 MPa quelle que soit la face.
- la zone affectée par des contraintes de compression est de 10 mm pour la deuxième face, générant un très fort gradient de contrainte, alors que pour la première face, le profil de contrainte est progressivement décroissant.

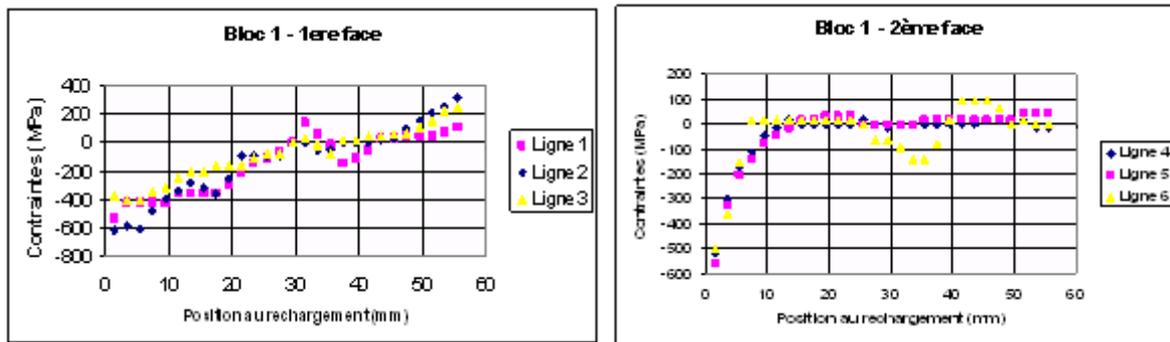


Figure 2.24. Relevés des contraintes σ_{zz} sur les deux faces du bloc 1.

On constate que le gradient de contrainte est toujours plus élevé sur deuxième face quelque soit la température de préchauffage et de maintien après dépôt. A partir d'une distance de 10 à 30 mm du bord du substrat, la contrainte résiduelle devient nulle. Un préchauffage à 400°C produit des contraintes à l'interface plus importantes que pour le préchauffage à 250°C.

2.8. Matériaux à gradients fonctionnels

Les matériaux à gradient fonctionnel (MGF) sont des « composites » dont la microstructure et la composition varient graduellement avec la position, de manière à optimiser les performances de l'outillage. L'objectif est de trouver le profil de composition à donner à ces matériaux afin de minimiser une fonction coût donnée. Le matériau à gradient fonctionnel est réalisé par dépôt PTA de différentes couches de stellite avec des grades différents. Les Stellites-6 et 21 ont des propriétés remarquables à haute température. L'ordre du dépôt est justifié d'une par la dureté à chaud du Stellite grade 6 plus élevée que celle de Stellite grade 21. Le but est de conserver la composition du Stellite-6 en surface en atténuant l'effet de dilution par l'introduction d'une sous couche. Une couche de grade 21 a été déposée en sous-couche, puis 2 couches de stellite grade 6 sur un substrat en X38CrMoV5 trempé revenu. Il est à noter que cette succession de couches (*Cf* § 2.6.3) ayant des coefficients de dilatation thermique différents peut conduire à des contraintes thermomécaniques sévères aux interfaces.

La Figure 2.25 présente la filiation de dureté avec une épaisseur de ZAT de 1,9 mm, l'épaisseur du dépôt est de 6,5 mm dont la première couche est de Stellite-21 et dont l'épaisseur est de 1,9 mm. La dureté du revêtement augmente de 420 HV30 (Stellite-21) à 530 HV30 (Stellite-6) en surface. La microstructure est de la martensite revenue côté substrat et une structure dendritique côté revêtement. On remarque une forte dilution traduite par un effet de vague entre le substrat et le Stellite-21 voir Figure 2.26.

Une analyse à la sonde EDS, voir la Figure 2.27, a été réalisée sur un échantillon en coupe et montre :

- une faible teneur en carbone dans le substrat et le stellite 21 avec une évolution de ce pourcentage dans le domaine du Stellite 6 (1,2% C)
- une absence de tungstène dans le substrat et dans le stellite 21 avec une évolution dans le Stellite 6 (4,6% W)
- une faible teneur de chrome dans le substrat avec un front montant à l'interface du stellite 21 suivi d'une relative stabilité dans le Stellite 6 (28,5% Cr)
- une absence de cobalt dans le substrat avec un front montant à l'interface du Stellite-21 suivi d'une relative stabilité (65% Co)
- une faible teneur en vanadium dans le substrat et l'absence de celui-ci dans les stellites
- une présence importante de fer dans le substrat avec un front descendant à l'interface du stellite 21 suivi de l'absence de fer dans le Stellite 6
- une faible teneur en nickel et en molybdène dans le substrat avec une montée dans le stellite 21 (2,6 % Ni et 5,48 % Mo) suivi d'une descente pour atteindre une faible teneur dans le Stellite 6

Le phénomène de diffusion chimique est localisé dans le Stellite-21 garantissant ainsi les propriétés thermomécaniques du Stellite-6.

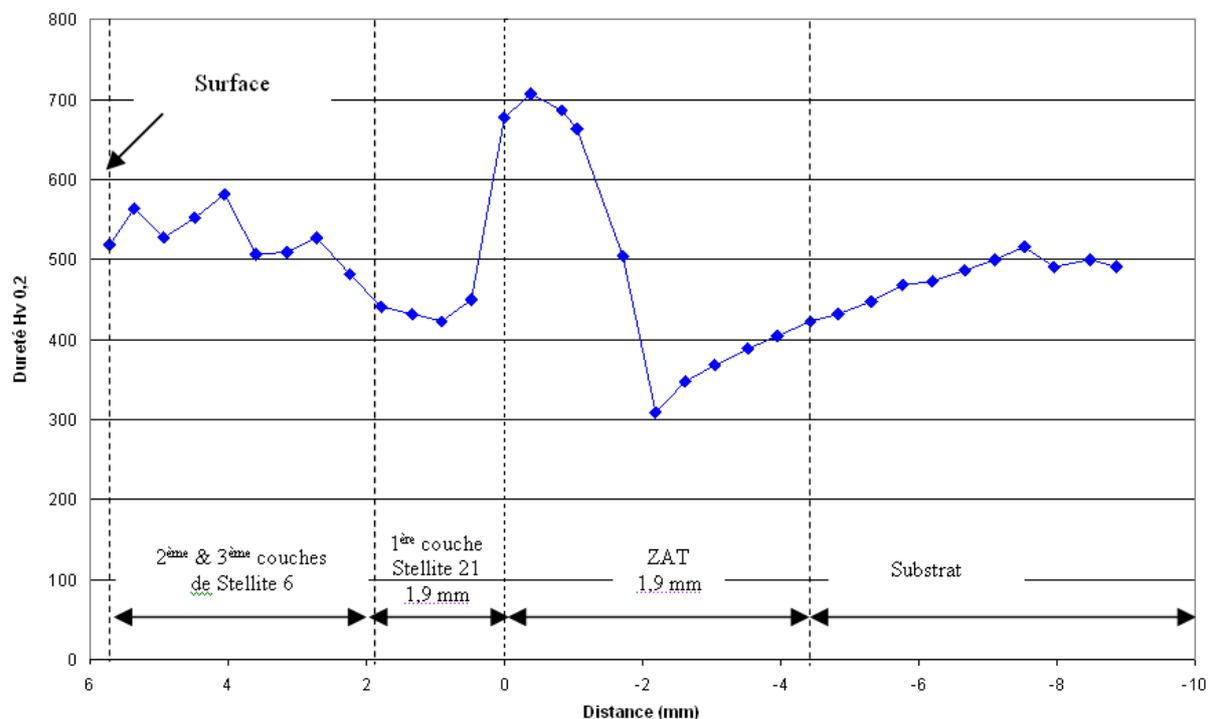


Figure 2.25. Filiation de dureté stellite grade 6, grade 21 et substrat.

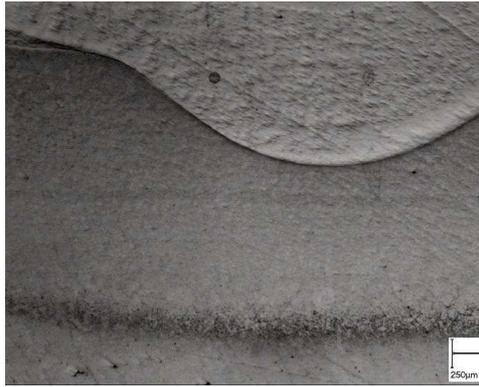
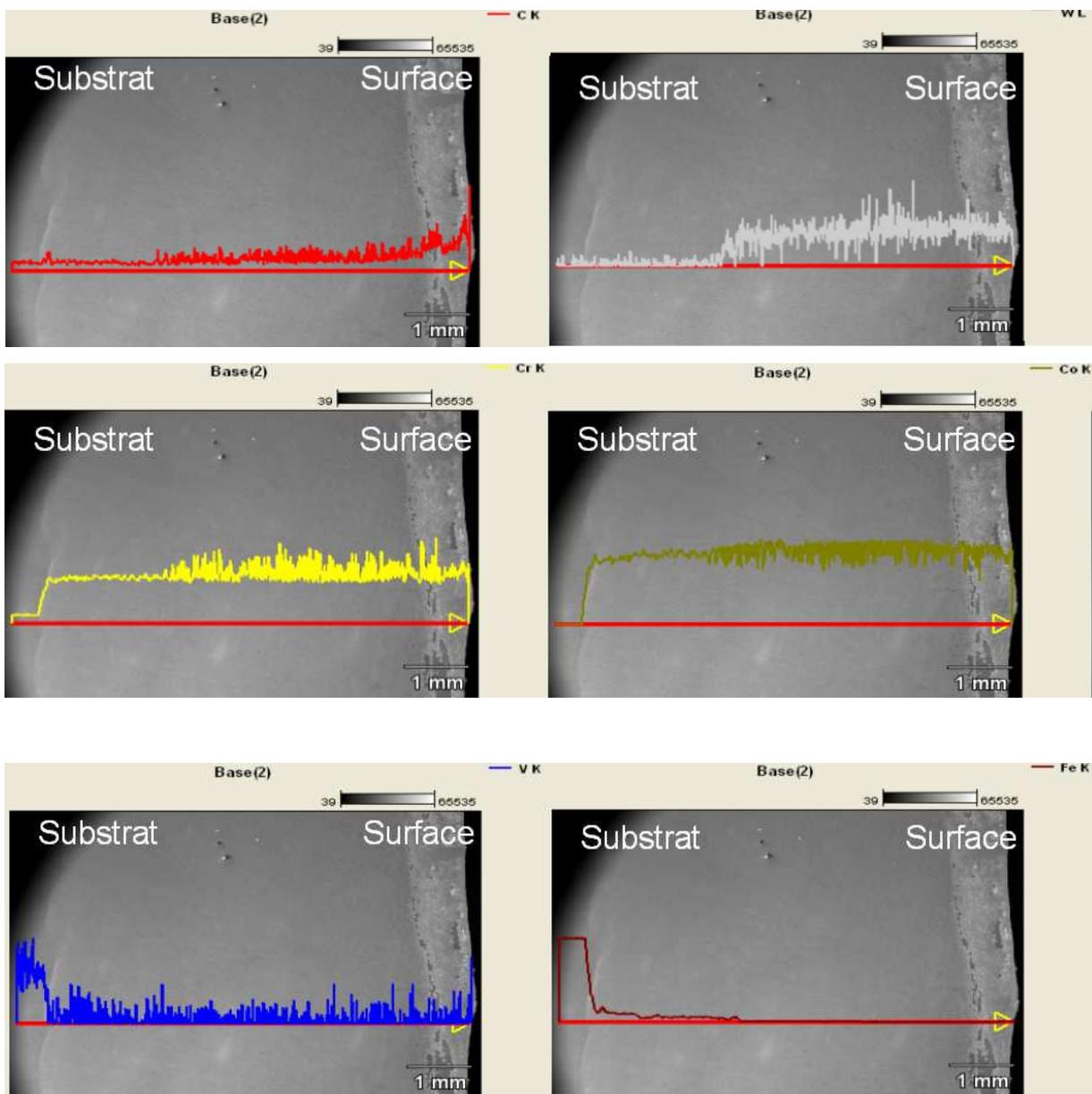


Figure 2.26. Macrographie à l'interface du rechargement.



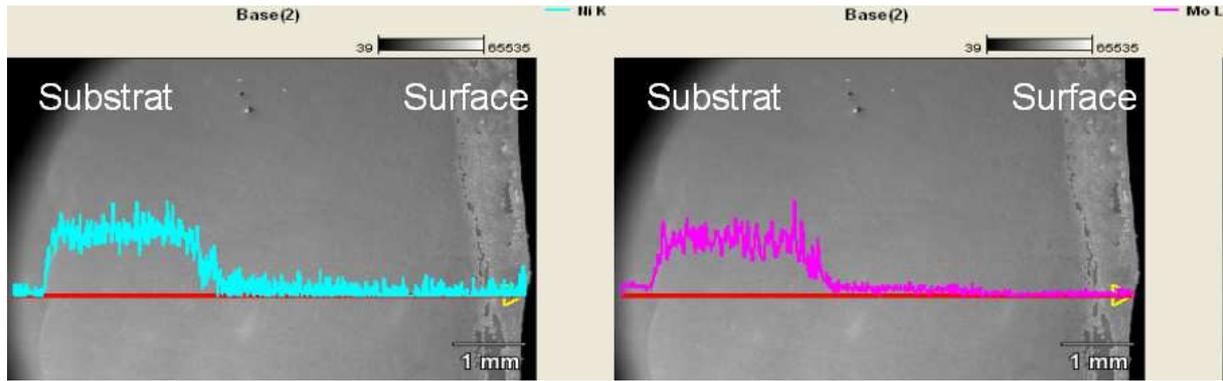


Figure 2.27. Analyse sonde EDS sur l'échantillon avec le stellite grade 21 en sous-couche et le stellite grade 6 en surface.

2.9. Conclusion

Le choix du dépôt de la poudre de stellite-6 par le procédé PTA sur un substrat s'avère être une bonne solution. En effet, cet alliage résiste à l'usure abrasive et corrosive tout en conservant de bonnes propriétés mécaniques à chaud. Le déploiement du plan d'expérience L8 permet de fournir une première configuration optimale des paramètres du procédé PTA. L'étude complémentaire a permis de s'affranchir de la température du revenu ainsi que de la température du préchauffage. Le refroidissement, trop rapide, par la vermiculite génère un arrachement du substrat.

L'étude comparative du coefficient de dilatation en fonction de la température du Z38CDV5, du Stellite 6 et du Stellite 21 peut servir à définir l'ordre d'un rechargement multi matériaux et ainsi de limiter les contraintes aux interfaces dans le cas d'un outil sollicité à la fatigue thermique.

La mesure des contraintes par ultrason du substrat met en évidence l'influence de la stratégie de rechargement, à savoir, que le premier côté rechargé présente un gradient de contrainte toujours moins important que l'autre côté réalisé ensuite. Cette différence de gradient de contrainte sur le rechargement du deuxième côté est assimilable à une température de préchauffage plus importante générée par l'apport de chaleur de la torche PTA lors du rechargement du premier côté. Le préchauffage à 400°C génère des contraintes de compression à l'interface nettement plus importantes que pour un préchauffage à 275°C. L'étude des matériaux à gradient fonctionnel à partir des dépôts de Stellite 6 et de stellite 21 montre que l'apport d'une sous couche permet d'absorber la dilution et de conserver les propriétés intrinsèques du matériau en surface. Cette étude est poursuivie dans le but de définir le profil de composition du dépôt répondant de façon optimale aux champs de contraintes et de température des outillages de forge.

PARTIE 3. ÉTUDE DU COMPORTEMENT

MÉCANIQUE DU RECHARGEMENT ET DU SUBSTRAT

3.1. Introduction

Les outils de forgeage à chaud sont sollicités essentiellement en fatigue thermique. La fatigue due au fluage n'est pas prise en compte dans notre étude vu le temps de cycle très court. En effet, ce temps de cycle dépend de la presse utilisée et de la taille des pièces forgées. Les presses utilisées par nos partenaires industriels sont des presses mécaniques avec un temps d'exposition à température élevée ne dépassant pas une seconde. Le calcul des contraintes thermomécaniques au niveau des outils de forgeage à chaud nécessite de connaître les propriétés mécanique et thermophysique des matériaux utilisés. Ce chapitre est dédié à l'étude du comportement mécanique sous sollicitations cycliques isothermes et à l'étude de l'endommagement en fatigue oligocyclique isothermes du rechargement et du substrat.

La première partie de ce chapitre est consacrée au choix et à l'identification des paramètres de la loi de comportement indispensables au calcul des sollicitations des outils à étudier. Pour ce faire, des essais de fatigue oligocyclique isothermes sont alors effectués sur des éprouvettes en acier Z38CDV5 et en rechargement Stellite-6 couvrant la gamme de température à laquelle sont soumis les outils de forgeage à chaud. L'identification des paramètres du modèle de comportement est effectuée pour chaque niveau de température à partir de cette base expérimentale.

La seconde partie porte sur l'étude et le choix de la loi d'endommagement des matériaux utilisés. Des essais de fatigue oligocyclique isotherme, conduits à déformation plastique imposée, vont permettre de comparer la tenue en fatigue du rechargement par rapport à celle de l'acier à outil.

La dernière partie de ce chapitre décrira l'analyse microstructurale du rechargement à l'état initial et sur des éprouvettes de fatigue à différentes températures.

3.2. Essais de fatigue oligocyclique isothermes

3.2.1. Effets des chargements cycliques

Les propriétés de la plupart des matériaux et alliages sous sollicitations cycliques de traction-compression varient au cours des cycles. Selon les matériaux, leur température et leur état

initial, les modifications irréversibles de la microstructure génèrent un adoucissement ou un durcissement [LEM-96]. Les résultats des essais cycliques sont généralement représentés par les quantités mentionnées par la Figure 3.1. À déformation plastique ou à déformation totale imposées symétriques, l'adoucissement cyclique se manifeste par une diminution de l'amplitude de contrainte alors que le durcissement se manifeste par une augmentation de l'amplitude de contrainte, voir Figure 3.2. Pour des essais à contrainte imposée symétrique, l'adoucissement cyclique se manifeste par une augmentation de l'amplitude de la déformation alors que le durcissement se manifeste par une diminution de l'amplitude de la déformation, voir Figure 3.3. Si le chargement n'est pas symétrique, des effets supplémentaires peuvent apparaître. À déformation cyclique non symétrique, deux cas de figures peuvent se présenter, une relaxation ou une non relaxation de la contrainte moyenne, voir Figure 3.4-a. En cas de contrainte cyclique non symétrique, une accommodation ou le plus souvent une augmentation progressive de la déformation à chaque cycle se produit, connue sous le nom d'effet de rochet, même en régime stabilisé, voir Figure 3.4-b.

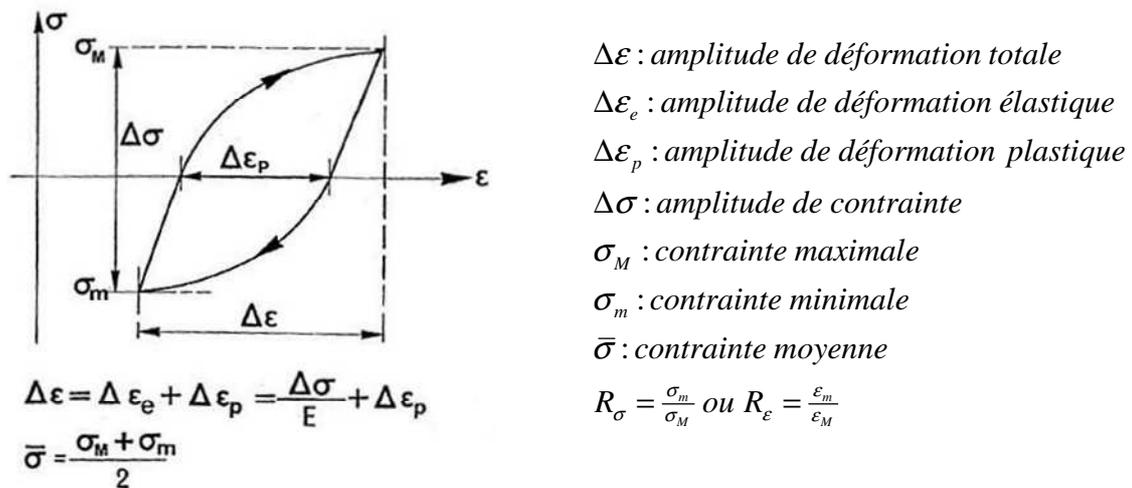


Figure 3.1. Cycle contrainte-déformation.

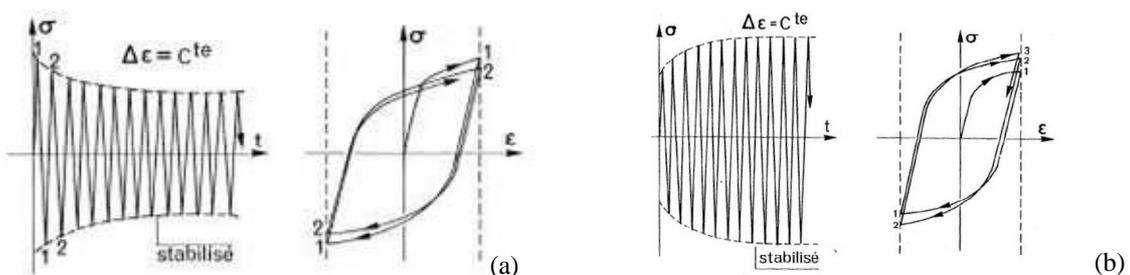


Figure 3.2. Adoucissement (a) et durcissement (b) cyclique à déformation imposée.

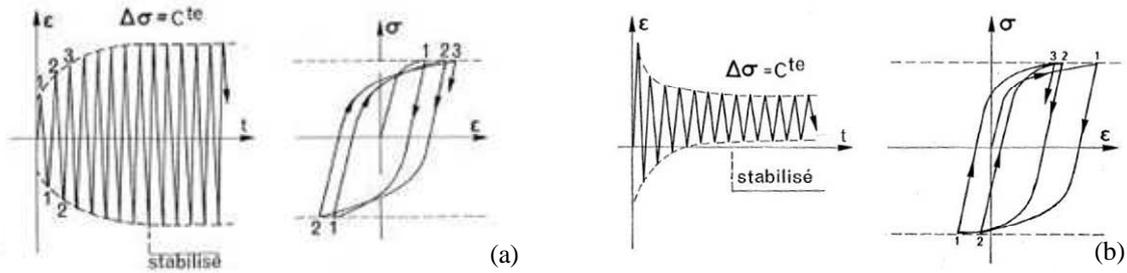


Figure 3.3. Adoucissement (a) et durcissement (b) cyclique à contrainte imposée.

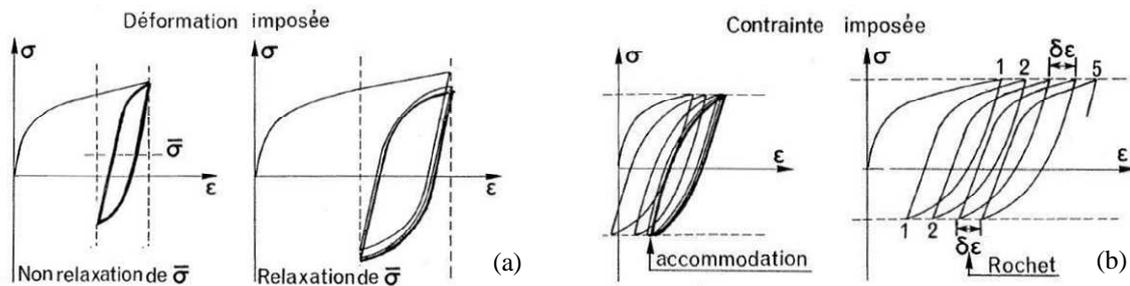


Figure 3.4. Essais à déformation imposée non symétrique (a) et à contrainte imposée non symétrique (b).

3.2.2. Présentation des conditions d'essais

Les essais de fatigue oligocyclique isotherme nécessaires à l'identification des paramètres des lois de comportement et d'endommagement ont été réalisés sur une machine de traction MAYES (ESHF 50) d'une capacité de 5 tonnes. Cette machine de traction est équipée d'un four à effet Joule permettant de mener les essais à haute température. La mesure de déformation est assurée par un extensomètre capacitif à haute température dont les tiges constituent une base de mesure de 10 mm. Les tiges en céramique sont plaquées sur la partie utile de l'éprouvette par deux ressorts liés à un boîtier fixé sur la machine afin de s'affranchir de la rigidité de la machine. La régulation de la température de l'essai est réalisée par un thermocouple fixé sur la partie utile de l'éprouvette. La Figure 3.7 donne une vue d'ensemble du dispositif expérimental utilisé. Le pilotage des essais s'effectue à vitesse de déformation constante et à déformation plastique imposée, celle-ci étant calculée en temps réel en soustrayant la déformation élastique de la déformation totale. Cette déformation élastique est calculée en divisant la contrainte par le module de Young. Pour chaque température, trois essais à déformation plastique imposée ($\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,2, 0,5 \text{ et } 1\%$) sont effectués jusqu'à la rupture de l'éprouvette à une vitesse de déformation égale à $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. À température élevée, un essai supplémentaire est effectué à déformation plastique imposée égale à 0,5% et à deux vitesses de déformation 10^{-4} s^{-1} et $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ suivi d'une relaxation. Les vitesses de

sollicitations considérées se rapprochent de celles mises en jeu lors du procédé de forgeage sur presse hydraulique ($10^{-4} s^{-1}$) et de forgeage sur presse mécanique ($10^{-2} s^{-1}$). Au cours de cet essai, à chaque vitesse, plusieurs cycles sont effectués jusqu'à la stabilisation, le nombre de cycles nécessaire est déduit de l'essai à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$ mené jusqu'à la rupture. Cette stratégie expérimentale, définie dans le Tableau 3-1, permet aussi bien d'étudier l'érouissage cyclique, l'histoire du chargement ainsi que les effets de la vitesse de déformation.

		$\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = \pm 0,2\%$	$\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = \pm 0,5\%$	$\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = \pm 1\%$
$T = 20^{\circ}C$	<i>Premier</i>	$\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$
	<i>essai</i>	<i>jusqu'à la rupture</i>	<i>jusqu'à la rupture</i>	<i>jusqu'à la rupture</i>
$T = 300^{\circ}C$	<i>Premier</i>	$\dot{\epsilon} = 310^{-3} s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 310^{-3} s^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 310^{-3} s^{-1}$
	<i>essai</i>	<i>jusqu'à la rupture</i>	<i>jusqu'à la rupture</i>	<i>jusqu'à la rupture</i>
	500°C		$\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$	
	600°C		<i>jusqu'à stabilisation</i>	
700°C	<i>Second</i>		$\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$	
	<i>essai</i>		<i>jusqu'à stabilisation</i>	
<i>relaxation</i>				

Tableau 3-1. Programme d'essais.

Deux lots d'éprouvettes de même géométrie ont été testés. Le premier lot d'éprouvettes est prélevé dans un bloc d'acier à outil, utilisé par la plupart de nos partenaires industriels. Ce bloc est en acier de nuance Z38CDV5 (X38CrMoV5 selon la norme AFNOR) et a subi le même traitement thermique utilisé pour les outillages de forgeage à chaud. Le traitement thermique est constitué d'une trempe suivie d'un revenu assurant une dureté finale égale à 46 HRc. La Figure 3.5 montre la structure en lattes de la martensite revenue. Ces éprouvettes sont découpées par électroérosion sous forme de barreaux de diamètres 12 mm et de longueur de 100 mm puis usinées à l'aide d'un tour à commande numérique. Les éprouvettes sont ensuite polies par papier abrasif de différents grades 400, 800 et 1200 puis à l'aide d'une pâte d'alumine afin d'avoir une surface poli-miroir. Ce polissage a pour but d'éliminer toute rayure en surface due à l'usinage et susceptible de créer des amorces de rupture au cours des essais de fatigue. Le deuxième lot est prélevé d'un rechargement Stellite-6 par électroérosion sous forme de barres de 12 mm de diamètre et de 100 mm de longueur dans le sens du dépôt, voir Figure 3.6. Les éprouvettes finales en Stellite-6 sont obtenues de la même manière que

celle en acier. Les compositions chimiques de l'acier Z38CDV5 et du rechargement Stellite-6 sont données par le Tableau 3-2 et le Tableau 3-3.

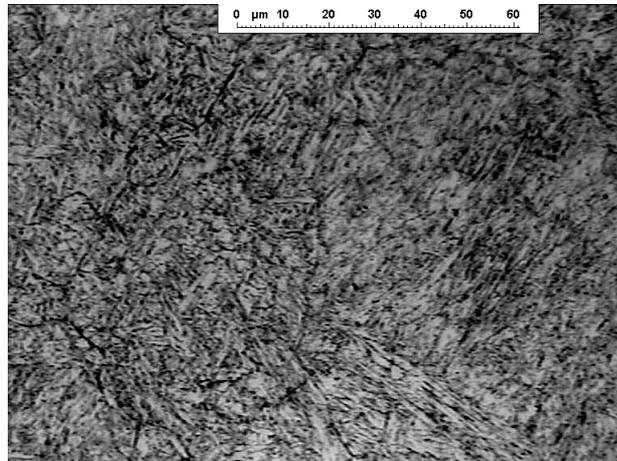


Figure 3.5. Structure en lattes de l'acier Z38CDV5 trempé revenu.



Figure 3.6. Prélèvement des éprouvettes en Stellite-6 par électroérosion.

C	Cr	Mo	Mn	V	Si	Fe	P	S
0,37	4,90	1,26	0,43	0,48	1,01	base	0,013	0,001

Tableau 3-2. Composition chimique (% de la masse) du Z38CDV5.

C	Cr	Co	Mo	Mn	Ni	W	Fe	Si	autres
1,1-1,3	27-30	base	≤1,0	≤1,0	≤2,5	4-5	≤2,5	1,1-1,3	<1,0

Tableau 3-3. Composition chimique (% de la masse) du Stellite-6.

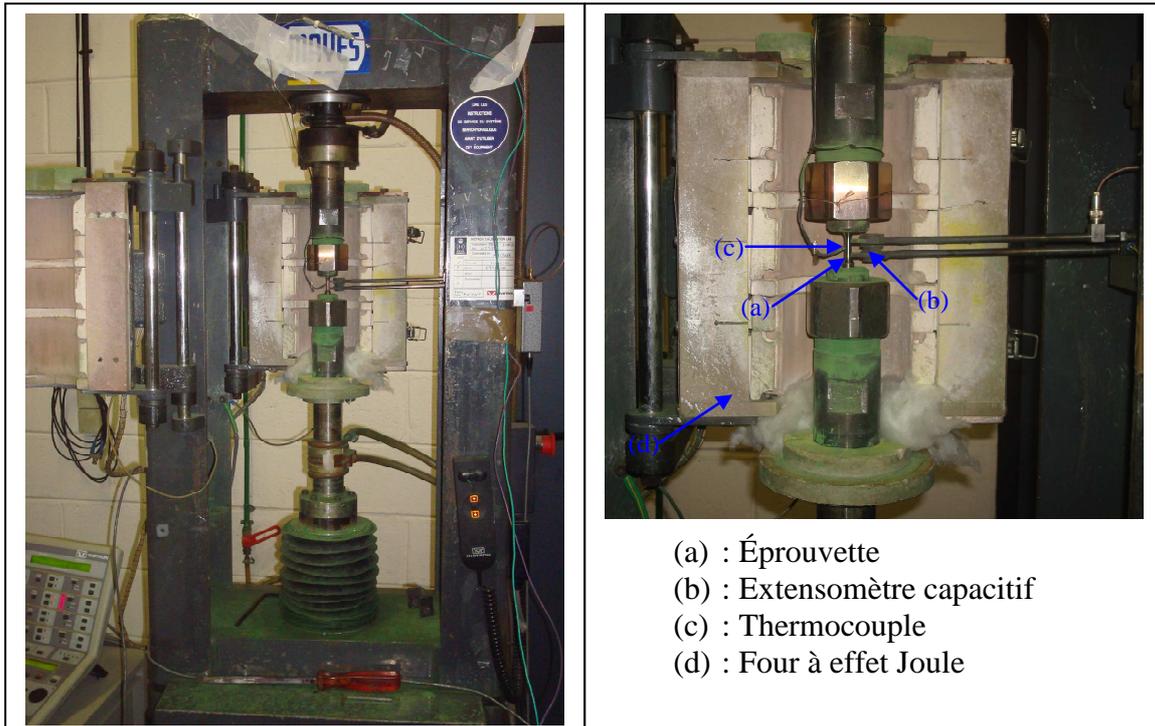


Figure 3.7. Photo du dispositif d'essais de fatigue isotherme.

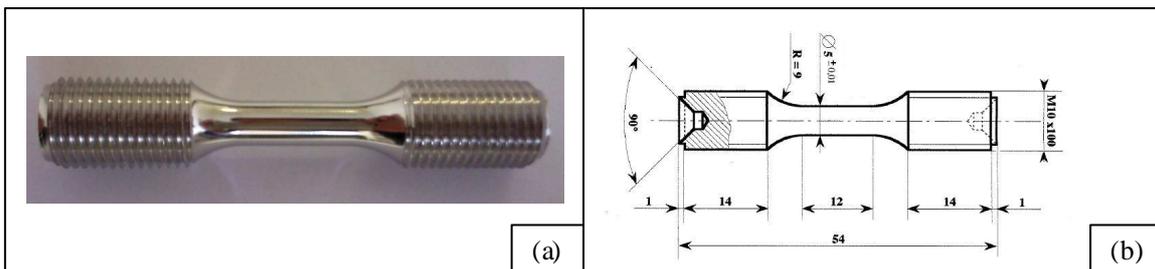


Figure 3.8. Photo (a) et schéma (b) de l'éprouvette de fatigue isotherme.

3.2.3. Essais sur des éprouvettes en Z38CDV5

La Figure 3.9 représente les boucles contrainte-déformation des essais effectués à une déformation plastique imposée $\pm 0,5\%$ et à une vitesse de $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ pour différentes températures. Le phénomène d'adoucissement cyclique est caractérisé par la baisse de contrainte entre la boucle du cycle initial qui correspond dans ce cas au 2^{ème} cycle et à la boucle de cycle stabilisé. Cet adoucissement cyclique est constaté pour tous les essais à différentes températures. La partie correspondant à la décharge élastique montre une baisse significative du module d'élasticité en fonction de la température d'essai. Les formes des boucles montrent un écrouissage cinématique non linéaire qui diminue en fonction de la température. En effet, la boucle à la température de 700°C a une composante d'écrouissage

cinématique très faible, voir la Figure 3.9. La Figure 3.10 représente l'évolution de la demi-amplitude de contrainte en fonction de la déformation plastique cumulée pour les mêmes sollicitations mécaniques indiquées auparavant. L'augmentation de la température provoque une baisse de l'amplitude de contrainte, cette baisse est très prononcée à 700°C. Les courbes montrent un fort adoucissement lors des premiers cycles, suivi d'un adoucissement linéaire et continu jusqu'à la rupture et ceci pour toutes les températures. Les résultats des essais de fatigue sont en accord avec les résultats effectués dans de précédents travaux de recherche pour la même nuance [VEL-03, ZHA-02, DEL-98]. Les essais de fatigue isotherme de l'acier Z38CDV5 sont caractérisés par un adoucissement continu jusqu'à la rupture qui peut se décomposer en trois zones. La première zone correspond à un stade de déconsolidation forte et concentré sur les premiers cycles. La seconde zone est un stade de pseudo-stabilité. La troisième zone est caractérisée par une chute significative de la demi-amplitude de contrainte due à la présence d'une ou de plusieurs fissures sur la partie utile de l'éprouvette. Une étude portant sur la relation microstructure-propriétés mécanique de l'acier X38CrMoV5 a mis en évidence une grande influence des dislocations et des carbures sur les mécanismes responsables de l'adoucissement cyclique. Au cours d'un essai de fatigue oligocyclique et indépendamment des conditions d'essais, cet adoucissement serait dû pour les deux tiers à la diminution de la densité de dislocations et pour l'autre tiers à la coalescence des carbures [MEB-03]. La forte déconsolidation observée est due au désancrage des dislocations immobiles issues de la trempe. La mobilité de ces dislocations favorise leur réarrangement et leur accumulation autour des joints de lattes martensitiques. La déconsolidation quasi-linéaire est provoquée par la coalescence des carbures sous l'effet d'une température élevée à partir de 500°C. Pour l'acier X38CrMoV5, le contournement est le mécanisme principal de franchissement des carbures par les dislocations. L'augmentation de la taille des carbures crée de l'espace qui augmente le libre parcours moyen des dislocations.

Les résultats des essais effectués à deux vitesses de déformation 10^{-4}s^{-1} et 3.10^{-3}s^{-1} pour une déformation plastique imposée de 0,5% sont représentés par la Figure 3.11. Ces essais montrent que l'augmentation de la vitesse de déformation a pour effet une augmentation de l'amplitude de contrainte. Cette augmentation n'est pas significative à 300°C par contre elle est nettement observable pour les essais menés aux températures 500, 600 et 700°C. Cet effet de dépendance à la vitesse de déformation est confirmé par les courbes de relaxation représentées dans la Figure 3.12.

Les résultats des essais de fatigue effectués à différentes amplitudes de déformations plastiques imposées sont présentés en ANNEXE D.

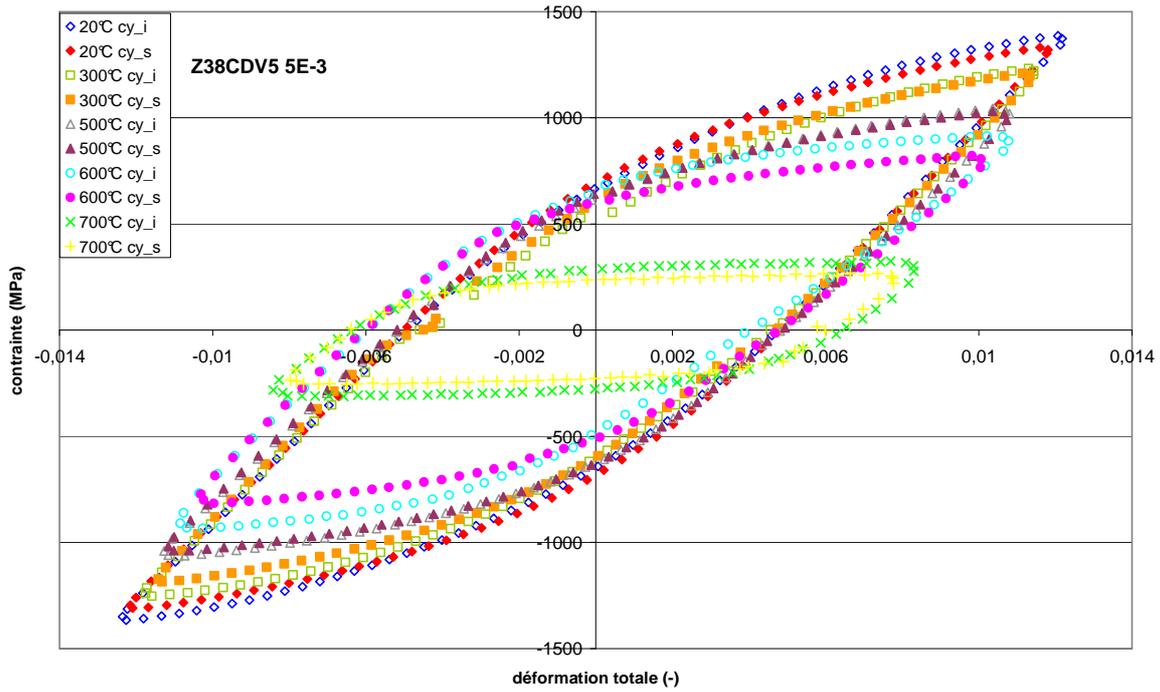


Figure 3.9. Essais à différentes températures du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.

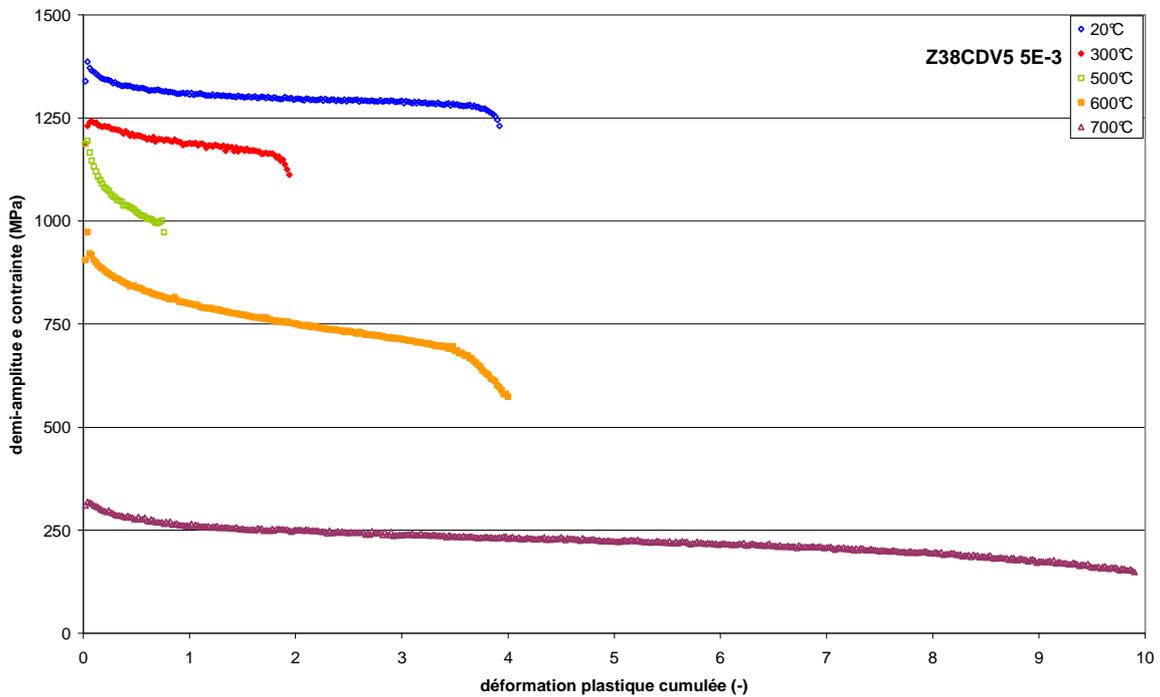


Figure 3.10. Évolution de la $\frac{\Delta \sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Z38CDV5 ;
 $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.

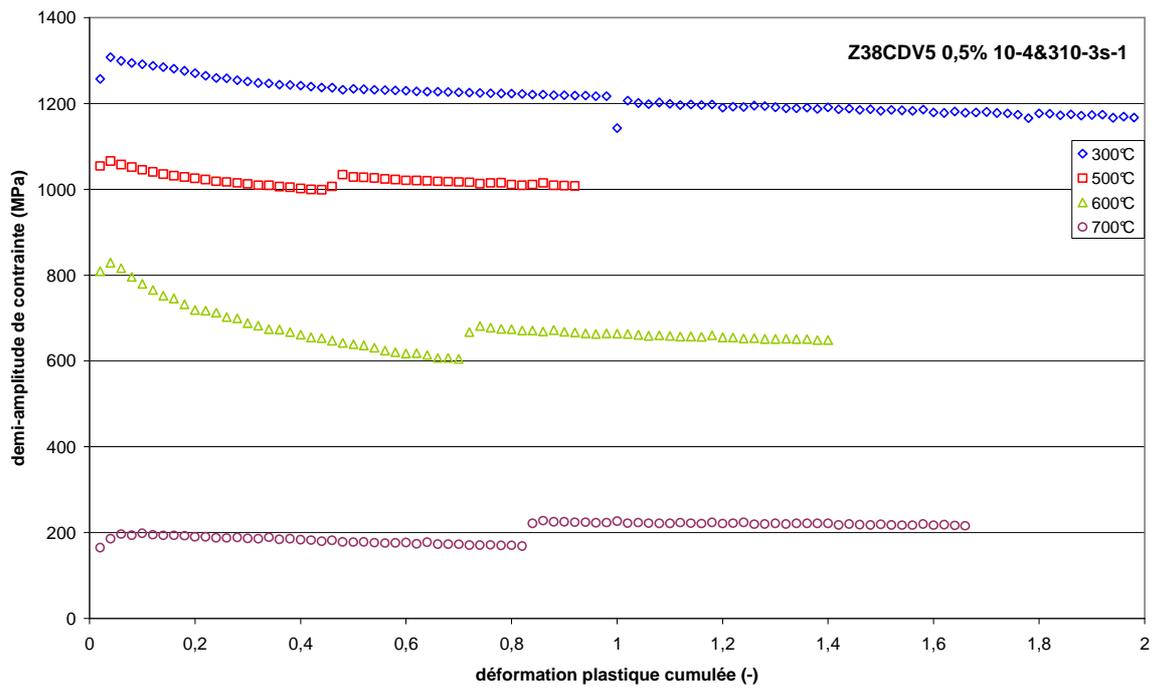


Figure 3.11. Évolution de la $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Z38CDV5 ;
 $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$.

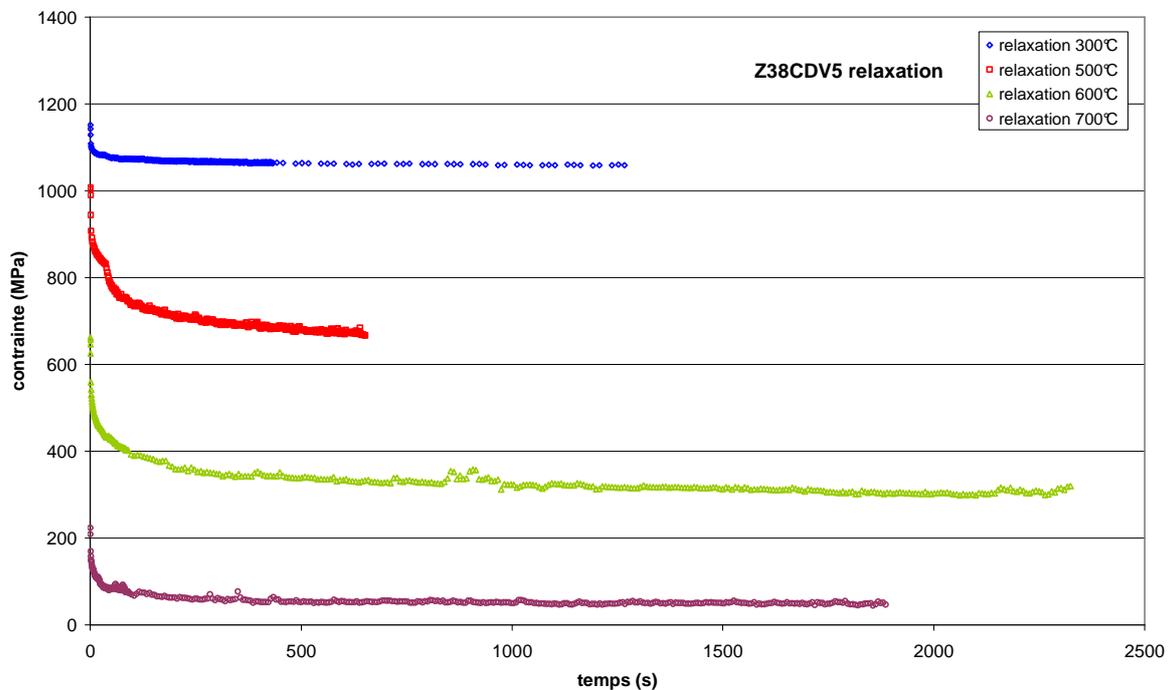


Figure 3.12. Essais de relaxation à différentes températures.

3.2.4. Essais sur des éprouvettes en STELLITE-6

Les résultats des essais de fatigue effectués à une déformation plastique imposée $\pm 0,5\%$ et à une vitesse de $3.10^{-3}s^{-1}$ pour différentes températures sont représentés par la Figure 3.13 et la Figure 3.14. Les boucles contrainte-déformation de ces essais montrent qu'à température ambiante un adoucissement cyclique se produit. Cet adoucissement est indiqué par la diminution de contrainte entre la boucle du cycle initial et la boucle de cycle stabilisé. À partir de la température de $300^{\circ}C$ jusqu'à $700^{\circ}C$, un durcissement cyclique est constaté. Ce phénomène d'adoucissement cyclique à température ambiante et de durcissement cyclique à température élevée a été constaté également dans le cas de rechargement base cobalt Stellite-21 [REV-91]. La partie correspondante à la décharge élastique montre une légère baisse du module d'élasticité en fonction de la température d'essai. Les formes des boucles montrent un écrouissage cinématique non linéaire dont la contribution linéaire diminue en fonction de la température. L'évolution de la demi-amplitude de contrainte en fonction de la déformation plastique cumulée montre que l'augmentation de la température provoque une baisse de l'amplitude de contrainte. Cependant, cette baisse est non significative entre les températures de 300 à $500^{\circ}C$ et est également négligeable entre les températures 600 à $700^{\circ}C$. À partir de $300^{\circ}C$, les courbes montrent un durcissement rapide lors des premiers cycles suivi d'une stabilité continue jusqu'à la rupture.

Les essais effectués à deux vitesses de déformation 10^{-4} et $3.10^{-3}s^{-1}$ pour une déformation plastique imposée de $0,5\%$ sont représentés par la Figure 3.15. Ces essais montrent que l'augmentation de la vitesse de déformation a pour effet une augmentation de l'amplitude de contrainte. Cette augmentation est observable pour les essais menés aux températures de 300 , 500 et surtout de $700^{\circ}C$; ce phénomène n'est pas observé à $600^{\circ}C$. Les boucles représentant la contrainte en fonction de la déformation totale des mêmes essais effectués à 300 , 500 et $700^{\circ}C$ sont présentées par la Figure 3.16 et la Figure 3.18 et confirment bien l'effet de la viscosité à ces températures. La même comparaison des boucles à $600^{\circ}C$ montre que l'effet de viscosité n'est pas significatif à $600^{\circ}C$, voir la Figure 3.17 (a). Cette constatation est confirmée par les boucles stabilisées à deux vitesses de déformation effectuée sur la même éprouvette, voir la Figure 3.17 (b).

L'ensemble des essais de fatigue effectué à différentes amplitudes de déformations plastiques imposées est présentés en ANNEXE E.

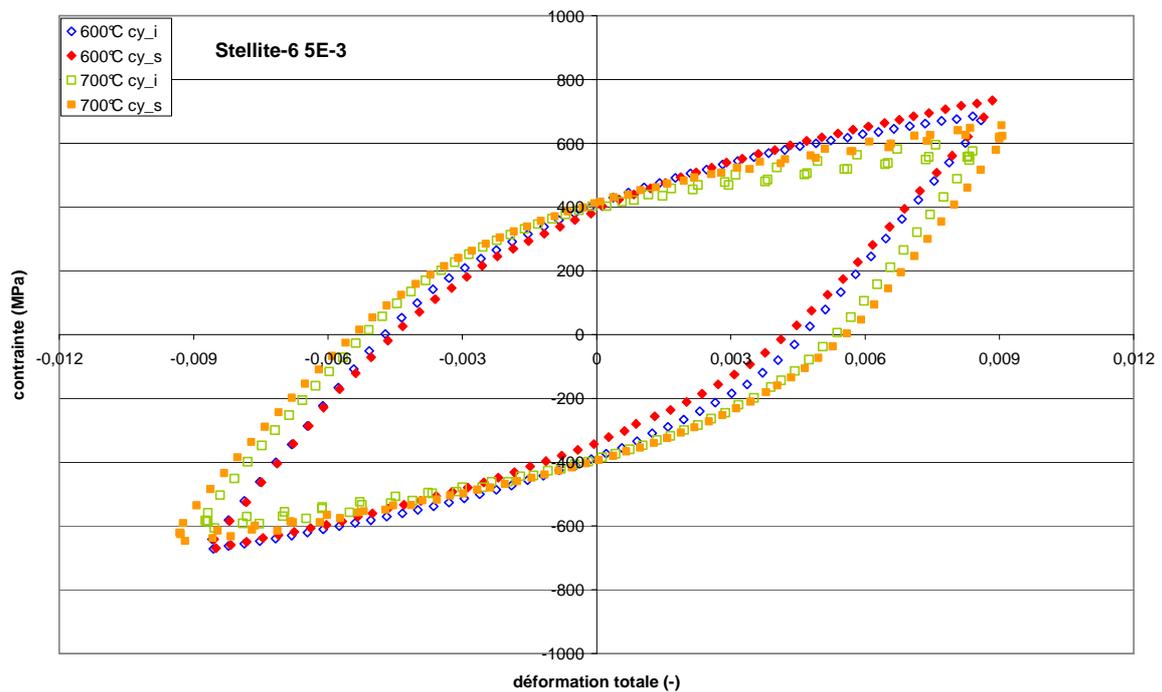
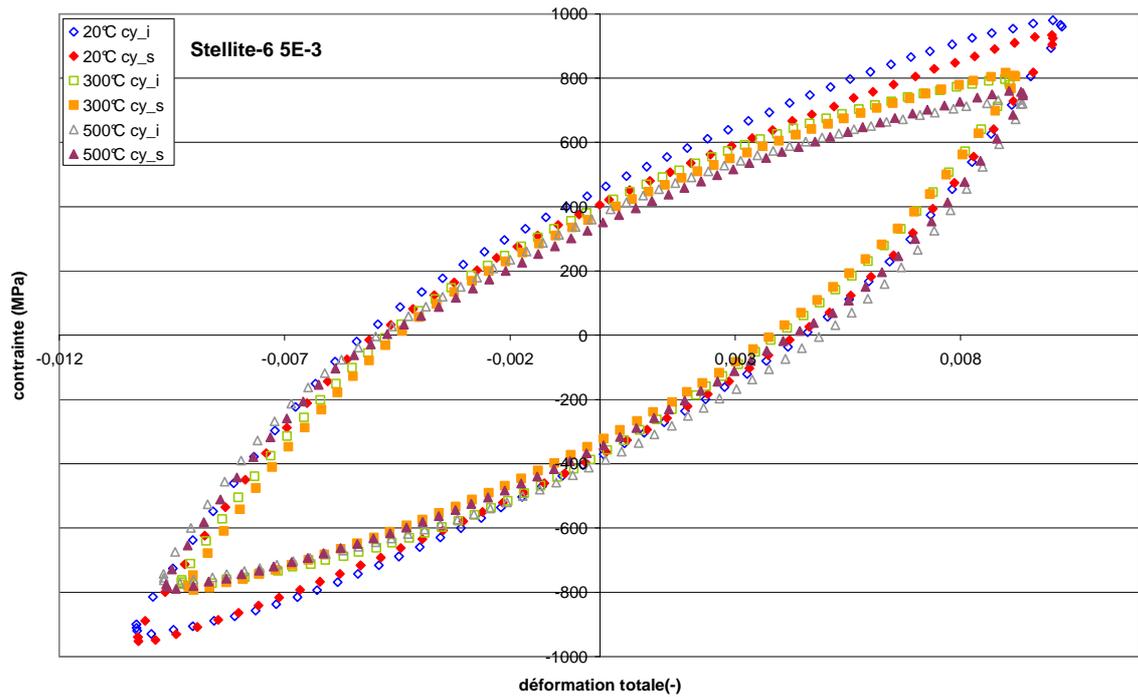


Figure 3.13. Essais à différentes températures du Stellite-6 ; $\frac{\Delta e^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.

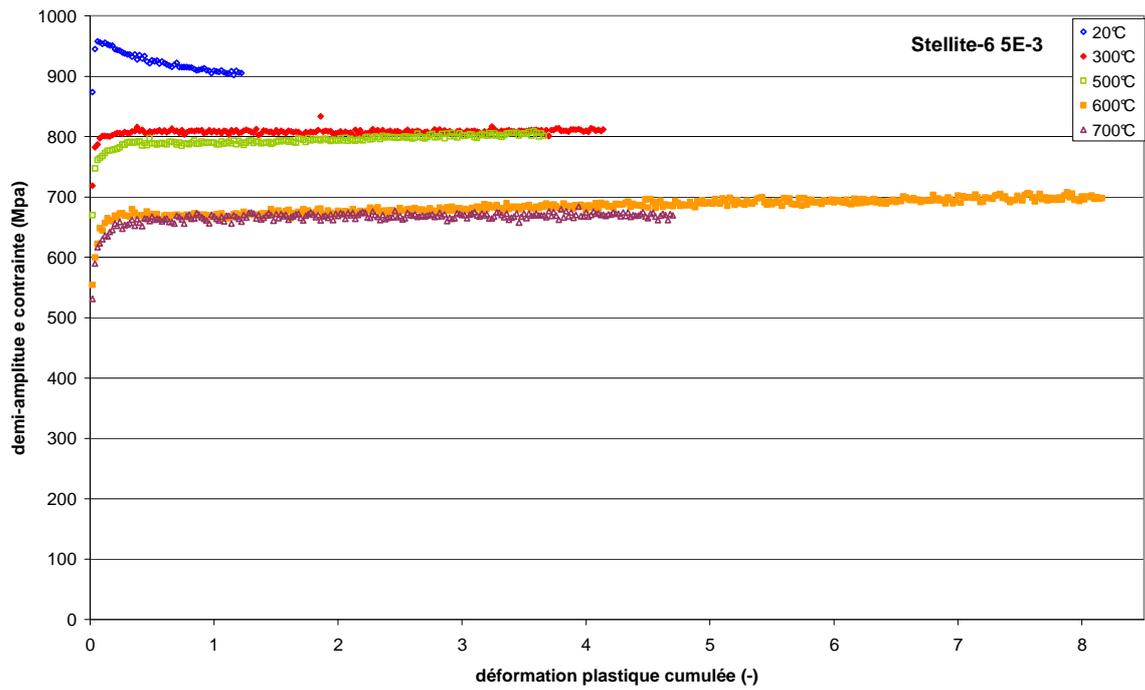


Figure 3.14. Évolution de la $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Stellite-6;
 $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.

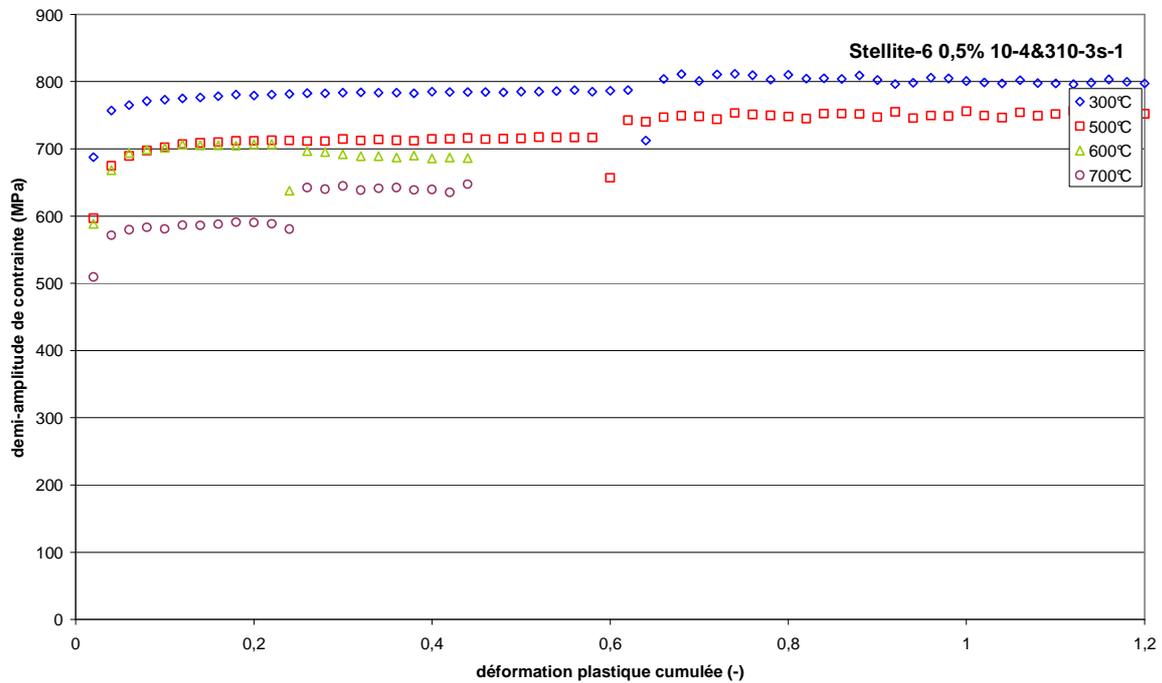


Figure 3.15. Évolution de la $\frac{\Delta\sigma}{2}$ en fonction $\bar{\epsilon}^{pl}$ à différentes températures du Stellite-6 ;
 $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$; $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$.

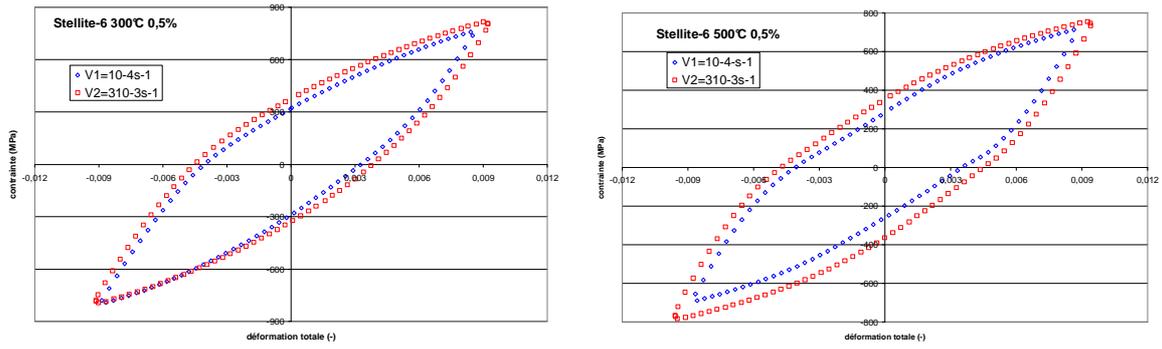


Figure 3.16. Essais à différentes vitesses de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ du Stellite-6 à

$$\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\% ; T= 300^{\circ}C \text{ et } 500^{\circ}C.$$

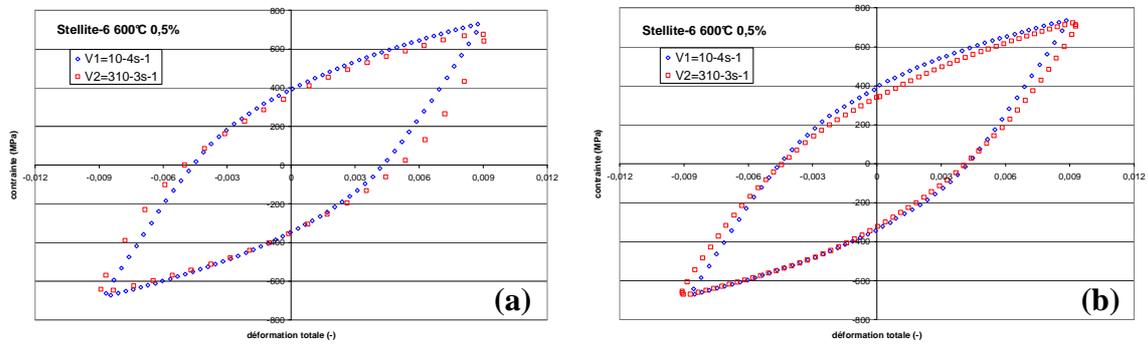


Figure 3.17. Essais à $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ (a) et Essai à $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ du Stellite-6 à

$$\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\% ; T=600^{\circ}C \text{ (b)}.$$

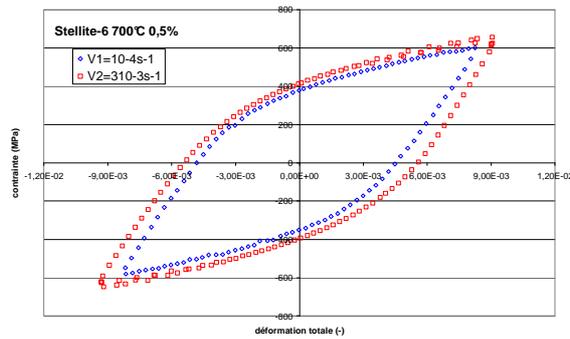


Figure 3.18. Essais à différentes vitesses de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ et $3.10^{-3} s^{-1}$ du Stellite-6 à

$$\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 0,5\% ; T= 700^{\circ}C.$$

3.2.5. Choix du modèle de comportement

Le modèle de comportement choisi est celui développé par J.L. Chaboche parce qu'il permet de décrire le comportement mécanique des deux matériaux utilisés. Ce modèle de

viscoplasticité comporte deux types d'écrouissage isotrope et cinématique. L'écrouissage isotrope comporte un seul terme permettant de décrire l'adoucissement cyclique jusqu'à le stade de pseudo stabilité à différente température pour l'acier à outil. Il permet également de décrire l'adoucissement cyclique à température ambiante du rechargement en Stellite-6 aussi bien que le durcissement à température élevée. L'écrouissage cinématique est composé d'un terme linéaire qui permet de traduire l'évolution de la contrainte moyenne au cours de cyclage et d'un terme non linéaire comportant un effet mémoire prenant en compte l'effet de rochet. Ce modèle prend en compte la dépendance à la vitesse de déformation et cette composante devient importante lorsque la température dépasse le tiers de la température de fusion du matériau considéré. Cette contrainte visqueuse est modélisée par la loi de Norton.

Des modèles récemment développés pour décrire le comportement des aciers martensitiques revenus auraient pu être choisis [VEL-03]. La première modélisation a été développée à l'ONERA par le groupe de Chaboche utilisant le formalisme thermodynamique [CHA-89]. La deuxième modélisation (2M1C) pourrait se définir comme intermédiaire entre l'approche macroscopique et cristallographique développé par l'équipe de Cailletaud [CAI-95]. Ces modèles permettent de prendre en compte l'adoucissement cyclique en utilisant deux termes d'écrouissage isotrope pour décrire la forte déconsolidation et la déconsolidation quasi-linéaire. Ils permettent également de prendre en compte dans la formulation des variables cinématiques la recouvrance statique et la recouvrance dynamique. Ces deux termes de recouvrance permettent de mieux reproduire la relaxation des contraintes pendant les temps de maintien aux températures élevées et d'améliorer la description des phénomènes de rochet. Ces modèles ONERA et 2M1C plus complets, exigent respectivement l'identification de 18 et 19 coefficients et donc une base expérimentale plus importante. Le modèle choisi dans notre étude présente un compromis permettant de modéliser à la fois le comportement cyclique de l'acier à outil (Z38CDV5) et du rechargement (Stellite-6).

3.3. Identification des paramètres de la loi de comportement

3.3.1. Loi de comportement et modélisation

La modélisation du comportement thermomécanique des outils de forge nécessite l'utilisation d'une loi adaptée dont les paramètres doivent être identifiés à l'aide des essais isothermes. Ce modèle est constitué d'un système d'équations différentielles qui comportent un certain nombre de paramètres relatifs aux phénomènes décrits par le modèle dont la détermination ne peut être directe. La détermination de ces paramètres nécessite l'utilisation d'essais isothermes permettant de mettre en évidence les phénomènes de viscosité, d'écrouissage

isotrope et d'écroutissement cinématique. L'identification des paramètres de loi de comportement élasto-viscoplastique des matériaux utilisés est réalisée essentiellement à partir de trois essais de traction compression cyclique à amplitude de déformation plastique variée (0,2, 0,5, 1%) et d'un essai à vitesse variée (10^{-4}s^{-1} et 3.10^{-3}s^{-1}) suivi d'une relaxation. Des essais supplémentaires auraient pu être envisagés, comme :

- Des essais de traction monotone mais le modèle n'est pas destiné à reproduire des phénomènes de déformations élevées.
- Des essais de fluage pour déduire directement les paramètres liés à la viscosité.
- Des essais à contrainte ou à déformation non symétrique auraient pu mettre en évidence les effets supplémentaires qui peuvent se produire comme la relaxation ou la non relaxation de la contrainte moyenne, l'accommodation et l'effet de rochet.

Dans notre étude, nous nous sommes limités aux essais décrits précédemment par souci d'économie. Cependant, les essais retenus permettent à la fois d'étudier le comportement mécanique et le comportement en fatigue des matériaux.

3.3.2. Identification à l'aide du logiciel SiDoLo

L'identification des paramètres du modèle est alors effectuée à l'aide du logiciel SiDoLo (Simulation et iDentification de Lois de comportement) [PIL-90]. Ce logiciel est un outil de simulation qui permet de programmer très simplement les relations constitutives d'un modèle et d'obtenir ses réponses à des sollicitations diverses. C'est surtout un outil d'identification qui permet de confronter un modèle à des résultats expérimentaux et d'en optimiser les paramètres. Cette optimisation des paramètres est effectuée de manière à ce que la somme des écarts entre l'ensemble des résultats des observations expérimentales retenus $\mathbf{Z}(\mathbf{t})$ et des simulations utilisant le modèle qui leur correspond $\mathbf{Z}^*(\mathbf{t})$ soit la plus faible que possible, voir Figure 3.19. Une fonctionnelle mesure, pour un jeu de coefficients donnés, la distance entre les prévisions du modèle et la réalité physique représentée par une série finie d'observations expérimentales. Cette fonctionnelle $L(\mathbf{A})$ est exprimée comme suit :

$$L(\mathbf{A}) = \sum_{k \in B} \frac{1}{T_k} \int_0^{T_k} \frac{(Z(t) - Z^*(t))^2}{\Delta Z^2} dt$$

où T_k est le $k^{\text{ième}}$ intervalle d'observation de la base expérimentale B et ΔZ est une estimation des erreurs de mesure permettant de donner plus de poids dans la fonctionnelle à minimiser aux variables mesurées avec une bonne précision.

Il faut souligner que plusieurs itérations sont nécessaires à l'identification pour parvenir à trouver un jeu de paramètres satisfaisant. A chaque nouvelle itération, un nouveau jeu de paramètres est identifié et utilisé pour résoudre les équations du modèle. Les paramètres à identifier étant nombreux, l'allure de la courbe d'écart est une nappe mathématique, comprenant de multiples minima. Pour cela, il est donc important de vérifier que le jeu optimal ne soit pas un minimum local. Une vérification sur les courbes expérimentales et la variation des jeux initiaux sont nécessaires dans ce genre de problème afin de s'assurer que le résultat obtenu ne soit pas lié à un minimum local. Une décomposition des différents termes de contraintes est utilisée pour la vérification sur les courbes expérimentales. Le calcul de chaque terme de contrainte est effectué à l'aide des expressions données en ANNEXE F présentant une formulation unidimensionnelle du modèle de comportement. Cette décomposition est basée sur la procédure de Cottrell utilisée en cas de comportement élastoplastique avec écrouissage cyclique [COT-53], voir Figure 3.20 (a). La prise en compte de la contrainte viscoplastique nous a permis d'adapter cette procédure à la loi de comportement utilisée. La Figure 3.20 (b) montre la procédure de décomposition des différents termes de contrainte utilisés dans notre étude. Cette procédure permet la vérification d'une manière facile et directe des résultats de l'identification. Il est à noter toutefois que l'opération la plus délicate lors de l'utilisation de cette méthode est la détermination du domaine d'élasticité. Une erreur significative dans la définition du domaine d'élasticité a des répercussions directes sur la déduction du centre du domaine correspondant à l'écrouissage cinématique et donc sur la valeur de la limite d'élasticité.

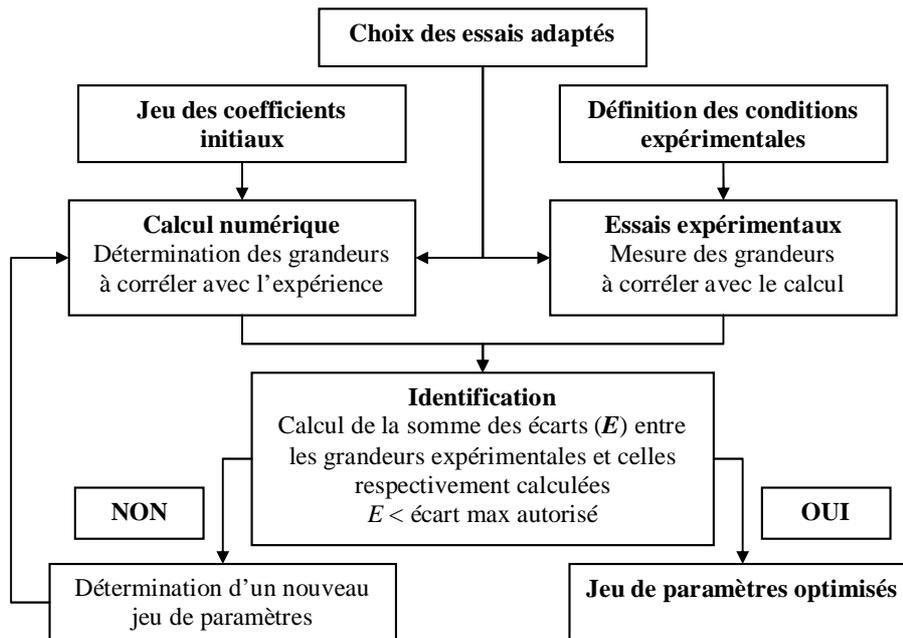


Figure 3.19. Schéma de principe de l'identification par la méthode inverse.

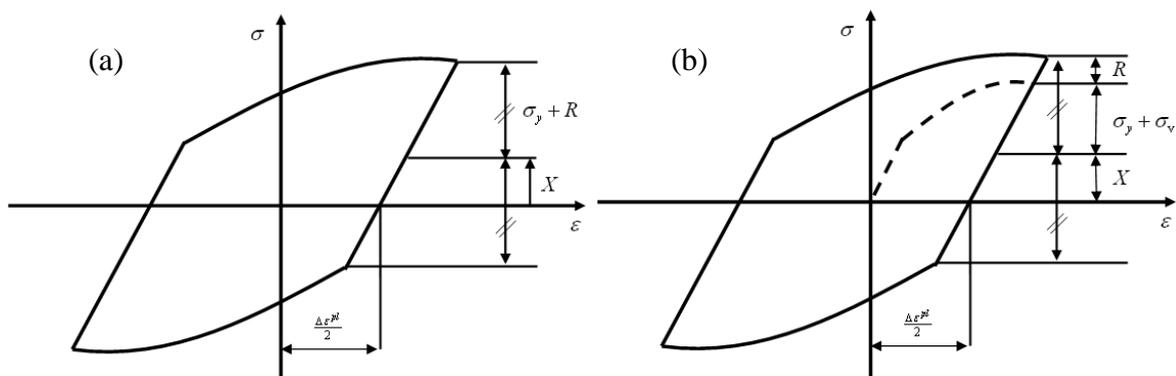


Figure 3.20. Procédure de Cottrel (a), Procédure utilisée (b).

3.3.3. Démarche suivie

L'identification des paramètres du modèle du comportement pour les matériaux étudiés est effectuée à l'aide du logiciel SiDoLo à partir de la base expérimentale. La formulation unidimensionnelle du modèle de comportement représentée par les équations ci-après est utilisée pour modéliser les essais de fatigue unidirectionnels et les essais de relaxation. Les équations constitutives de cette formulation unidimensionnelle sont introduites dans un sous-programme en langage Fortran, l'intégration des équations différentielles est gérée automatiquement par le logiciel. Les variables observables, les variables internes et les paramètres du modèle de comportement sont définis dans un fichier dictionnaire. Les essais

formant la base expérimentale d'identification sont définis dans un fichier test. L'identification des paramètres recherchés exige l'utilisation d'un jeu de paramètres initiaux. Il est important que ce jeu de paramètres soit proche du résultat final afin de réduire le nombre d'itérations et d'éviter la divergence au cours de l'optimisation numérique. La démarche qui suit permet d'avoir une approximation de la plupart des paramètres. La première étape consiste à déduire les paramètres de viscosité à partir de la courbe de relaxation des contraintes réalisées lorsque les écrouissages sont saturés, voir Figure 3.21 (a). La valeur de l'asymptote de cette courbe correspond à $\sigma_y + R_\infty + X_\infty$ [OTIN-07, SER-00]. En chaque point de la courbe de relaxation pour une contrainte σ donnée, σ_v est déduite par la relation $\sigma_v = \sigma - (\sigma_y + R_\infty + X_\infty)$. La pente des tangentes donne $\dot{\sigma}$ et la relation $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}^e + \dot{\epsilon}^{pl} = 0$ permet de déduire $\dot{p} = -\frac{\dot{\sigma}}{E}$. Ensuite, on trace la courbe de viscosité, contrainte visqueuse σ_v en fonction de la vitesse de déformation plastique \dot{p} dans un repère logarithmique, voir la Figure 3.21 (b). Les différents couples (\dot{p}, σ_v) s'aligne suivant une droite, correspondant à la loi de Norton $(\sigma_v = K\dot{p}^{\frac{1}{n}})$ dont la pente est $\frac{1}{n}$ et l'ordonnée à l'origine pour $\dot{p} = 1$ est $Log(K)$. En choisissant un essai à déformation plastique imposée et à vitesse de déformation constante, on trace les premières boucles du cycle initial et du cycle stabilisé, voir Figure 3.22. La valeur du module de Young E est déduite à partir des tangentes aux parties linéaires des boucles. Les valeurs de déformation qui correspondent à l'intersection de ces droites avec l'axe d'abscisse sont les déformations plastiques maximales et minimales imposées $(\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2})$. La valeur de l'écrouissage isotrope stabilisée R_∞ peut être alors déduite directement, elle correspond à la variation d'amplitude de contrainte maximale de la première boucle et de la boucle stabilisée. La valeur de la contrainte visqueuse σ_v est calculée à l'aide des paramètres K et n , déduits précédemment. Les parties linéaires des boucles correspondent au domaine d'élasticité. La translation des centres de ces domaines correspond à l'écrouissage cinématique X_∞ . La composante σ_y est alors déduite par soustraction des différentes composantes trouvées à la valeur de la contrainte maximale. Le Tableau 3-4 présente les valeurs déduites à partir des essais effectués sur des éprouvettes en Z38CDV5 à 600°C, voir Figure 3.21 et Figure 3.22 et sur des éprouvette en Stellite-6 à 300°C, voir Figure 3.23 et Figure 3.24.

Formulation unidirectionnelle du modèle de comportement :

$\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{pl}$: décomposition de la déformation

$\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} = \dot{p} = \frac{\langle f \rangle^n}{K}$ avec $f = |\sigma - X| - R - \sigma_y$: loi de viscosité

$\dot{\varepsilon}^{pl} = \dot{p} \frac{\sigma - X}{|\sigma - X|}$

$R = Q(1 - e^{-bp})$: terme d'écrouissage isotrope

$\dot{X} = C_1 \dot{\alpha} + C_2 \dot{\varepsilon}^{pl}$: terme d'écrouissage cinématique

$\dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^{pl} - \gamma(p)\dot{p}\alpha$: variable interne de l'écrouissage cinématique

avec : $\gamma(p) = \gamma_s + (\gamma_0 - \gamma_s)e^{-\beta p}$

Avec :

- Les variables observables : t : temps(s) , ε : déformation totale(-) et σ : contrainte(MPa)
- Les variables internes : $\bar{\varepsilon}^{pl}$, ε^{pl} , α
- Les paramètres à identifier :

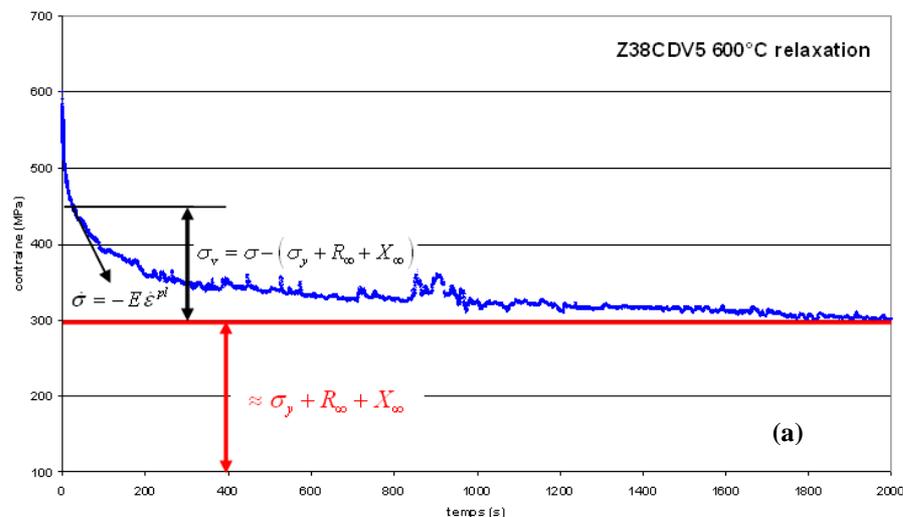
E, ν : paramètres d'élasticité

σ_y : limite d'élasticité

Q, b : paramètres d'écrouissage isotrope

K, n : paramètres de la loi de viscosité (loi de Norton)

$C_1, C_2, \gamma_0, \gamma_s, \beta$: paramètres de la loi d'écrouissage cinématique



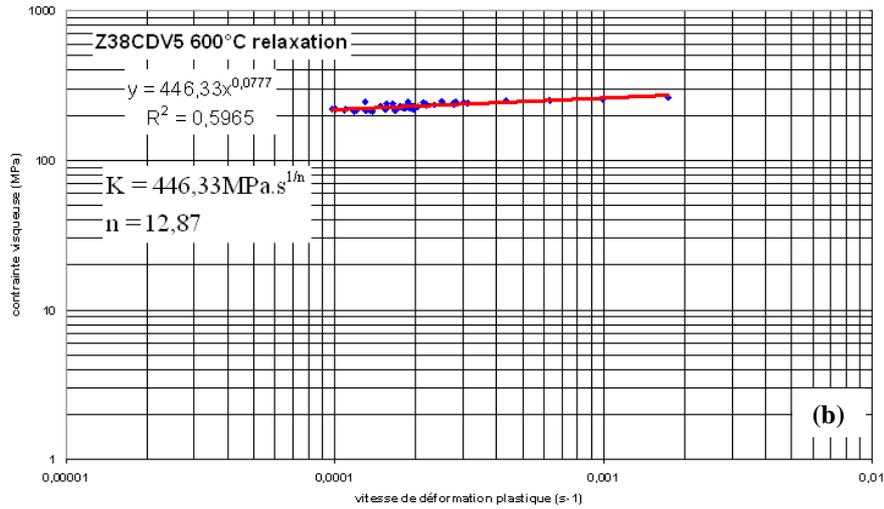


Figure 3.21. Courbes de relaxation (a) et de viscosité (b) du Z38CDV5 à 600°C.

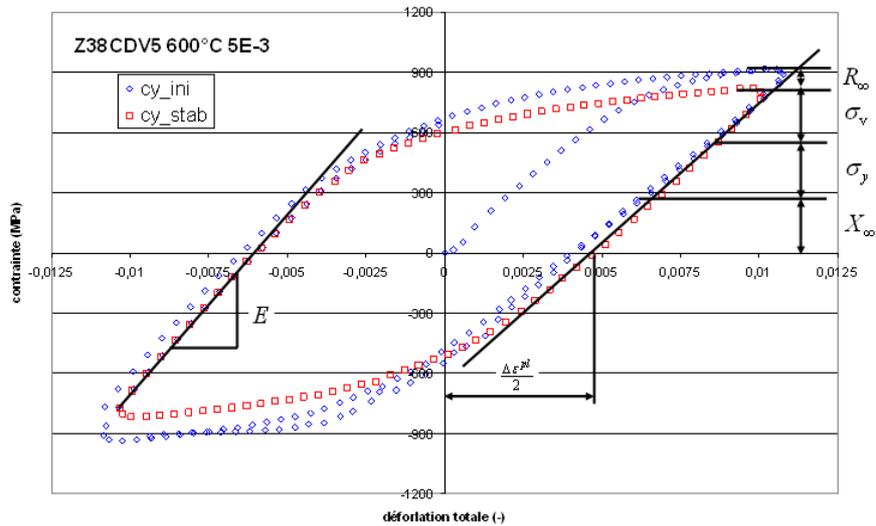
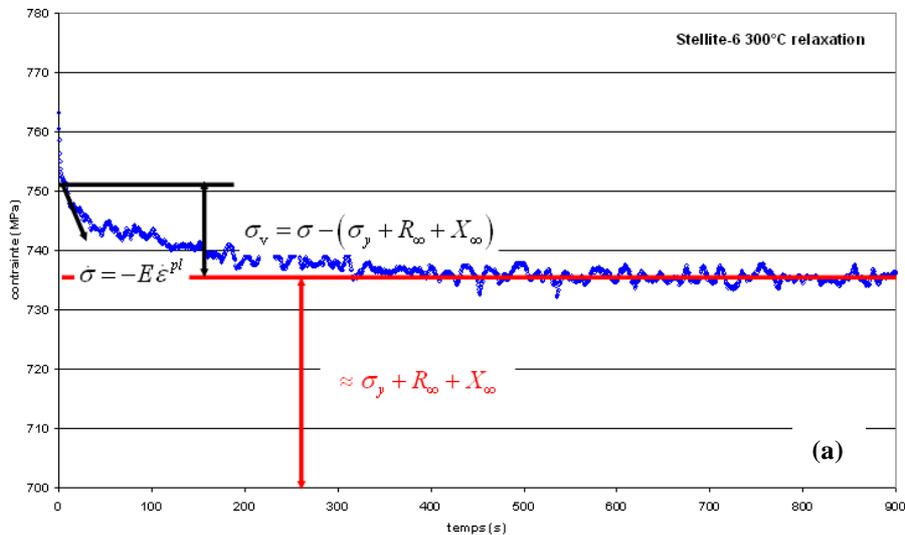


Figure 3.22. Essai de fatigue du Z38CDV5 à 600°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$.



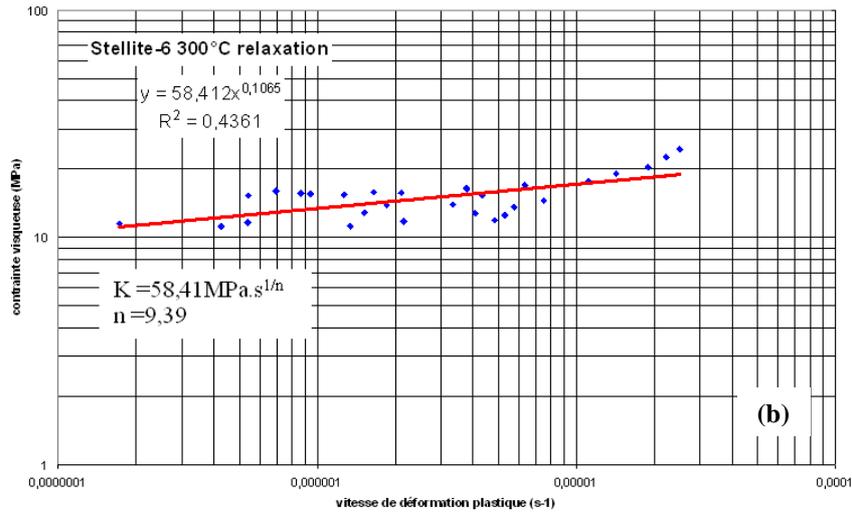


Figure 3.23. Courbes de relaxation (a) et de viscosité (b) du Stellite-6 à 300°C.

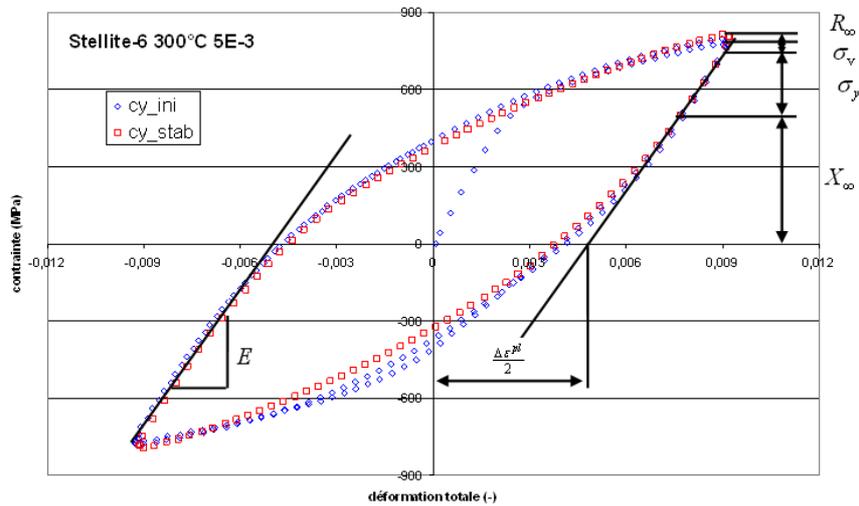


Figure 3.24. Essai de fatigue du Stellite-6 à 300°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.

	E (GPa)	σ_y (MPa)	$R_\infty \approx Q$ (MPa)	K (MPa.s ^{1/n})	n	$X_\infty = \frac{c_1}{\gamma_s}$ (MPa)
Z38CDV5 600°C	150	260	121	446	12,87	284
Stellite-6 300°C	186	250	19	58	9,39	518

Tableau 3-4. Paramètres déduits à partir des courbes de relaxation et de fatigue.

3.3.4. Identification des paramètres du Z38CDV5 avec SiDoLo

Les résultats exposés présentent les courbes qui simulent le comportement du matériau en fonction des paramètres d'identification et les résultats expérimentaux correspondants. Afin

d'identifier correctement les paramètres du modèle de comportement à chaque température, les différents termes de contraintes décrits par le modèle sont pris en compte. Deux cycles, dont un cycle initial et un cycle stabilisé pour chaque déformation plastique imposée, à une vitesse de déformation égale à $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, sont retenus afin de mettre en évidence la nature des écrouissages isotrope et cinématique. Les deux cycles de l'essai à une vitesse de 10^{-4} s^{-1} et la relaxation sont utilisés pour prendre en compte la sensibilité à la variation de vitesse de déformation et donc pour mettre en évidence la contrainte visqueuse.

On note une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et les résultats obtenus par simulation pour tous les essais de fatigue à différentes températures. En revanche, les simulations des essais de relaxation sont moins fidèles aux résultats expérimentaux. Les amplitudes des contraintes qui correspondent aux résultats expérimentaux sont plus faibles que celles obtenues par simulation.

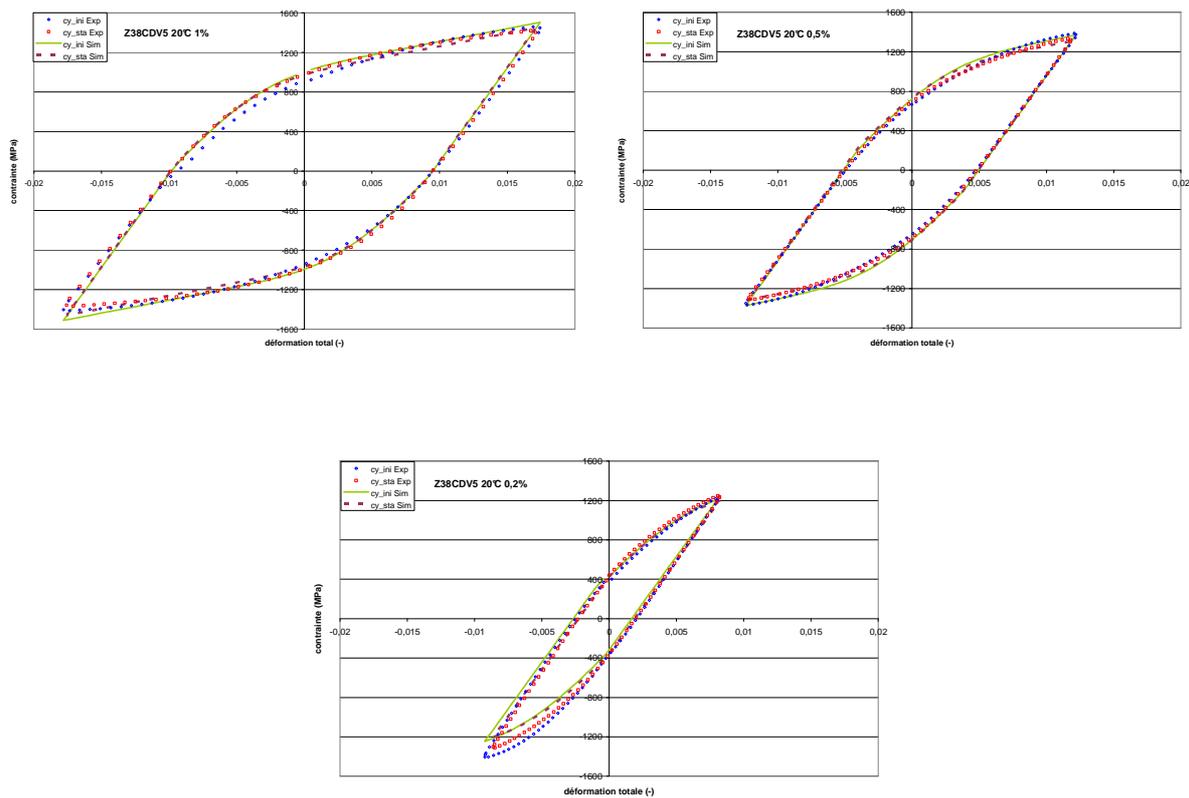


Figure 3.25. Simulation de l'essai à 20°C à $\frac{\Delta \epsilon^p}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% aux cycles initial et stabilisé.

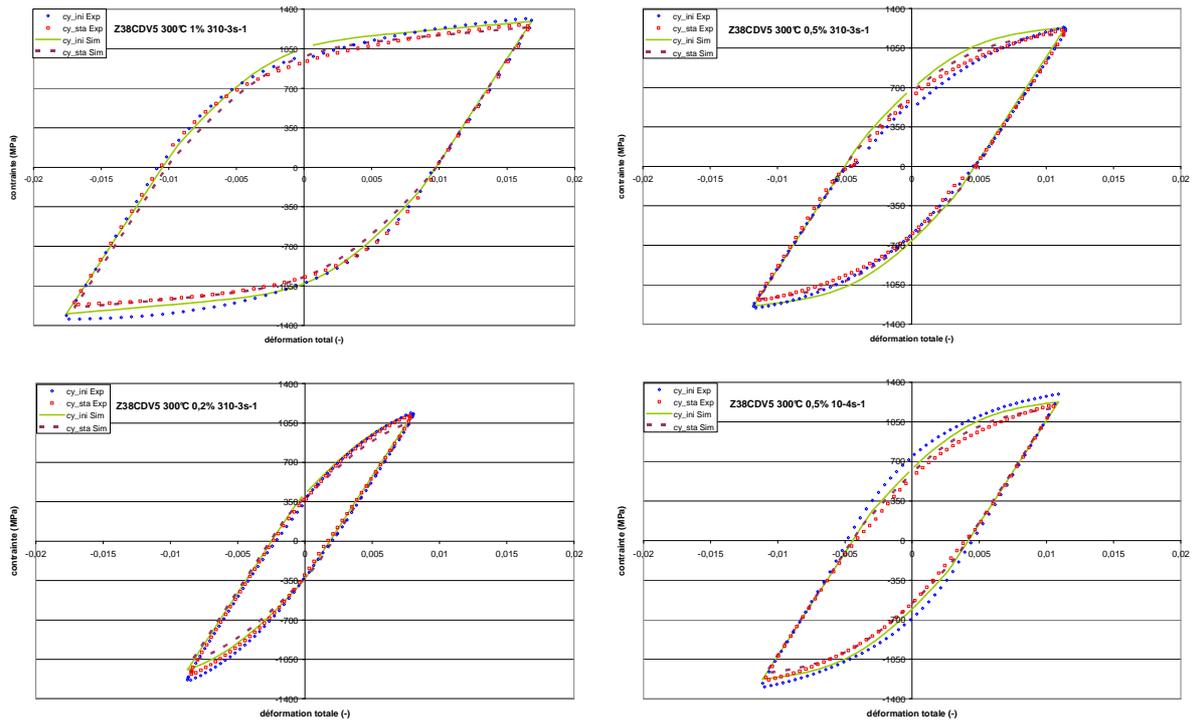


Figure 3.26. Simulation de l'essai à 300°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 1\%, 0,5\% \text{ et } 0,2\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1} \text{ et } 10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

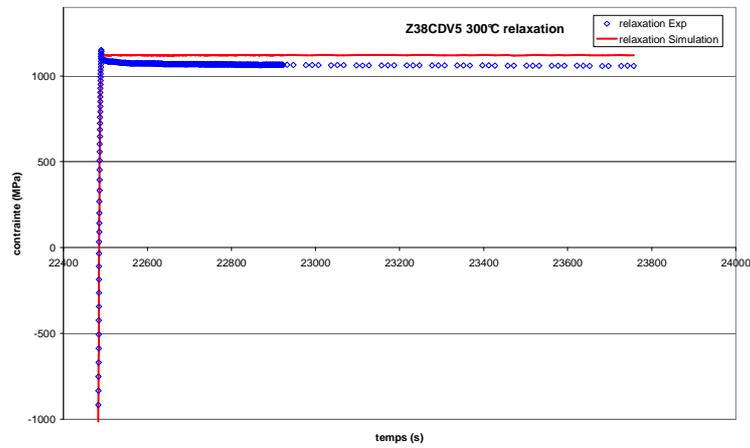


Figure 3.27. Simulation de l'essai de relaxation à 300°C.

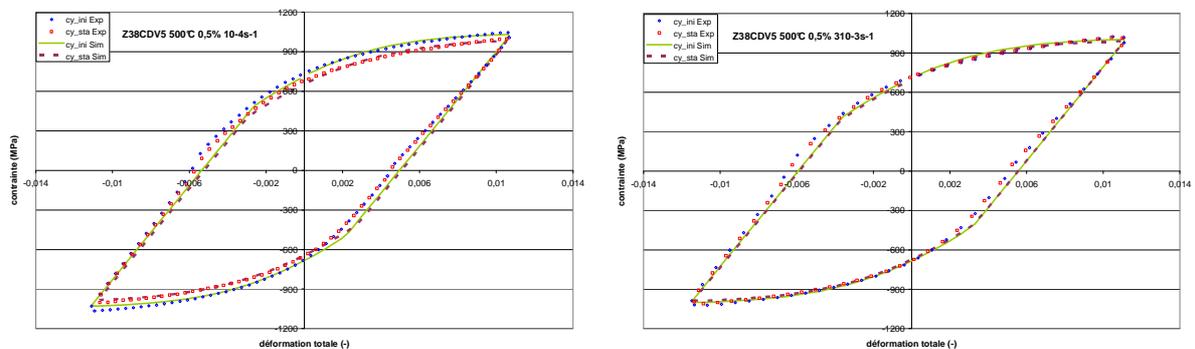


Figure 3.28. Simulation de l'essai à 500°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$ et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1} \text{ et } 10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

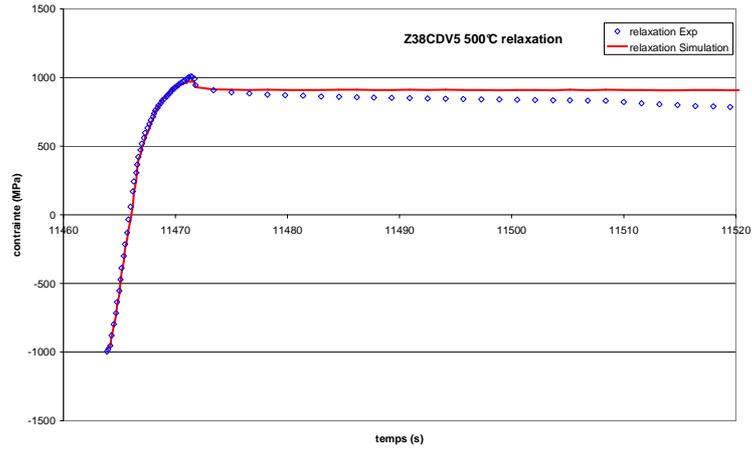


Figure 3.29. Simulation de l'essai de relaxation à 500°C.

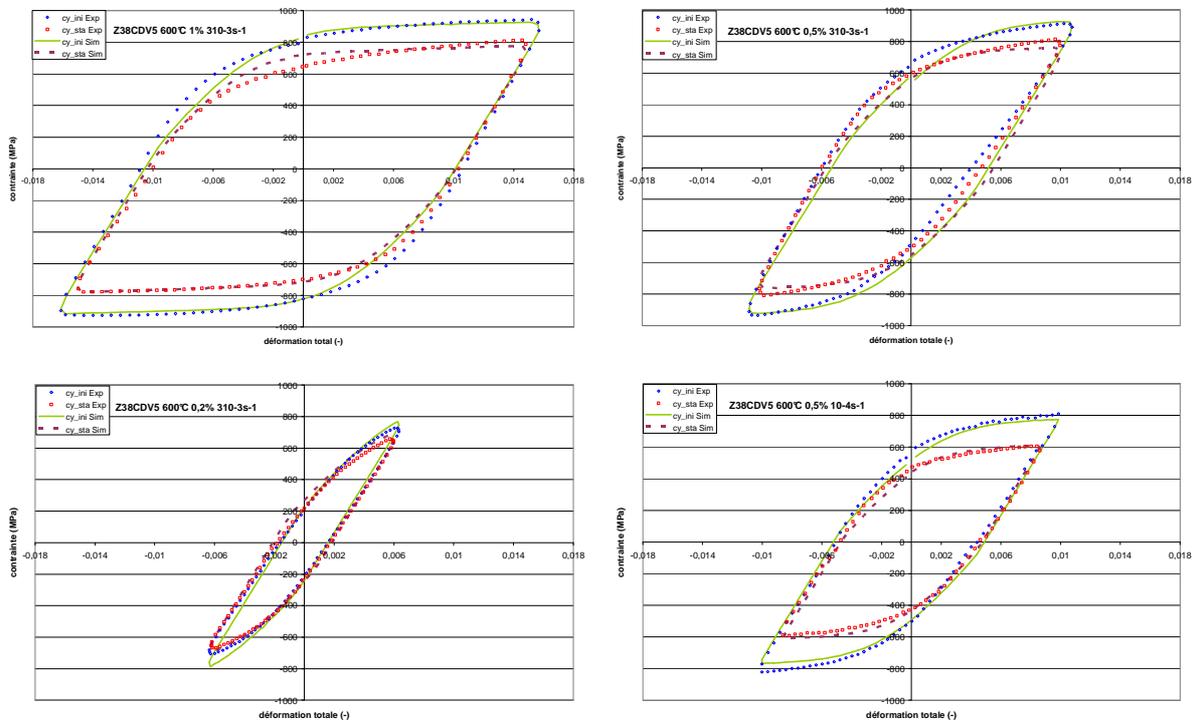


Figure 3.30. Simulation de l'essai à 600°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

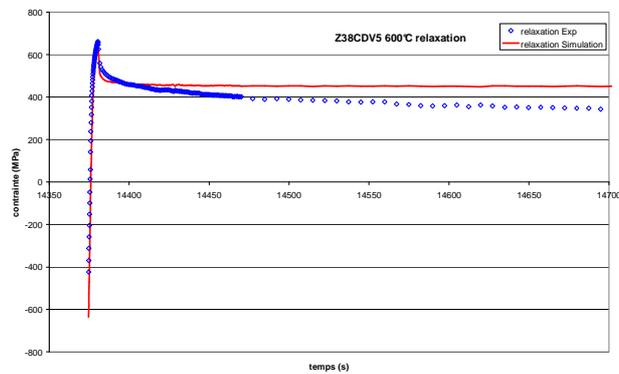


Figure 3.31. Simulation de l'essai de relaxation à 600°C.

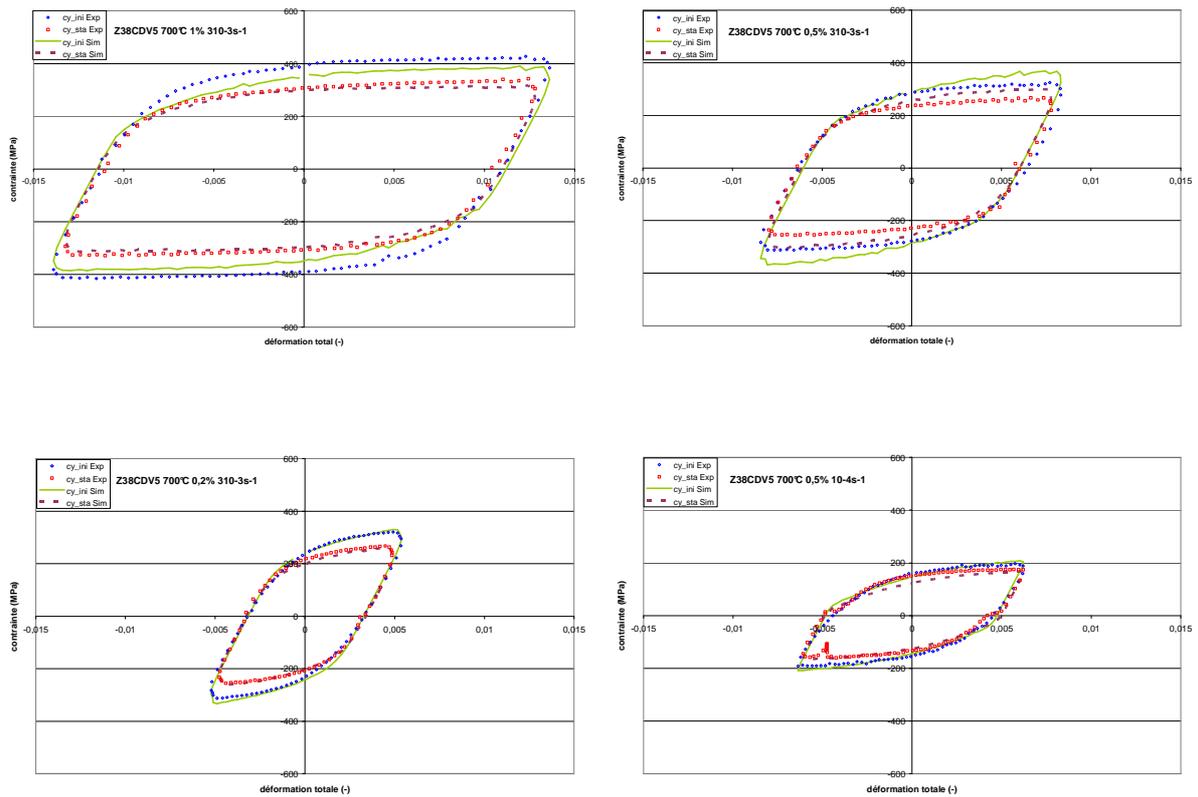


Figure 3.32. Simulation de l'essai à 700°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

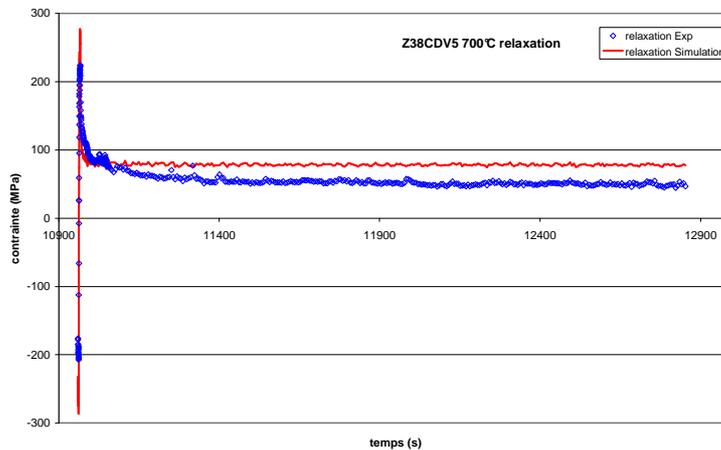


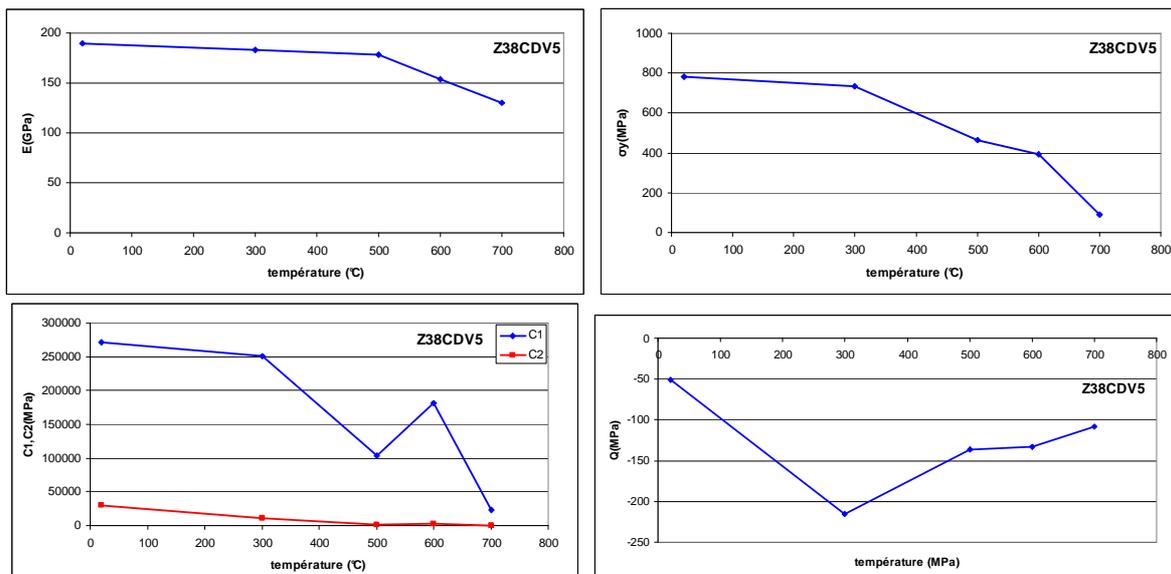
Figure 3.33. Simulation de l'essai de relaxation à 700°C.

Les valeurs des paramètres du modèle sont présentées par le Tableau 3-2 et leurs évolutions en fonction de la température sont présentées par la Figure 3.34. On constate que les valeurs des coefficients du modèle varient nettement en fonction de la température. Les valeurs du module de Young et de la limite d'élasticité σ_y baissent en fonction de la température avec une diminution très significative à partir de 500°C alors que les valeurs de la viscosité

deviennent seulement significatives à partir de cette température. Les valeurs des coefficients de l'érouissage cinématique (C_1 , C_2) baissent nettement en fonction de la température alors que les valeurs des coefficients de l'érouissage isotrope n'ont pas une baisse significative à partir de 300°C.

	20°C	300°C	500°C	600°C	700°C
E (GPa)	189	183	178	154	131
σ_y (MPa)	784	735	464	395	89
Q (MPa)	-51	-216	-136	-133	-108
b	0,85	0,83	1,96	4,21	0,5
K (MPa.s ^{1/n})	14	11	379	2000	2998
n	3,09	64,24	44,98	2,61	2,12
C_1 (GPa)	271	251	104	182	24
C_2 (MPa)	30537	11106	1000	3183	100
γ_0	620	565	388	549	218
γ_s	821	454	348	678	872
β	1,09	0,79	4,41	5,00	0,14

Tableau 3-5. Paramètres de la loi de comportement adoptée pour le Z38CDV5.



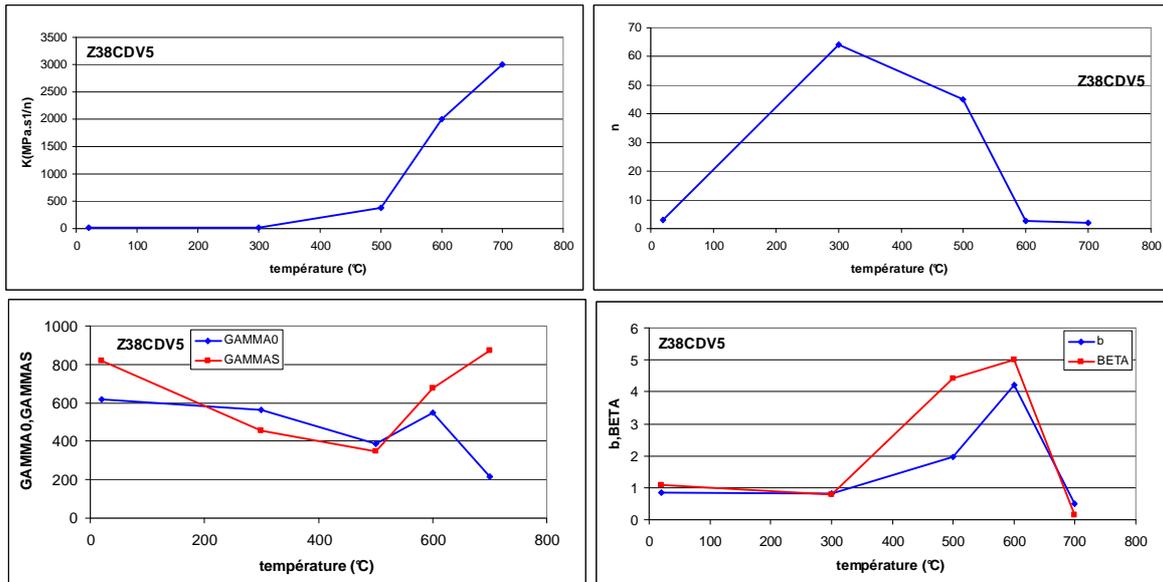


Figure 3.34. Évolution des coefficients de la loi de comportement en fonction de la température du Z38CDV5.

L'identification des paramètres du modèle de comportement a permis de mettre en évidence leurs évolutions en fonction de la température. Elle permet également de calculer pour chaque essai, les différentes composantes de contrainte au cycle initial et au cycle stabilisé, d'observer leur évolution en fonction de la température et au cours d'un même essai. Ces résultats obtenus confirment les différents phénomènes physiques observés sur les essais cycliques commentés auparavant (Cf § 3.2.3).

La comparaison des différents essais menés à différentes températures pour une déformation plastique imposée sont représentés par la Figure 3.35 et la Figure 3.36 . La contrainte totale baisse régulièrement en fonction de la température, cette baisse est d'autant plus importante à partir 500°C. L'amplitude du domaine d'élasticité représentée par $\sigma_y + R$ diminue régulièrement en fonction de l'élévation de la température. La contrainte visqueuse σ_v devient importante à partir de 500°C, son amplitude relative augmente progressivement en fonction de la température en raison de la diminution de la contrainte totale. L'érouissage cinématique diminue régulièrement en fonction de l'élévation de la température, son amplitude baisse fortement à 700°C. La diminution de l'amplitude de l'érouissage cinématique est due aussi bien à la diminution de la partie non linéaire que de la partie linéaire (C_1 et C_2). La baisse simultanée de l'érouissage cinématique et de l'amplitude du domaine d'élasticité, relativement plus importante que l'augmentation de la contrainte visqueuse, conduit à la diminution régulière de la contrainte totale.

Les évolutions de l'amplitude du domaine d'élasticité et de l'érouissage cinématique entre le cycle initial et le cycle stabilisé au cours des essais isothermes sont présentées par le Tableau

3-6. Un adoucissement cyclique est constaté quelle que soit la température de l'essai. Cet adoucissement est dû principalement à la diminution de la valeur de l'érouissage isotrope. La variation de l'amplitude de l'érouissage isotrope par rapport à la contrainte totale est maximale à 600°C et à 700°C. L'évolution de l'amplitude de l'érouissage cinématique n'est pas significative à 700°C alors que celle-ci reste importante pour les autres températures. Les valeurs des composantes de contraintes calculées à partir des paramètres identifiés concordent bien avec celles estimées sur les courbes expérimentales. Le Tableau 3-7 représente les paramètres déduits à partir des courbes de relaxation et de fatigue et ceux obtenus par identification de l'essai conduit à 600°C. Les valeurs de E , σ_y , Q ainsi que celles de σ_v et $\frac{c_1}{\gamma_s}$ calculées à partir des paramètres d'identification se rapprochent des valeurs obtenues directement sur les courbes expérimentales. Toutefois, il est à noter que la détermination de la limite d'élasticité sur les courbes expérimentales est délicate à obtenir car la transition entre le domaine élastique et le domaine viscoplastique est difficilement décelable.

$\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$		20°C	300°C	500°C	600°C	700°C
$\sigma_y + R$ (MPa)	Cycle initial	783	734	463	392	88
	Cycle stabilisé	766	629	390	266	45
X (MPa)	Cycle initial	570	474	235	324	72
	Cycle stabilisé	539	545	298	284	78

Tableau 3-6. Évolution $\sigma_y + R$ et X en fonction de la température, $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ au cycle stabilisé.

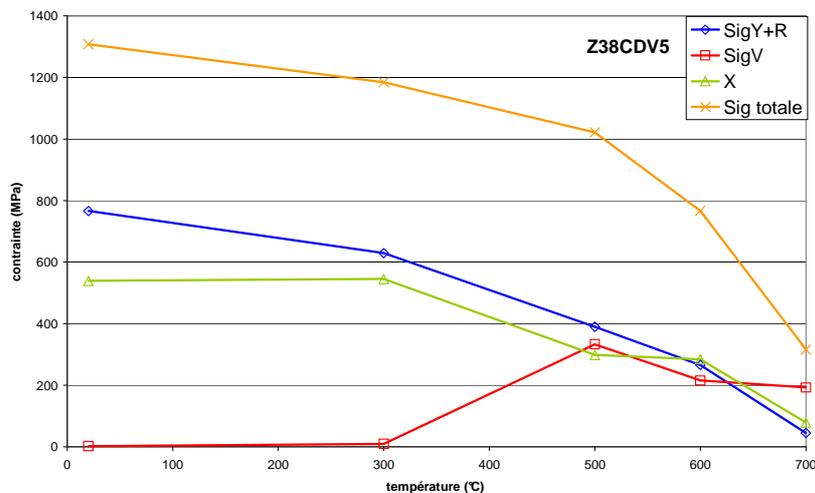


Figure 3.35. Évolution de $\sigma_y + R$, σ_v , X et σ en fonction de la température à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$.

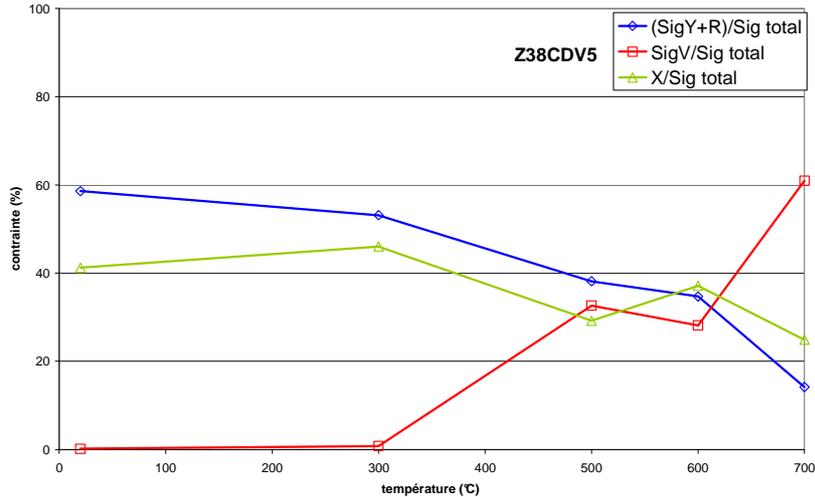


Figure 3.36. Évolution de $\frac{(\sigma_y + R)}{\sigma}$, $\frac{\sigma_v}{\sigma}$ et $\frac{X}{\sigma}$ en fonction de la température à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$.

	E (GPa)	σ_y (MPa)	$R_\infty \approx Q$ (MPa)	σ_v (MPa)	$X_\infty \approx \frac{c_1}{\gamma_s}$ (MPa)
résultats déduits par décomposition de la contrainte	150	260	121	284	284
résultats déduits par identification	154	395	133	216	268
Ecart (%)	2,6	34,2	9,02	31,48	5,97

Tableau 3-7. Comparaison entre résultats déduits par décomposition de la contrainte et ceux déduits par identification à l'aide de SIDOLO, cas de Z38CDV5 à 600°C.

3.3.5. Identification des paramètres du Stellite-6

Les résultats exposés présentent les courbes qui simulent le comportement du matériau en fonction des paramètres d'identification et les résultats expérimentaux qui leur sont associés. Afin d'identifier correctement les paramètres du modèle de comportement à chaque température deux cycles dont un cycle initial et un cycle stabilisé pour chaque déformation plastique imposée, à une vitesse de déformation égale à $3 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$, sont pris afin de mettre en évidence l'aspect des écrouissages isotrope et cinématique. Les deux cycles de l'essai à une vitesse de 10^{-4}s^{-1} sont utilisés pour prendre en compte la sensibilité à la variation de vitesse de déformation.

On note une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et les résultats obtenus par simulation pour tous les essais de fatigue à différentes températures.

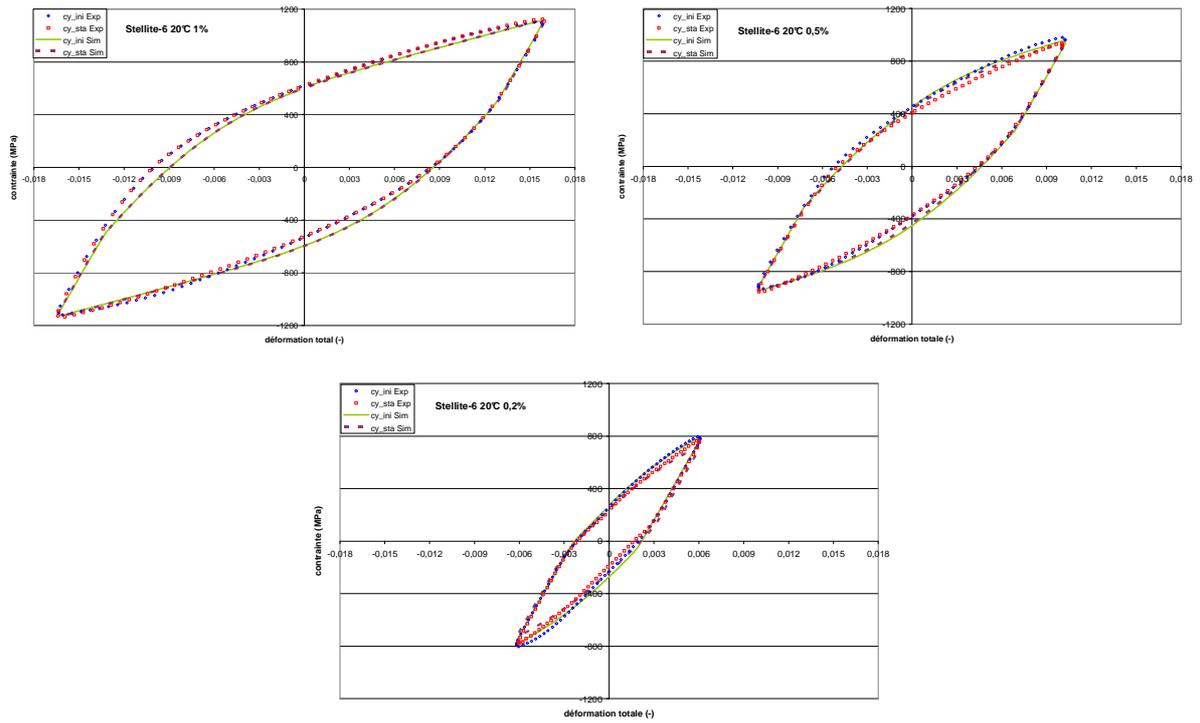


Figure 3.37. Simulation de l'essai à 20°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% aux cycles initial et stabilisé.

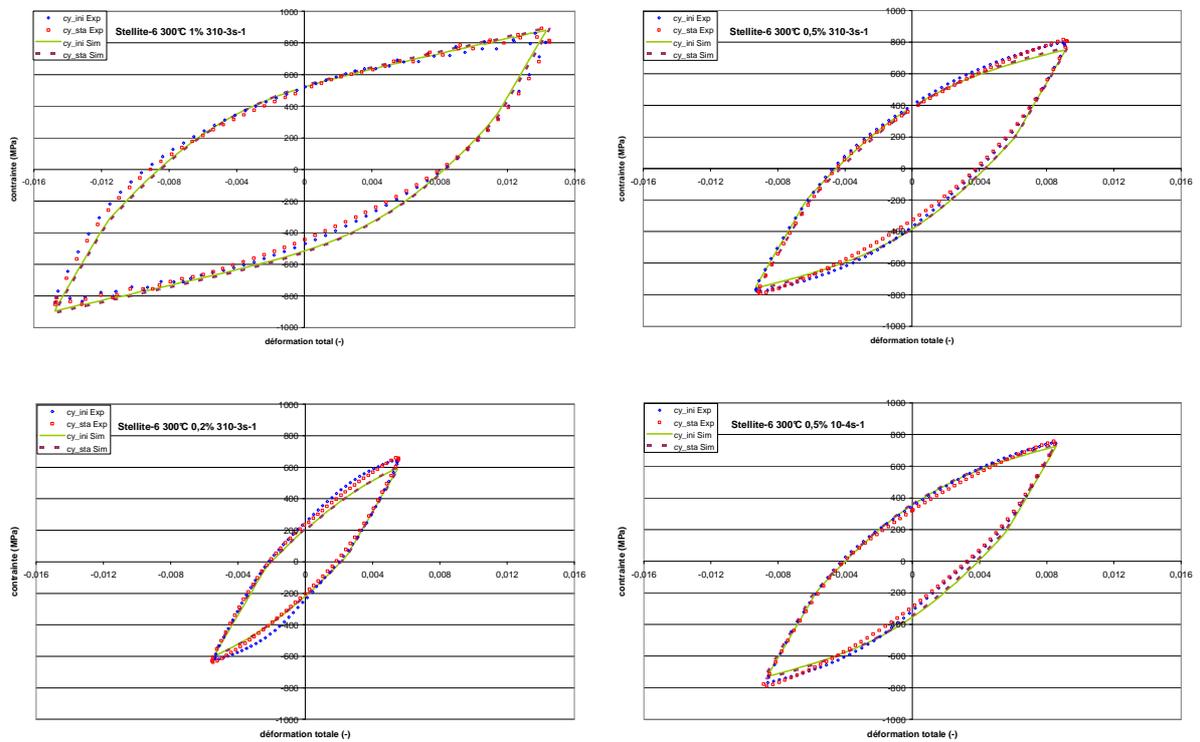


Figure 3.38. Simulation de l'essai à 300°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

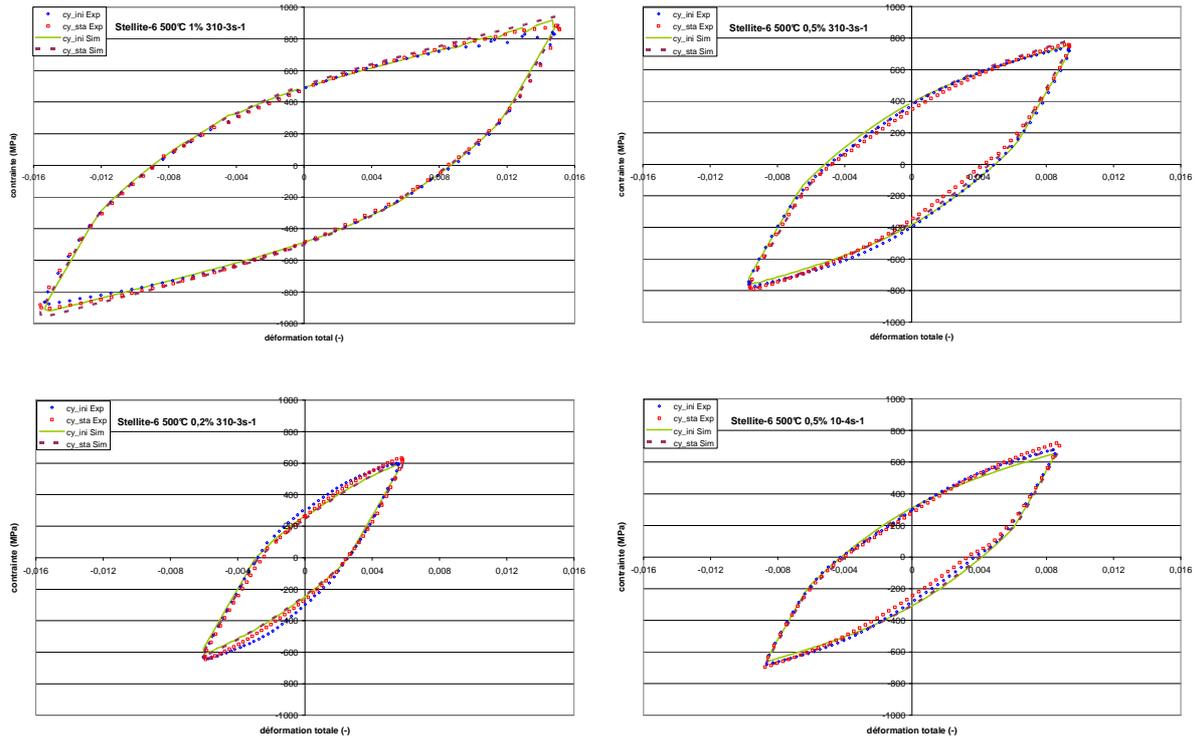


Figure 3.39. Simulation de l'essai à 500°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

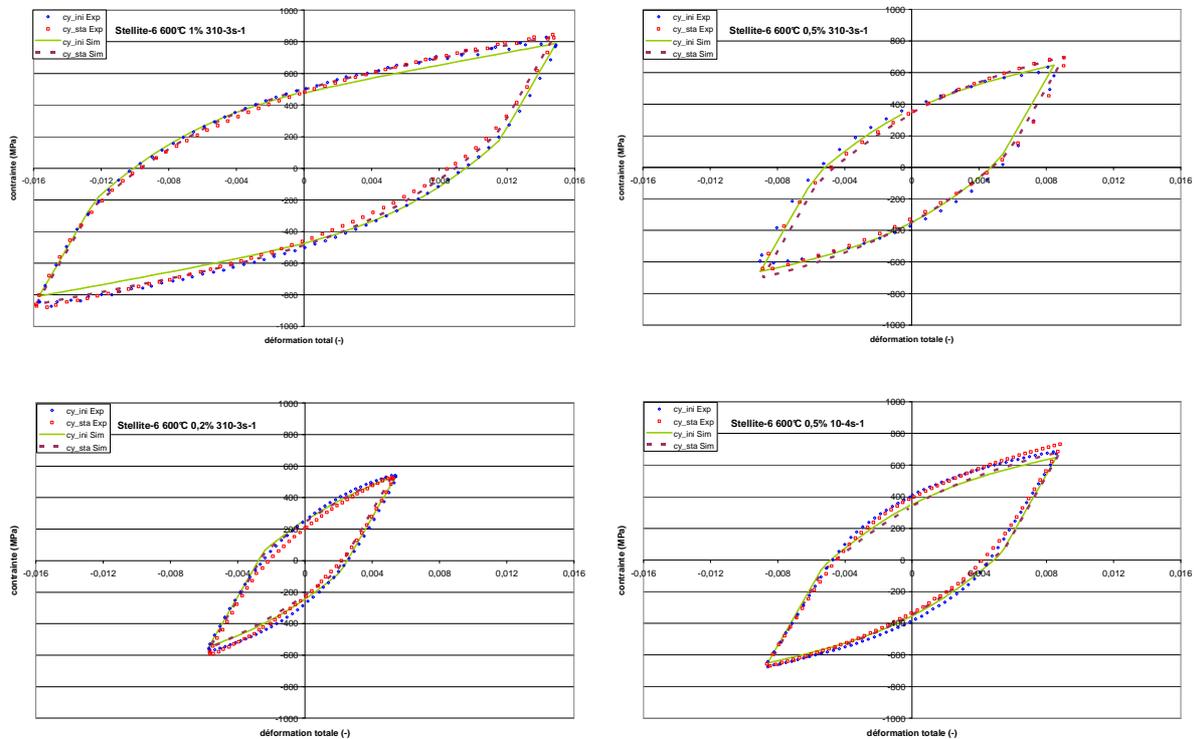


Figure 3.40. Simulation de l'essai à 600°C à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et 0,2% et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

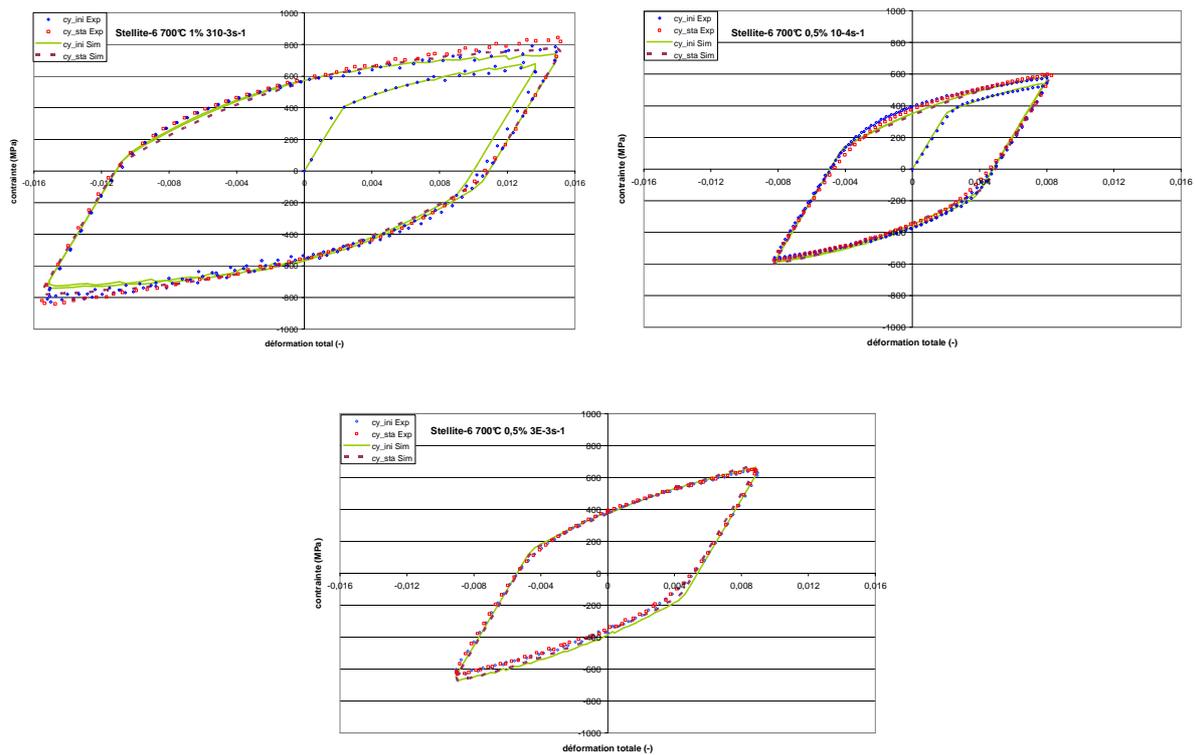
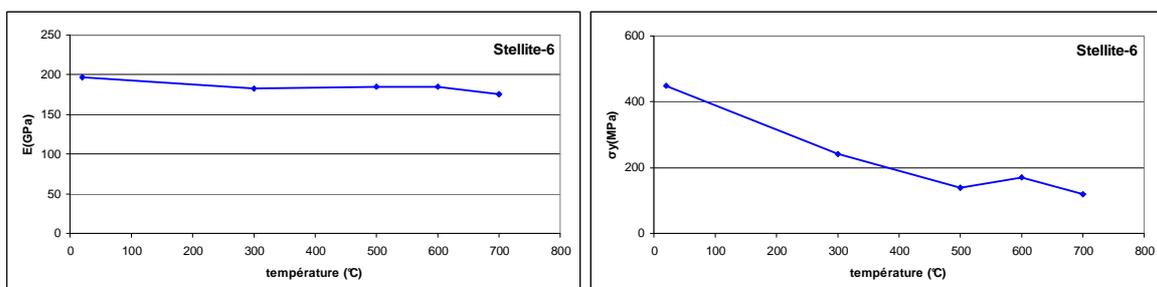


Figure 3.41. Simulation de l'essai à 700°C à $\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{2} = 1\%$, 0,5% et $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ et $10^{-4} s^{-1}$ aux cycles initial et stabilisé.

Les valeurs des paramètres du modèle sont présentées par le Tableau 3-8. Leurs évolutions en fonction de la température sont représentées par la Figure 3.42. On constate que la variation du module de d'élasticité E en fonction de la température n'est pas très importante. La valeur de la limite d'élasticité σ_y chute jusqu'à 500°C avec une légère remontée à 600°C. Les valeurs des coefficients de l'érouissage cinématique baissent régulièrement en fonction de l'élévation de la température. Les valeurs des coefficients de l'érouissage isotrope sont élevées à température ambiante traduisant un adoucissement cyclique important. À partir de 300°C, on constate une absence d'érouissage isotrope.



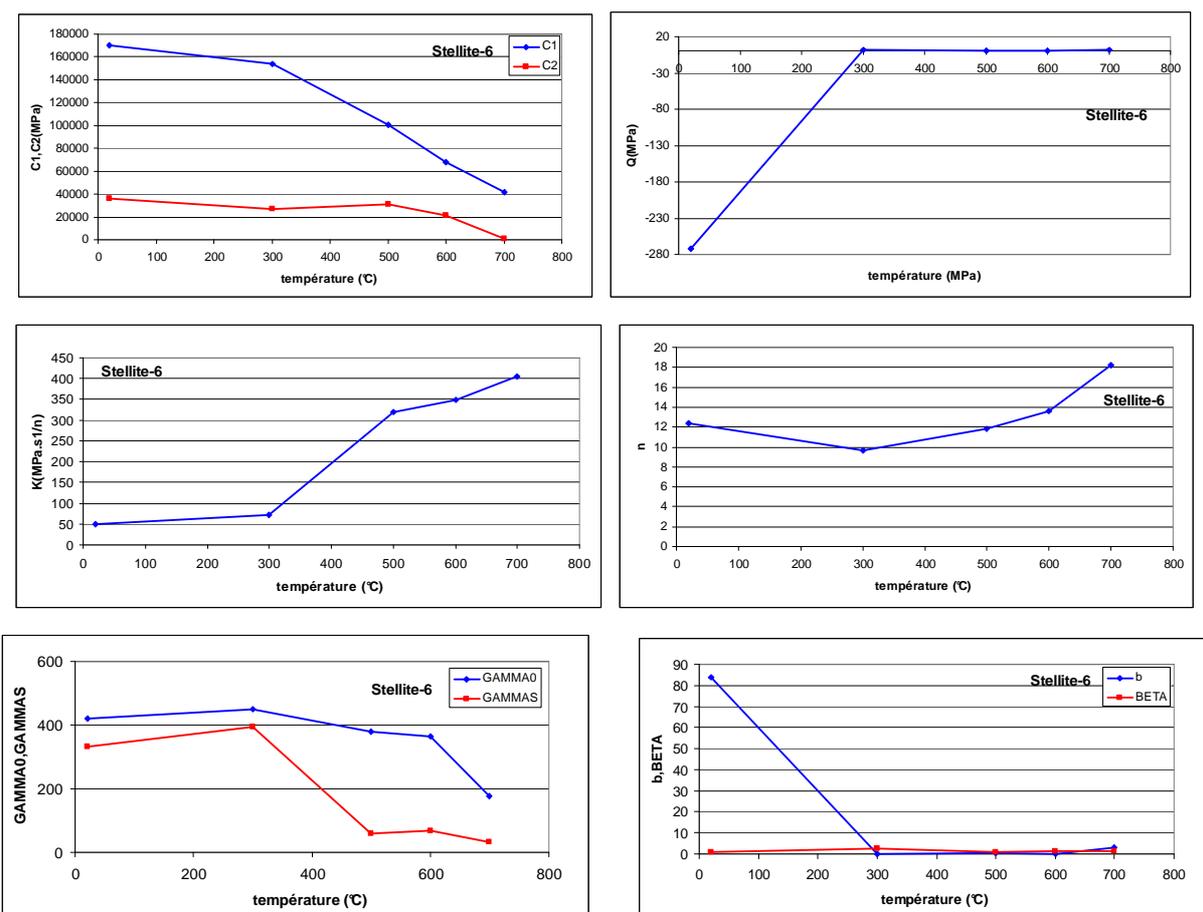


Figure 3.42. Évolution des coefficients de la loi de comportement en fonction de la température du Stellite-6.

	20°C	300°C	500°C	600°C	700°C
E (GPa)	197	183	185	185	176
σ_y (MPa)	449	242	138	172	120
Q (MPa)	-153	2	1	1	2
b	94	0,03	0,28	0,21	2,94
K (MPa.s ^{1/n})	50,46	72	320	348	405
n	12,44	9,64	11,84	13,6	18,19
C_1 (GPa)	170	154	101	68	42
C_2 (MPa)	35924	26814	30769	21608	900
γ_0	421	450	380	364	176
γ_s	332,4	393	58	68	32
β	1,335	2,67	1,09	1,40	1,49

Tableau 3-8. Paramètres de la loi de comportement adoptée pour le Stellite-6.

L'identification des paramètres du modèle de comportement a permis de calculer et d'observer leurs évolutions en fonction de la température. L'étude de l'évolution des composantes de contrainte ($\sigma_y + R, \sigma_v, X$) en fonction de la température ainsi qu'au cours des cycles isotherme est également effectuée afin d'analyser plus finement la part de chaque composante. Cette étude est nécessaire également pour la comparaison de ces derniers résultats avec les constatations effectuées sur les courbes expérimentales (Cf § 3.2.4).

Les résultats des essais effectués à différentes températures pour une même déformation plastique imposée sont présentés par la Figure 3.43 et la Figure 3.44. On constate une chute importante de la contrainte totale à 300°C, cette baisse reprend à partir de 600°C. L'amplitude du domaine d'élasticité représentée par $\sigma_y + R$ diminue régulièrement en fonction de l'élévation de la température. La contrainte visqueuse σ_v est négligeable jusqu'à 500°C, son amplitude augmente significativement en fonction de la température pour atteindre à 700°C, 40% de la valeur de la contrainte totale. L'érouissage cinématique X diminue en fonction de l'élévation de la température, cette baisse est plus prononcée à partir de 500°C. L'amplitude de l'érouissage cinématique présente une part importante de la contrainte totale qui est de 60% à la température ambiante et de 40% à 700°C. La diminution de l'amplitude de l'érouissage cinématique est due aussi bien à la diminution de la partie non linéaire que de la partie linéaire (C_1 et C_2).

La variation de l'érouissage cinématique et du domaine d'élasticité sur l'adoucissement ou le durcissement cyclique, mesuré sur les courbes expérimentales, est présentée par le Tableau 3-9. À température ambiante, l'adoucissement cyclique est dû essentiellement à la baisse de la valeur du domaine élasticité. À partir de 300°C, l'érouissage isotrope devient négligeable alors que la valeur de l'érouissage cinématique augmente nettement ce qui explique le durcissement cyclique observé au cours de ces essais.

Ces résultats obtenus confirment les différents phénomènes physiques observés sur les essais cycliques commentés auparavant. Les différents termes de la contrainte totale, calculés à partir des paramètres identifiés, sont en accord avec ceux obtenus manuellement sur les courbes expérimentales.

Le Tableau 3-10 représente les paramètres déduits à partir des courbes de relaxation et de fatigue et ceux obtenus par identification de l'essai conduit à 300°C. On constate une faible différence pour l'ensemble des paramètres sauf pour la valeur de Q obtenue par identification qui est trop élevée. Le durcissement cyclique constaté sur les boucles $\sigma = f(\varepsilon)$ à partir de 300°C s'explique donc uniquement par l'augmentation de la composante cinématique comme

il est indiqué dans le Tableau 3-9, essai à 300°C.

$\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$		20°C	300°C	500°C	600°C	700°C
$\sigma_y + R$ (MPa)	Cycle initial	391	242	138	172	120
	Cycle stabilisé	296	242	138	172	121
X (MPa)	Cycle initial	534	440	380	265	145
	Cycle stabilisé	605	495	473	342	308

Tableau 3-9. Évolution $\sigma_y + R$ et X en fonction de la température, $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$ au cycle stabilisé.

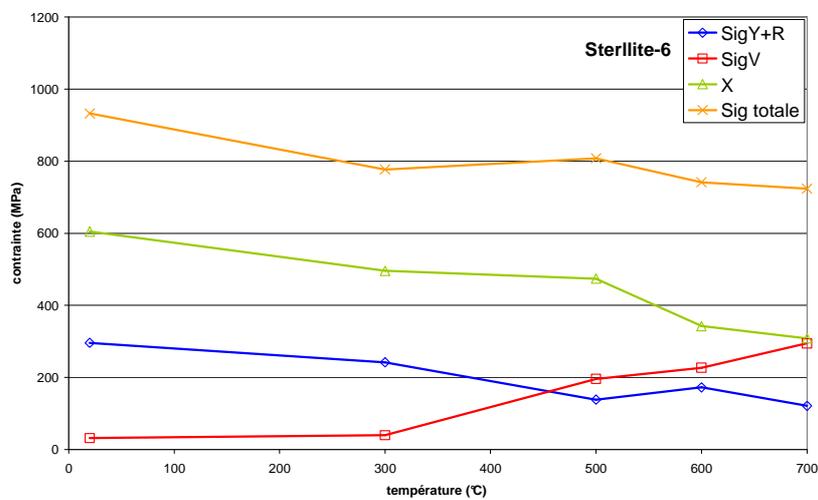


Figure 3.43. Évolution de $\sigma_y + R$, σ_V , X et σ en fonction de la température à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$.

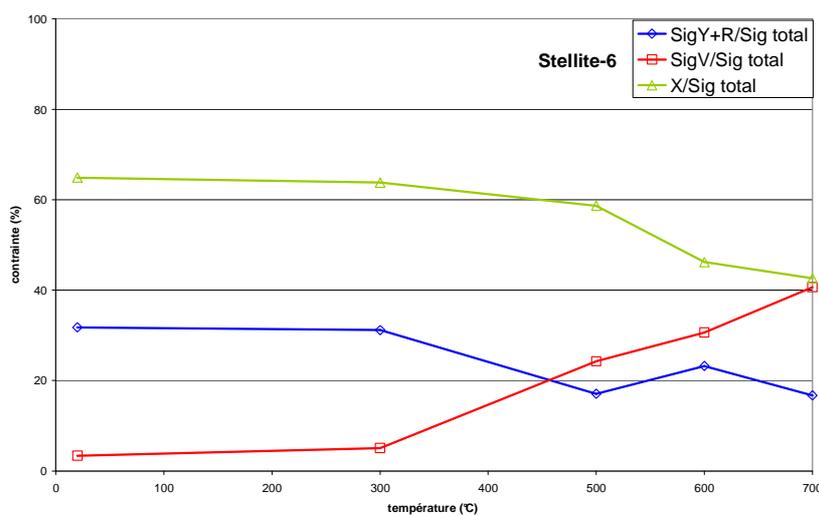


Figure 3.44. Évolution de $\frac{(\sigma_y + R)}{\sigma}$, $\frac{\sigma_V}{\sigma}$ et $\frac{X}{\sigma}$ en fonction de la température à $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,5\%$.

	E (GPa)	σ_y (MPa)	$R_\infty \approx Q$ (MPa)	σ_v (MPa)	$X_\infty \approx \frac{C_1}{\gamma_s}$ (MPa)
résultats déduits par décomposition de la contrainte	186	250	19	31	518
résultats déduits par identification	183	242	2	39	392
Ecart(%)	1,64	3,30	>100	20,51	32,14

Tableau 3-10. Comparaison entre résultats déduits par décomposition de la contrainte et ceux déduits par identification à l'aide de SIDOLO, cas de Stellite-6 à 300°C.

3.4. Comparaison de la tenue en fatigue oligocyclique isotherme de la Stellite-6 et du Z38CDV5

Les relations entre l'amplitude de déformation plastique imposée et le nombre de cycles à la rupture pour le Z38CDV5 et de Stellite-6 à différentes températures sont représentées par la Figure 3.45 et la Figure 3.46. Ces relations dépendent fortement de la température des essais. Pour l'acier à outil, la tenue en fatigue à 300 et 500°C est plus faible que celle à température ambiante alors qu'elle est plus élevée pour les températures de 600 et 700°C. Cette augmentation de durée de vie est due à l'accroissement de la ductilité à ces températures et à la chute de l'amplitude de contrainte. La tenue en fatigue du rechargement Stellite-6 à partir de 300°C est plus élevée que celle à température ambiante. La tenue maximale en fatigue est observée à 500°C pour une faible déformation plastique imposée. L'évolution du nombre de cycles à la rupture en fonction de l'amplitude de déformation plastique imposée pour une température donnée, est plus forte pour la Stellite-6 que pour l'acier. Cela est dû au fort écrouissage cinématique à différentes températures du rechargement qui engendre une forte augmentation d'amplitude de contrainte.

La comparaison entre la tenue en fatigue mécanique isotherme du rechargement en Stellite-6 et de l'acier à outil Z38CDV5 trempé revenu, à déformation plastique imposée, est présentée par les graphes ci-dessous, voir Figure 3.47. À température ambiante, la tenue en fatigue de l'acier à outil est supérieure à celle du rechargement pour différentes déformations plastiques. L'écart est d'autant plus important pour une déformation plastique élevée. Cela est probablement dû au fort écrouissage du stellite qui engendre une augmentation de l'amplitude des contraintes. En revanche à 300°C, la tenue en fatigue du rechargement est plus élevée que celle de l'acier. L'écart est d'autant plus élevé pour des faibles déformations plastiques. À

partir de 500°C, la tenue en fatigue du rechargement est plus élevée à faible déformation plastique imposée. Ces premiers résultats permettent de justifier l'utilisation du rechargement, sachant que les matériaux dans les conditions de service des outils de forgeage à chaud, sont sollicités à de faibles déformations plastiques par cycle. Des essais complémentaires pour des amplitudes de déformation plastique plus faibles sont nécessaires afin de confirmer ces premiers résultats. Il faudrait répéter ces essais afin de s'assurer de la fiabilité des résultats obtenus.

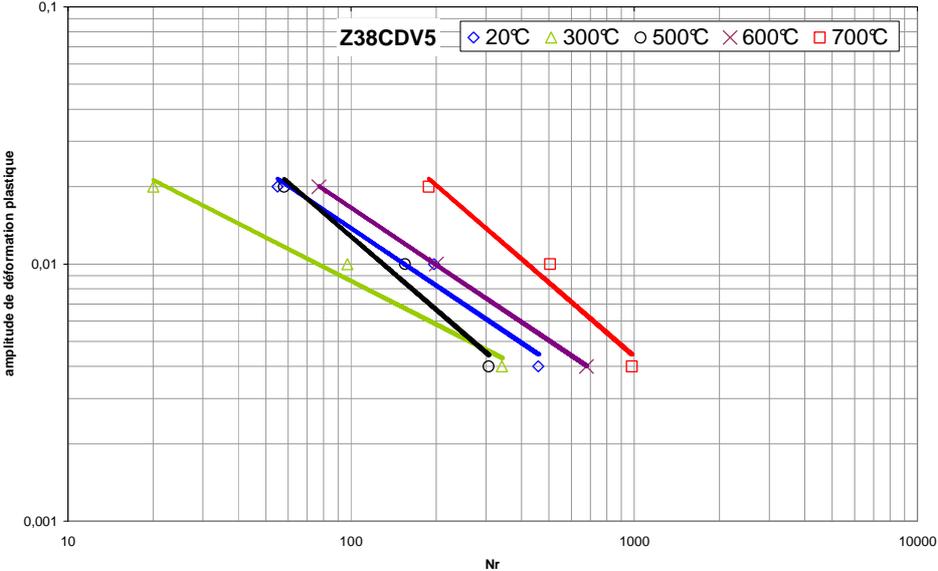


Figure 3.45. Relation entre l'amplitude de déformation plastique imposée et le nombre de cycle à la rupture pour le Z38CDV5 à différentes températures.

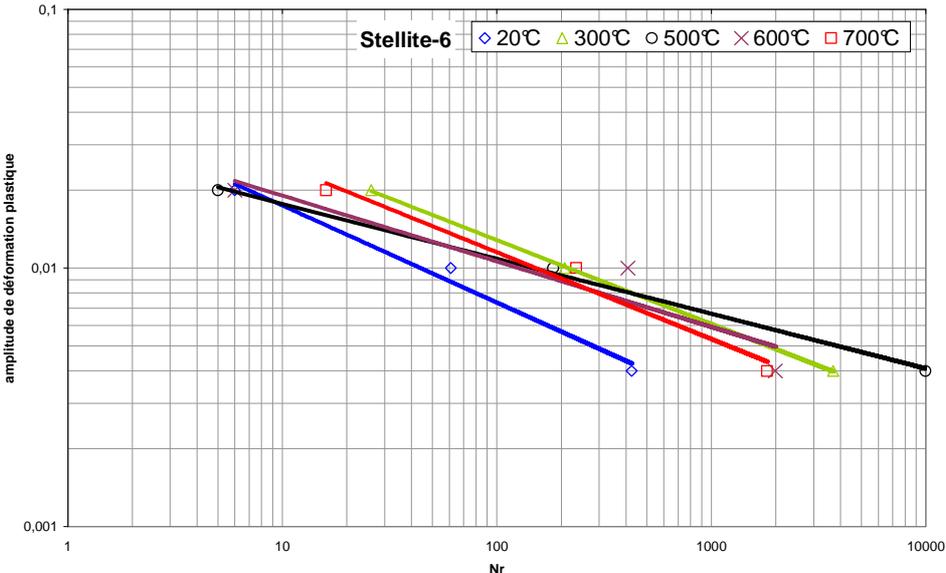


Figure 3.46. Relation entre l'amplitude de déformation plastique imposée et le nombre de cycle à la rupture pour la Stellite-6 à différentes températures.

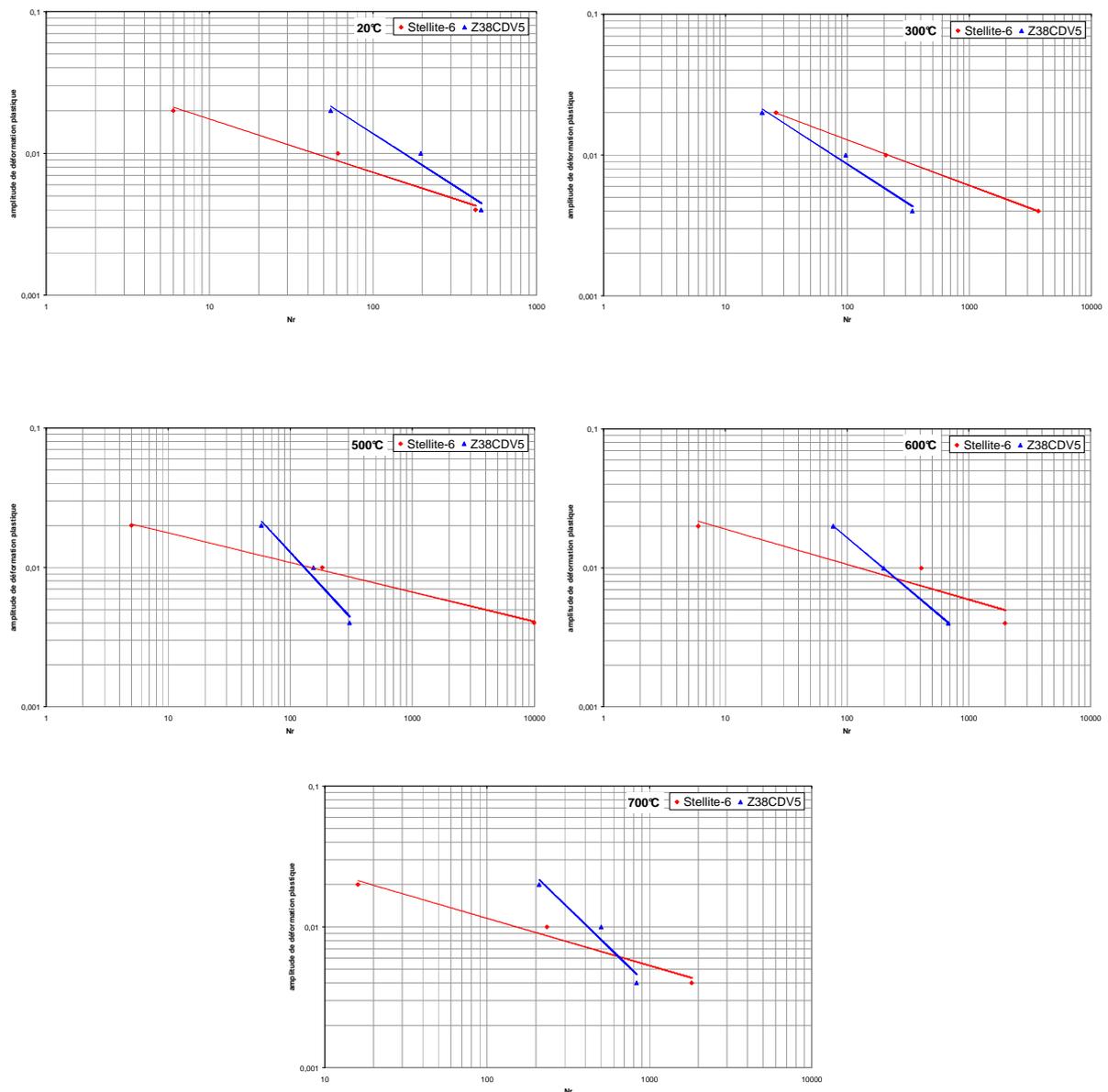


Figure 3.47. Relation entre l'amplitude de déformation plastique imposée et le nombre de cycle à la rupture pour la Stellite-6 et le Z38CDV5.

3.5. Identification des paramètres de la loi d'endommagement

Seul, l'endommagement de fatigue est pris en considération dans le calcul la durée de vie des outils de forgeage à chaud. La loi d'endommagement retenue est celle proposée par Lemaitre [LEM-87]. Cette loi exprime l'évolution tridimensionnelle de l'endommagement isotrope en fonction de la déformation plastique cumulée et de l'endommagement lui-même. Dans cette partie, on souhaite identifier les paramètres de la loi d'endommagement choisie pour l'acier à outil et le rechargement utilisés. L'identification est effectuée à partir des essais de fatigue

oligocyclique isotherme réalisés à différentes déformations plastiques imposées.

L'expression simplifiée de l'intégration par rapport au temps de la loi d'endommagement effectuée en prenant en compte les paramètres des essais de fatigue permet de simplifier l'expression de l'endommagement comme suit :

$$N_R = \frac{\Gamma(\gamma+1)}{\alpha_1 + 1} (2\Delta\epsilon^{pl})^{-(\gamma+1)}$$

Le terme $\frac{\Gamma(\gamma+1)2^{-(\gamma+1)}}{\alpha_1 + 1}$ remplacé par $C^{(\gamma+1)}$ et le terme $(\gamma+1)$ sont déduits directement des courbes bilogarithmiques représentant l'évolution de N_r en fonction de $\Delta\epsilon^{pl}$. Le calcul de ces deux termes est effectué par interpolation en utilisant une fonction puissance.

$$N_R = \left(\frac{\Delta\epsilon^{pl}}{C} \right)^{-(\gamma+1)}$$

La détermination du terme $\alpha_1 + 1$ n'est pas directement accessible à partir des essais effectués. Afin d'obtenir ce terme, il est nécessaire de déterminer l'évolution de l'endommagement pendant les essais de fatigue. Il faut alors tracer l'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour chaque essai. Deux cas de figure peuvent se présenter, si nous obtenons une courbe unique $D = f(N)$ pour les différents essais alors α_1 est alors constant, sinon α_1 doit être exprimé en fonction de $\Delta\epsilon^{pl}$.

$$D = 1 - \left(1 - \frac{N}{N_R} \right)^{\frac{1}{\alpha_1 + 1}}$$

Le terme Γ est calculé à partir de l'expression de $C^{(\gamma+1)}$.

$$\Gamma = \frac{(\alpha_1 + 1)}{(\gamma + 1)} (2C)^{(\gamma+1)}$$

Dans notre étude, on suppose que le chargement est constant au cours du temps, le problème de cumul d'endommagement n'est pas traité ici. Le coefficient $\alpha_1 + 1$ est déduit directement de l'essai à 0,5% dans le cas de l'acier à outil. La mesure de l'évolution de l'endommagement au cours de l'essai n'est pas directement accessible. Dans notre travail, la variable d'endommagement est fondée sur le concept de la contrainte effective. Dans le cas de l'acier à

outil et à partir des essais à 0,5%, deux méthodes ont été utilisées pour calculer ce coefficient. La première méthode est basée sur la chute de contrainte par rapport à la contrainte stabilisée $D = 1 - \frac{\sigma_M}{\sigma_M^*}$. La deuxième méthode est basée sur la baisse du module d'élasticité en fonction de cycle par rapport au module d'élasticité du matériau vierge de tout endommagement $D = 1 - \frac{\tilde{E}}{E}$.

La comparaison de ces deux méthodes est présentée en ANNEXE G. Les résultats obtenus montrent une bonne concordance entre les deux méthodes. En revanche pour les essais de fatigue relatifs au Stellite-6, aucune chute de contrainte n'a été observée en fonction des cycles, ni aucune baisse significative du module d'élasticité. L'identification des paramètres de la loi d'endommagement du Stellite-6 a été partielle. Seuls les paramètres qui correspondent à l'évolution du nombre de cycle à la rupture en fonction de la déformation plastique imposée ont été identifiés. Ces paramètres correspondent à la loi de Manson-Coffin dans les conditions isothermes.

3.5.1. Identification des paramètres du Z38CDV5

L'identification des paramètres de la loi d'endommagement est effectuée pour chaque température à partir de la courbe bilogarithmique et de la courbe d'évolution de l'endommagement en fonction du nombre de cycles pour l'essai à 0,5%. Les paramètres d'identification obtenus sont présentés dans le Tableau 3-11. On remarque une forte dépendance de ces coefficients en fonction de la température de l'essai.

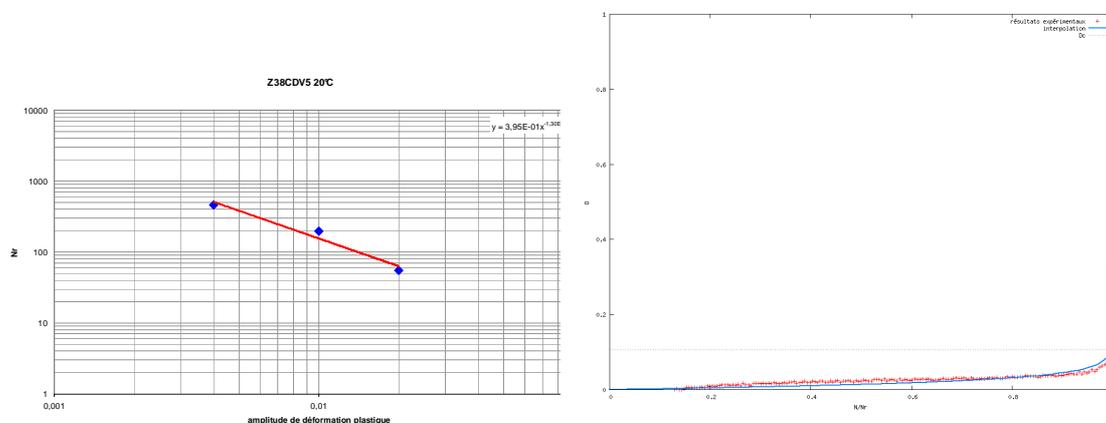


Figure 3.48. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=20^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.

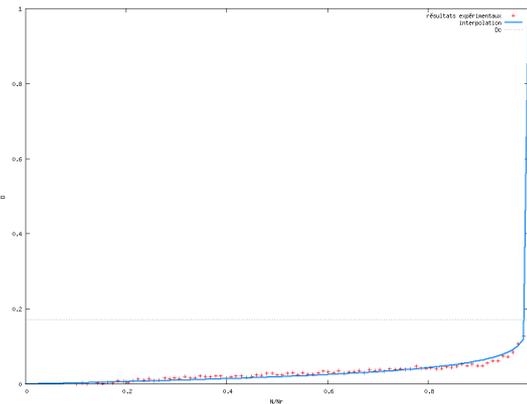
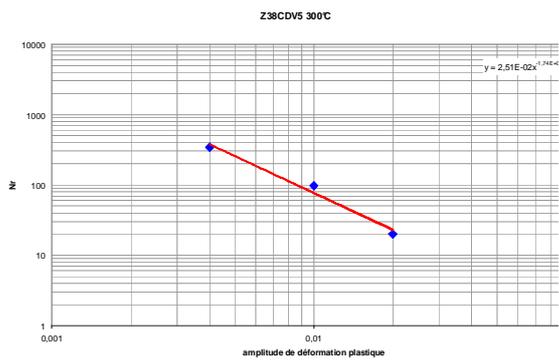


Figure 3.49. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=300^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.

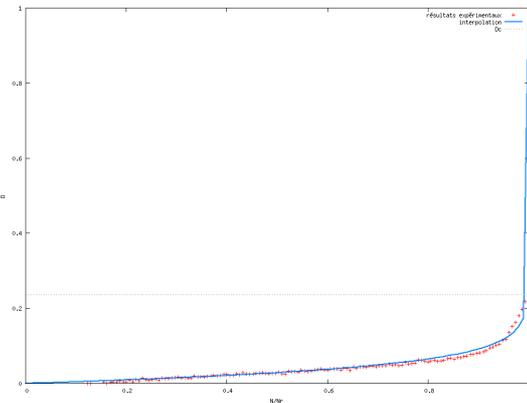
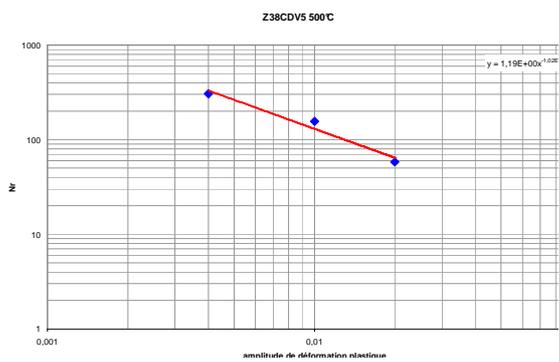


Figure 3.50. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=500^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.

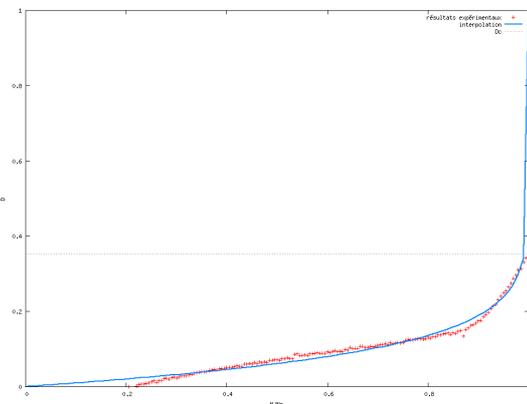
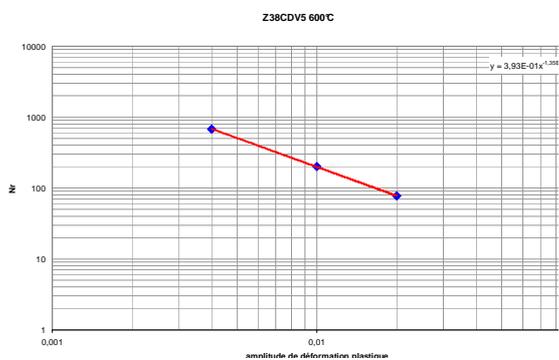


Figure 3.51. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=600^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.

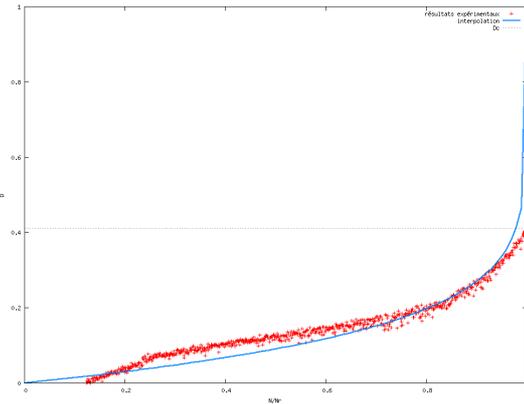
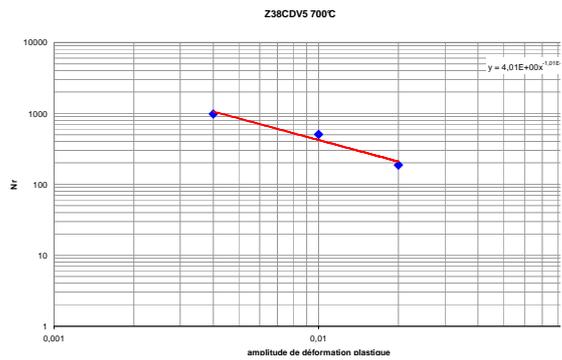


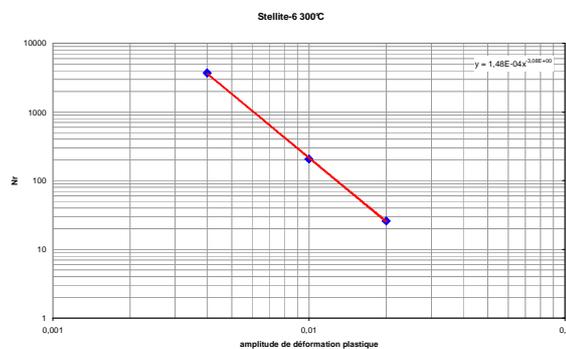
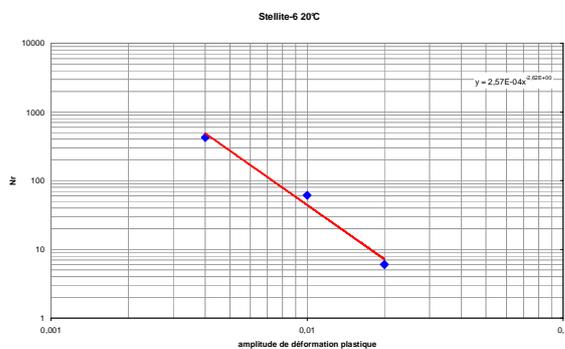
Figure 3.52. Essais de fatigue oligocyclique isotherme $T=700^{\circ}\text{C}$ et $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ sur des éprouvettes en Z38CDV5.

	$\gamma+1$	C	α_1+1	Γ	D_c
20°C	1,30	0,49	50,86	37,10	0,105
300°C	1,27	0,12	36,49	4,69	0,171
500°C	1,02	1,19	24,15	57,33	0,236
600°C	1,35	0,50	11,06	8,19	0,354
700°C	1,01	3,96	7,35	58,84	0,409

Tableau 3-11. Paramètres de la loi d'endommagement du Z38CDV5 en fatigue oligocyclique isothermes à $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

3.5.2. Identification des paramètres du Stellite-6

L'identification des paramètres de la loi d'endommagement est effectuée pour chaque température à partir de la courbe bilogarithmique. Seuls, les paramètres correspondant, à la loi de Manson-Coffin dans les conditions isothermes, sont identifiés.



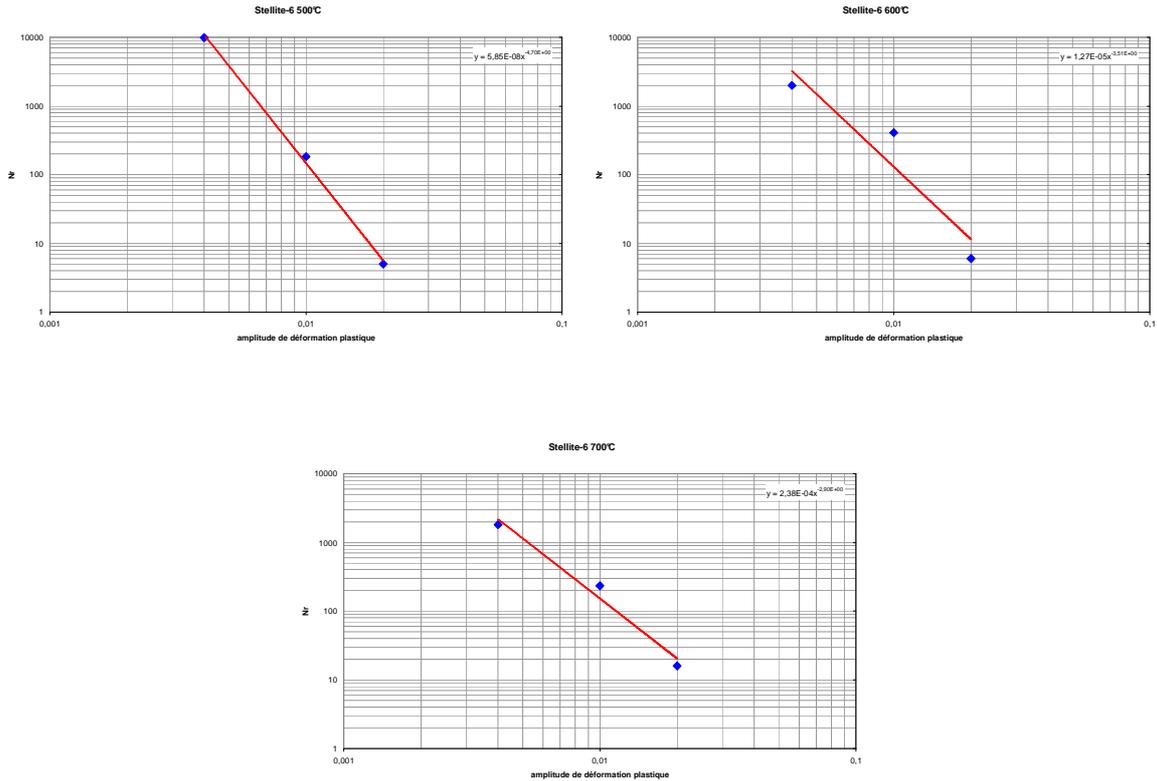


Figure 3.53. Essais de fatigue oligocyclique isotherme à $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$ sur des éprouvettes en Stellite-6.

	$\gamma+1$	C
20°C	2,62	4,2610 ⁻²
300°C	3,08	5,7210 ⁻²
500°C	4,70	2,8910 ⁻²
600°C	3,51	4,0310 ⁻²
700°C	2,90	5,6310 ⁻²

Tableau 3-12. Paramètres de la loi d'endommagement du Stellite-6 en fatigue oligocyclique isothermes à $\dot{\epsilon}^{pl} = 3.10^{-3} s^{-1}$.

3.6. Étude microstructurale du Stellite-6

3.6.1. Microstructure des rechargements base cobalt

Les alliages de cobalt possèdent une microstructure complexe avec une précipitation de phases fragiles à partir de la matrice au cours d'un chauffage excessif ou à partir des mécanismes de transformation conduisant à des nouveaux microconstituants [BAR-72], [SIMS-69] et [BOUR-07]. Il est connu que le chrome a une forte solubilité dans la matrice cobalt et qu'il est utilisé pour stabiliser la phase Co- γ . La transformation Co- $\gamma \rightarrow$ Co- ϵ , durant la mise en service, risque de réduire la durée de vie des outils [ASM-9]. Différents types de

carbures peuvent se former lors de l'opération de rechargement. Les carbures de type M_7C_3 se forment généralement dans les alliages base cobalt avec un taux modéré de Cr/C [SIMS-69]. Ces carbures se solidifient immédiatement après la solidification des dendrites Co- γ , ils sont alors gros et se situent dans les zones interdendritiques [FRE-93] et [OZO-99]. La précipitation du principal carbure de chrome de type M_7C_3 engendre une saturation en Cr autour de la matrice et donc un taux élevé de Cr/C favorisant la formation du carbure de type $M_{23}C_6$ [POL-70]. Le carbure Co_6W_6C est formé principalement à partir de tungstène quand la teneur de carbone est insuffisante pour former les carbures de type M_7C_3 . Au cours du refroidissement et après la formation du carbure principal de type M_7C_3 , le liquide restant est enrichi de W parce que la précipitation de celui-ci dans ce carbure est très faible [POL-70]. La formation de ces différents types de carbures engendre une augmentation de dureté accompagnée d'une fragilisation de l'alliage.

3.6.2. Revêtement à l'état initial

Les examens effectués, à l'aide de la sonde EDS de marque Ultradry-THERMO FISHER (Energy Dispersive Spectroscopy) couplée au MEB (Microscope Electronique à Balayage) sur un échantillon de rechargement Stellite-6 déposé par PTA, ont révélé une différence de concentration de composition chimique entre les zones dendritiques et interdendritiques. L'échantillon utilisé a été poli et a subi une attaque chimique par une solution de Murakami (10g de KOH, 10g de $K_3[Fe(CN)_6]$ et 100ml H_2O) afin de mettre en évidence les deux zones d'analyse, voir Figure 3.54. Dans un premier temps, des analyses qualitatives ont révélé la composition chimique des deux zones, voir Figure 3.55 et Figure 3.56. Ces spectres obtenus correspondent respectivement aux zones dendritique et interdendritique. Les éléments chimiques de ces deux zones sont identiques et montrent la présence de Co, Cr, C, W, Ni, Mo, Mn, Fe, Si. La comparaison des amplitudes des spectres montre que dans la zone dendritique l'amplitude de Co est plus élevée alors que dans la zone interdendritique, l'amplitude de Cr est la plus élevée. Une analyse semi-quantitative, permettant de calculer le pourcentage des éléments présents dans chaque zone, a été alors effectuée. Le Tableau 3-13 présente les résultats de l'analyse effectuée. Les zones dendritiques sont riches en Cobalt alors que les zones interdendritiques sont plus riches en Cr, C et W ce qui favorise la formation de carbures. Les différents types de carbures identifiés par diffraction des rayons X (DRX) sont : Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ et Co_6W_6C . La Figure 3.57 représente un diffractogramme obtenu à partir d'un échantillon poli mécaniquement puis électrolytiquement. Des mesures de dureté, réalisées par nano-indentation, dans les zones dendritique et interdendritique donnent des valeurs

respectives de 578 HV_{0,01} et de 805,7 HV_{0,01}, voir Figure 3.58. La dureté est plus élevée dans la zone interdendritique et confirme la présence de carbures. La nanoindentation permet de mesurer la dureté à un endroit précis. Des mesures sous différents chargements 5, 10, 20 mN ont été réalisées et confirment la même tendance. Les valeurs retenues correspondent à une valeur moyenne sous une charge de 10 mN. La présence des carbures confère au rechargement une dureté élevée. La dureté Rockwell mesurée sur le stellite-6 est de 52HRC alors que pour l'acier, cette dureté est de 46HRC.

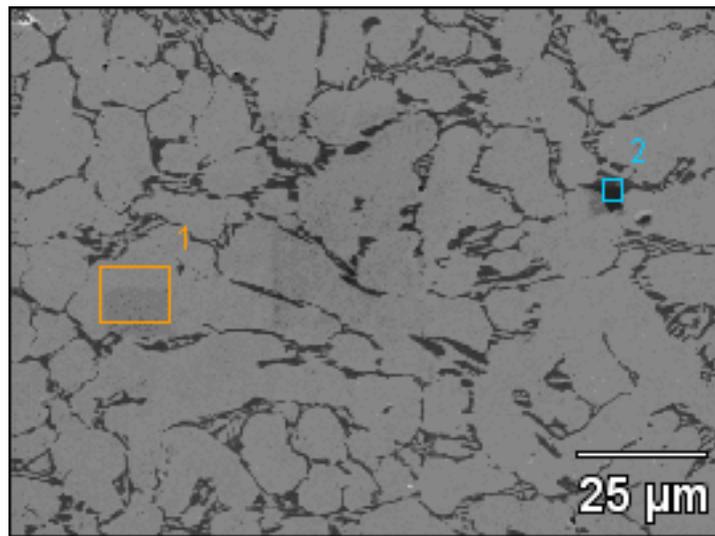


Figure 3.54. Zones d'analyse EDS d'un échantillon en stellite-6.

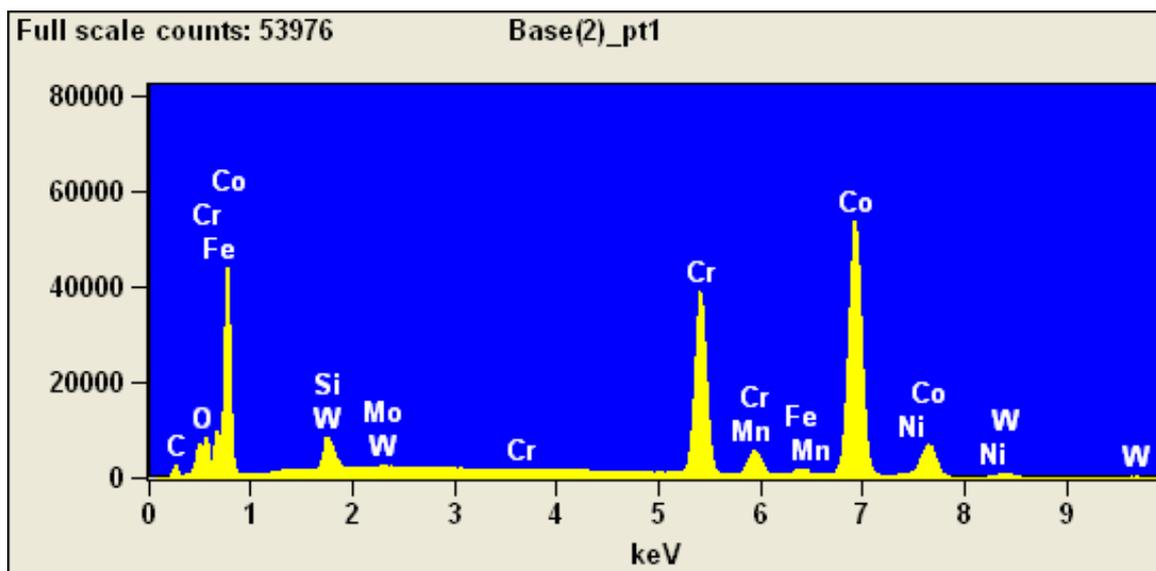


Figure 3.55. Spectre d'analyse qualitative de la zone dendritique du rechargement en stellite-6.

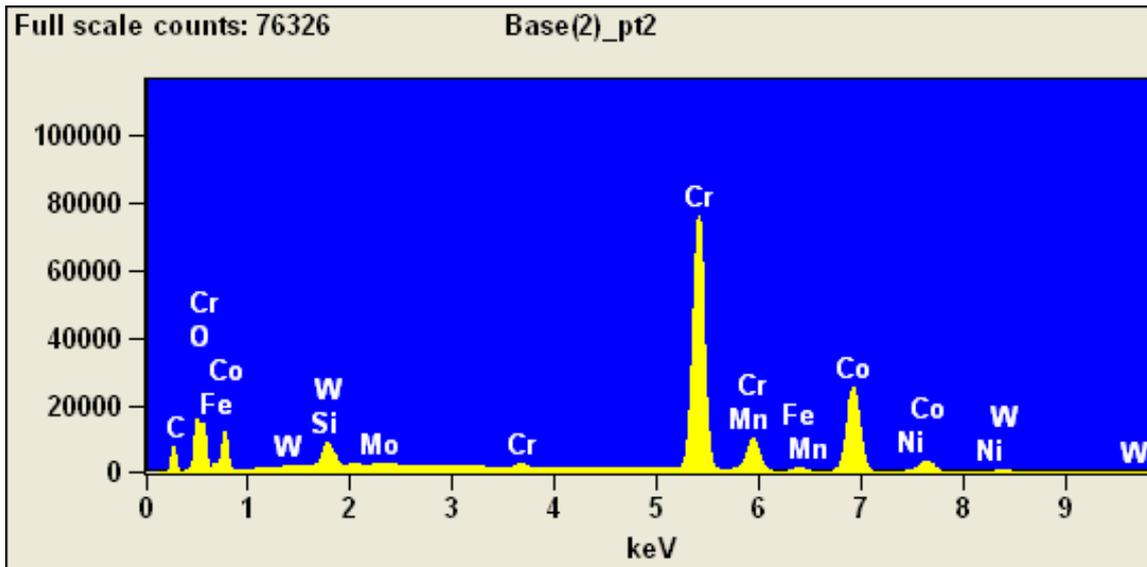


Figure 3.56. Spectre d'analyse qualitative de la zone interdendritique du rechargement en stellite-6.

% en masse	Co	Cr	C	W	Ni	Mo	Mn	Fe	Si
Zone dendritique	65,83	24,13	1,60	3,87	0,80	0,18	0,09	1,55	1,52
Zone interdendritique	32,27	50,82	4,01	4,68	0,15	0,36	0,01	0,96	0,81

Tableau 3-13. Composition chimique des zones dendritique et interdendritique (% en masse), Stellite-6.

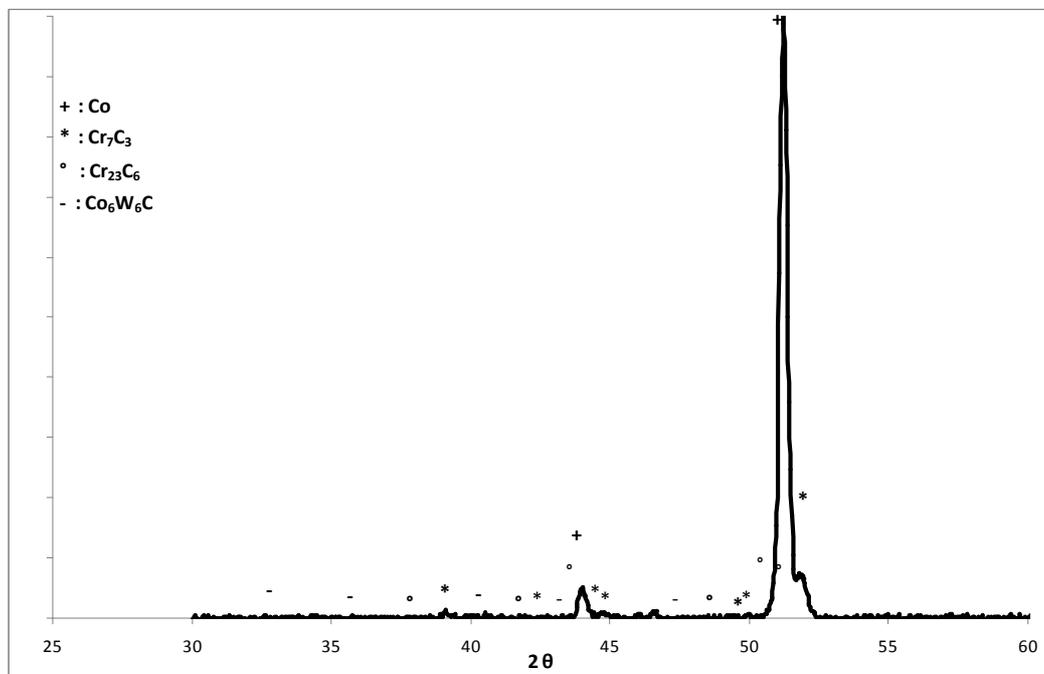


Figure 3.57. Diffractogramme DRX du Stellite-6.

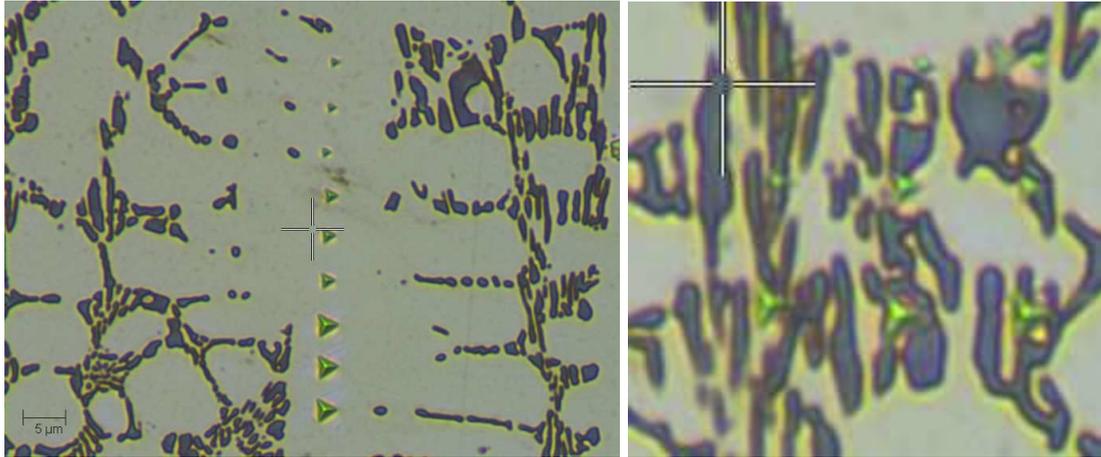


Figure 3.58. Nano-indentation dans les zones dendritique et interdendritique.

3.6.3. Éprouvettes de fatigue oligocyclique

Une étude de l'évolution microstructurale du rechargement base cobalt Stellite-6 a été effectuée parallèlement à l'étude du comportement mécanique. Pour ce faire, les éprouvettes de fatigue, pour les essais à déformation plastique imposée $\pm 0,5\%$ et à différentes températures, ont été choisies. Les premiers examens effectués sur les faciès de rupture à l'aide du MEB n'ont pas révélé de zones d'amorçage de fissure et ceci pour la totalité des éprouvettes. La Figure 3.59 représente un exemple d'une vue générale d'un faciès de rupture où la structure dendritique est mise en évidence. Une rupture majoritairement fragile, caractérisée par la présence de clivage, est observée sur toutes les éprouvettes. On observe également des microfissures et une rupture ductile, caractérisée par la présence de fines cupules dans quelques zones, voir la Figure 3.60. Les zones de rupture ductile sont nettement observables sur les éprouvettes de fatigue pour les températures de 20, 300, 500°C. Ces zones sont relativement plus faibles pour l'essai à 600°C alors que pour l'essai à 700°C, aucune zone de rupture ductile n'a été observée. Des analyses qualitatives et semi-quantitatives ont été effectuées sur les deux zones de ruptures fragile et ductile de l'éprouvette de fatigue pour l'essai réalisé à 20°C, voir la Figure 3.61 et le Tableau 3-14. La comparaison des résultats de ces analyses a révélée que la zone de rupture fragile est plus riche en Cr et moins riche en Co que la zone de rupture ductile. La comparaison de ces résultats par rapport aux analyses effectuées sur les zones dendritiques et interdendritiques signifie que la rupture fragile est localisée dans les zones interdendritiques alors que la rupture ductile est localisée dans les dendrites. Il est à noter que les pourcentages des éléments chimiques mesurés dans les deux zones obtenus par les analyses semi-quantitatives ne sont pas aussi précis dans ce cas, car la surface des faciès de rupture n'est pas plane comme les faces précédemment analysées.

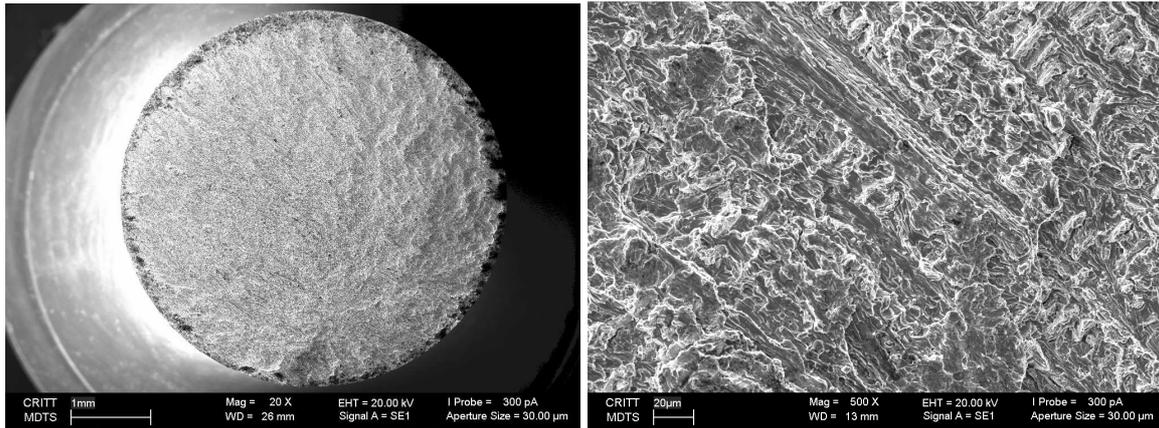


Figure 3.59. Vue générale du faciès de rupture en fatigue à 20°C.

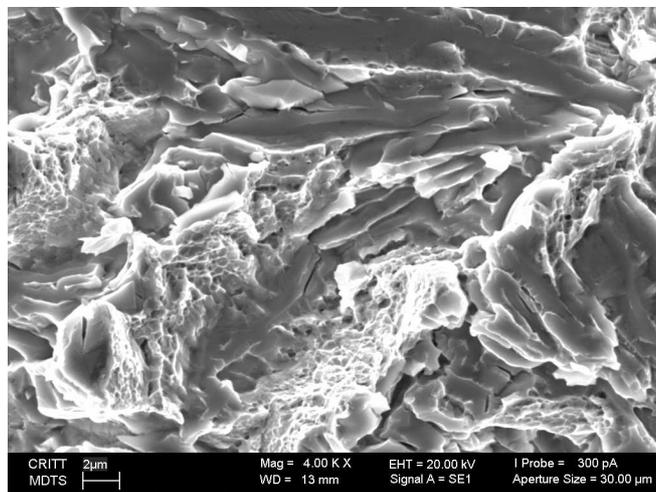


Figure 3.60. Agrandissement d'une zone particulière du faciès de rupture en fatigue à 20°C.

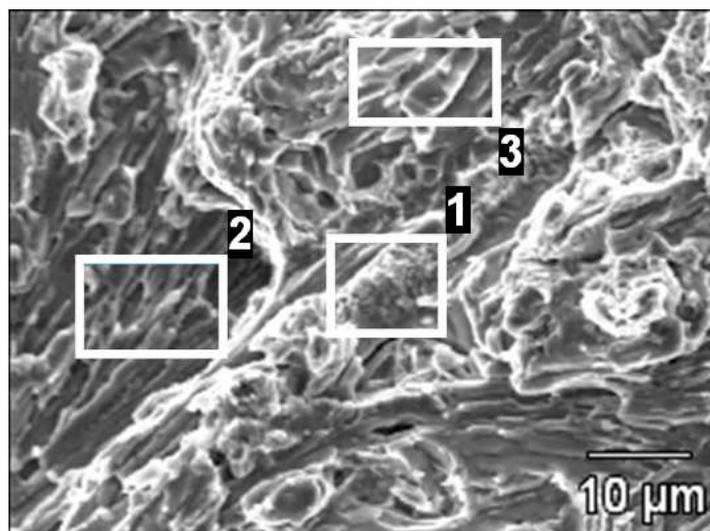


Figure 3.61. Zones d'analyses par EDS d'un faciès de rupture ; zone (1) : rupture ductile et zones (2) et (3) : rupture fragile.

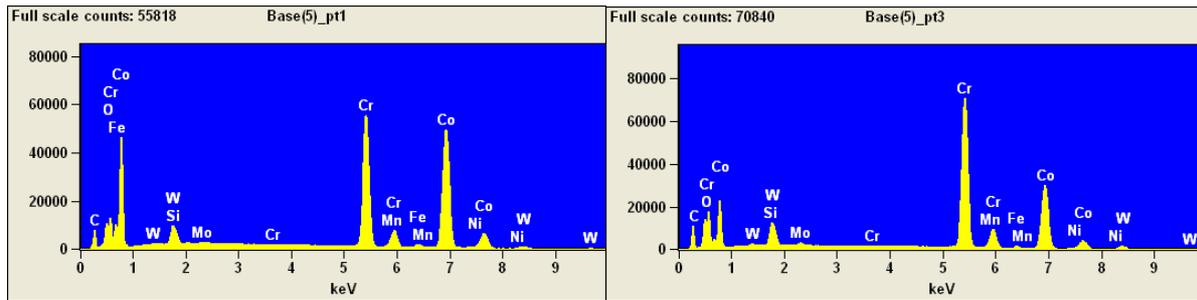


Figure 3.62. Spectre d'analyse qualitative de la zone de rupture ductile (1) et la zone de rupture fragile (3).

% en masse	Co	Cr	C	W	Ni	Mo	Mn	Fe	Si
zone de rupture ductile	55,72	31,95	4,20	3,87	4,00	0,21	traces	1,35	1,25
zone de rupture fragile	37,10	46,20	5,72	4,68	0,25	0,55	traces	0,85	1,23

Tableau 3-14. Composition chimique de la zone de rupture ductile et de la zone de rupture fragile (% en masse).

Des analyses métallographiques, sur les mêmes éprouvettes, ont été réalisées sur une surface parallèle au faciès de rupture et distante de 3 mm. Les surfaces d'analyse ont été polies et ont subi une attaque chimique par une solution de Murakami afin de mettre en évidence les zones de carbures. Le taux de carbures est calculé à partir de cinq mesures de champs correspondants aux zones noircies. Ces mesures sont effectuées à l'aide du logiciel PEGASE PRO adapté au microscope optique BX60M. Des mesures de microdureté ont été effectuées sur toutes ces surfaces à l'aide du microduromètre LEKO-M400. Les valeurs moyennes du taux de carbures et de microdureté sont présentées dans le Tableau 3-15. Une augmentation du taux de carbures est constatée pour les températures élevées. La dureté des échantillons relatifs aux essais de fatigue, est plus élevée que celle de l'échantillon de référence. Cette augmentation de dureté est due à l'écrouissage du rechargement. On remarque aussi une corrélation entre l'accroissement du taux de carbures et l'augmentation de la dureté.

Les analyses supplémentaires par DRX ont été réalisées, voir la Figure 3.64. Ces analyses révèlent la présence des mêmes carbures pour tous les échantillons de fatigue. Aucun changement de phase n'apparaît sur les différents diffractogrammes notamment la transformation $Co-\gamma \rightarrow Co-\varepsilon$ qui risque de fragiliser le rechargement.

	Échantillon de référence	Éprouvette de fatigue à 20°C	Éprouvette de fatigue à 300°C	Éprouvette de fatigue à 500°C	Éprouvette de fatigue à 600°C	Éprouvette de fatigue à 700°C
Microdureté valeur moyenne (HV0,3)	450	529	544	530	612	625
Taux de carbure (%)	20,9	20,4	21,4	25,7	26,5	27,3

Tableau 3-15. Mesure de la dureté et du taux de carbure du rechargement de référence et des éprouvettes de fatigue.

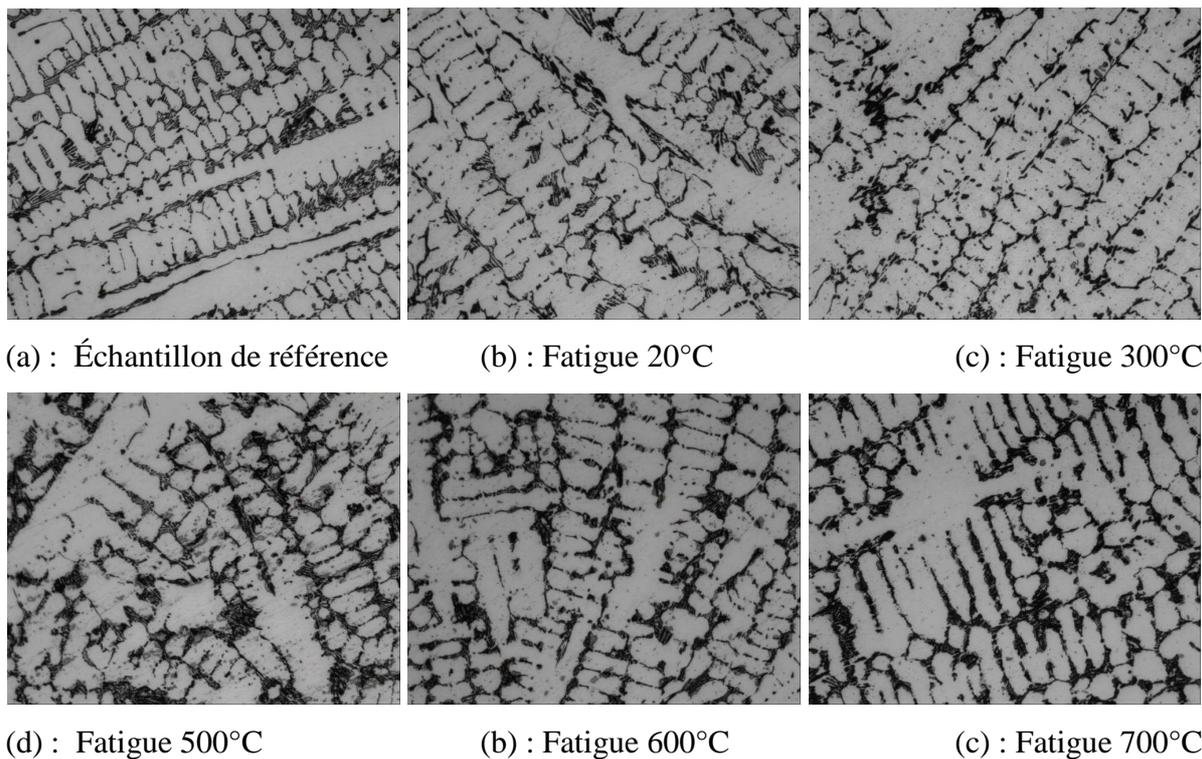


Figure 3.63. Analyses métallographiques du rechargement de référence et des éprouvettes de fatigue.

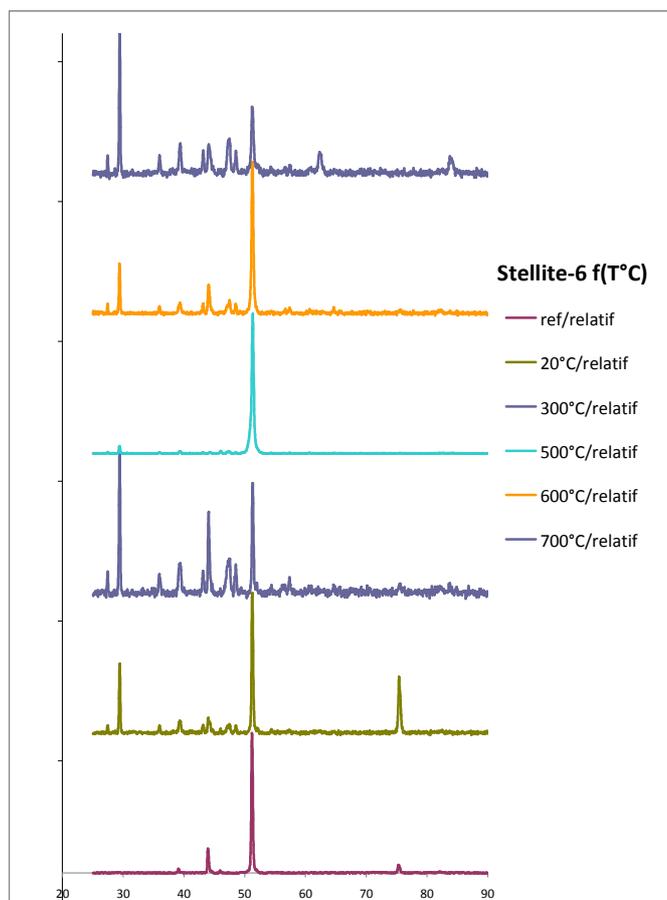


Figure 3.64. Diffractogramme DRX du Stellite-6 ; éprouvettes de fatigue et échantillon de référence.

3.6.4. Conclusion

La stratégie expérimentale mise en œuvre a permis d'identifier la loi de comportement élasto viscoplastique de Chaboche pour les matériaux constituant les outillages de forge. L'identification des onze paramètres de cette loi a été réalisée à l'aide d'un logiciel SiDoLo à partir d'un jeu de valeurs initiales. Ce jeu de valeurs initiales est très important afin de converger rapidement et d'éviter de tomber sur un minimum local. L'évaluation des paramètres du jeu initial est définie par l'exploitation graphique des boucles du cycle initial et du cycle stabilisé, permettant ainsi de définir la plupart des valeurs du jeu de départ. Après l'identification, la vérification d'écarts entre les courbes expérimentales et les courbes simulées et l'analyse de chaque terme, constituant la contrainte pour chaque température d'essai, est nécessaire. Ces coefficients obtenus pour différentes températures seront utilisés par la suite dans le modèle implémenté sous le logiciel Abaqus afin de déterminer le champ de contrainte et de déformation des outillages de forge.

Les essais de fatigue oligocyclique isotherme ont permis d'identifier les paramètres de la loi de comportement, mais également les paramètres de la loi d'endommagement de Lemaître. Cette étude montre que la tenue en fatigue de l'acier à outil, à température ambiante, est supérieure à celle du rechargement pour différentes déformations plastiques. A partir de 300°C, la tenue en fatigue du rechargement en stellite-6 est nettement plus élevée que celle de l'acier et ceci d'autant plus que les déformations plastiques sont faibles. L'identification des paramètres de la loi d'endommagement de Lemaître a été effectuée pour l'acier Z38CDV5 à partir des essais oligocycliques isothermes à déformation plastique imposée. L'identification des paramètres de la loi d'endommagement du Stellite-6 a été partielle. Seuls les paramètres qui correspondent à l'évolution du nombre de cycle à la rupture en fonction de la déformation plastique imposée ont été identifiés. Ces paramètres correspondent à la loi de Manson-Coffin dans les conditions isothermes. Les paramètres obtenus pour les deux matériaux étudiés dépendent fortement de la température d'essai. Lorsque la température au niveau de l'outil évolue fortement au cours du cycle de forgeage, le modèle choisi n'est plus utilisable. Le choix d'un modèle permettant de s'affranchir de la dépendance de ces paramètres de la température est nécessaire.

L'étude qualitative et quantitative de la micro structure révèle la présence de différents types de carbures dans la zone interdendritique expliquant la dureté importante de la stellite mais aussi sa fragilité. L'analyse des faciès de rupture montre une rupture majoritairement fragile amorcée dans la zone interdendritique.

PARTIE 4. INTEGRATION DE LA LOI DE COMPORTEMENT

4.1. Introduction

La loi de comportement, définie dans le chapitre précédent, permettra de quantifier les états de contraintes et de déformations des outils de forgeage à chaud à partir des sollicitations auxquels ils sont exposés (pressions mécaniques, flux de chaleur). Les codes de calcul tels que DEFORM, FORGE 3, ABAQUS ne possèdent pas ce modèle de comportement identifié dans leurs bibliothèques, néanmoins, elles offrent la possibilité d'implémenter de nouveaux modèles via des routines.

Ce chapitre est consacré à l'intégration du modèle de comportement suivant les schémas explicite et implicite. Les algorithmes des deux intégrations explicite et implicite, utilisés pour les implémentations numériques via les routines UMAT et VUMAT, sont ensuite présentés. La validation de ces intégrations numériques est effectuée à travers des cas tests de chargement cyclique isotherme et anisotherme.

Avant d'aborder les deux schémas d'intégration, il est nécessaire de rappeler que ces deux intégrations sont valables dans le cas des petites déformations. Cette hypothèse permet de faciliter l'implémentation, vu que l'effet de rotation de l'élément au cours du calcul par la méthode des éléments finis n'est pas pris en compte. Cette simplification est justifiée car les déformations au niveau des outillages de forge restent assez faibles lors des opérations de forgeage.

Ces dernières années, plusieurs travaux d'intégration de loi de comportement sont également menés dans le but d'optimiser numériquement les procédés de fabrication et de mise en forme. Les intégrations de modèle d'élasto-visco-plasticité avec écrouissage mixte (isotrope et cinématique) tenant en compte du couplage comportement-endommagement ainsi que du couplage thermomécanique sont de plus en plus développés dans le but de prendre en compte les différents phénomènes mis en jeu dans les procédés de fabrication [LES-03].

4.2. Schéma explicite

La méthode utilisée dans cette partie est celle d'Euler vers l'avant de premier ordre (*first-order forward Euler explicit integration scheme*). L'avantage majeur de cette méthode est sa simplicité. Cependant le schéma explicite présente plusieurs inconvénients à prendre en considération. D'une part il est inconditionnellement stable, la précision de l'intégration

dépend du pas du temps choisi Δt et la raison la plus importante que la condition d'écoulement n'est pas assurée à la fin du pas de temps, ce qui provoque la dérive de la solution après des nombreux pas de temps [FIO-04]. On suppose en premier temps que le comportement est purement élastique. On calcule la valeur de la fonction seuil f_{n+1} à la fin de l'incrément de temps, si cette fonction est négative l'hypothèse de comportement élastique est vérifiée. Sinon on réalise une correction plastique suivant la méthode de retour radial.

4.2.1. Prédiction élastique :

La contrainte d'essai en prédiction élastique est calculée en fonction de l'incrément de la déformation totale en supposant qu'il soit purement élastique d'après [ABA-93]. L'incrément de la contrainte d'essai est calculé à partir des équations d'élasticité anisotherme et de la répartition de la déformation qui s'écrivent comme suit :

$$\underline{\sigma} = \lambda(T)tr(\underline{\varepsilon}^{el})\underline{I} + 2\mu(T)\underline{\varepsilon}^{el} \quad (4.1)$$

$$\underline{\varepsilon}^{el} = \underline{\varepsilon} - \underline{\varepsilon}^{pl} - \alpha(T)(T - T_{ref})\underline{I} \quad (4.2)$$

Avec :

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \quad \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \text{et } T_{ref} : \text{ la température de référence.}$$

La dérivée de Jaumann dans le référentiel corotationnel de l'équation précédente donne :

$$\dot{\underline{\sigma}} = \lambda tr(\dot{\underline{\varepsilon}}^{el})\underline{I} + 2\mu\dot{\underline{\varepsilon}}^{el} + \dot{\lambda}tr(\underline{\varepsilon}^{el})\underline{I} + 2\dot{\mu}\underline{\varepsilon}^{el} \quad (4.3)$$

Avec :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}^{el} = \dot{\underline{\varepsilon}} - \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \dot{\alpha}T\underline{I} - \alpha\dot{T}\underline{I} \quad (4.4)$$

L'intégration dans le référentiel corotationnel de l'équation précédente donne :

$$\Delta\underline{\sigma} = \lambda tr(\Delta\underline{\varepsilon}^{el})\underline{I} + 2\mu\Delta\underline{\varepsilon}^{el} + \Delta\lambda tr(\underline{\varepsilon}^{el})\underline{I} + 2\Delta\mu\underline{\varepsilon}^{el} \quad (4.5)$$

Avec :

$$\Delta\underline{\varepsilon}^{el} = \Delta\underline{\varepsilon} - \Delta\underline{\varepsilon}^{pl} - \Delta\alpha T_n\underline{I} - \alpha\Delta T\underline{I} \quad (4.6)$$

Or l'incrément de la déformation plastique est supposé nul en prédiction élastique ce qui permet de simplifier l'expression de l'incrément de déformation élastique. L'écriture, sous forme incrémentale de la contrainte d'essai, est donnée comme suit :

$$\underline{\sigma}_{n+1}^* = \underline{\sigma}_n + \Delta\underline{\sigma} \quad (4.7)$$

Avec :

$$\Delta\underline{\sigma} = \lambda tr(\Delta\underline{\varepsilon}^{el})\underline{I} + 2\mu\Delta\underline{\varepsilon}^{el} + \Delta\lambda tr(\underline{\varepsilon}_n^{el})\underline{I} + 2\Delta\mu\underline{\varepsilon}_n^{el} ;$$

$$\underline{\varepsilon}_n^{el} = \underline{\varepsilon}_n - \underline{\varepsilon}_n^{pl} - \alpha(T_n - T_{ref})\underline{I} ;$$

$$\Delta\underline{\varepsilon}^{el} = \Delta\underline{\varepsilon} - \Delta\alpha T_n \underline{I} - \alpha\Delta T \underline{I}.$$

4.2.2. Vérification de la condition d'écoulement plastique :

L'incrément de déformation viscoplastique est calculé en fonction de $f(\underline{\sigma}_{n+1}^*, \underline{X}_n, R_n)$.

L'écoulement viscoplastique se produit si cette fonction est positive sinon la contrainte de prédiction d'essai est purement élastique.

$$f_{n+1}(\underline{\sigma}_{n+1}^*, \underline{X}_n, R_n) = J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_n) - R_n - \sigma_y \quad (4.8)$$

$$\text{Avec : } J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_n) = \left[\frac{3}{2} (\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_n) : (\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_n) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (4.9)$$

4.2.3. Calcul de l'incrément de déformation plastique cumulée :

Si la condition d'écoulement viscoplastique est satisfaite, l'incrément de la déformation plastique cumulée peut être alors calculé en utilisant l'expression suivante :

$$\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} = \phi(\underline{\sigma}_{n+1}^*, \underline{X}_n, R_n) \Delta t \quad (4.10)$$

Avec :

$$\phi(\underline{\sigma}_{n+1}^*, \underline{X}_n, R_n) = \left(\frac{f_{n+1}(\underline{\sigma}_{n+1}^*, \underline{X}_n, R_n)}{K} \right)^n \quad (4.11)$$

La déformation plastique cumulée à la fin de l'incrément de calcul est calculée comme suit :

$$\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \bar{\varepsilon}_n^{pl} + \Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.12)$$

4.2.4. Calcul des contraintes en cas d'écoulement viscoplastique :

En cas d'écoulement viscoplastique le tenseur des déformations élastiques en fin d'incrément de calcul est exprimé comme suit :

$$\underline{\varepsilon}_{n+1}^{el} = \underline{\varepsilon}_n^{el} + \Delta\underline{\varepsilon}^{el} = \underline{\varepsilon}_n^{el} + \Delta\underline{\varepsilon} - \Delta\alpha T_n \underline{I} - \alpha\Delta T \underline{I} - \Delta\underline{\varepsilon}^{pl} \quad (4.13)$$

En substituant l'équation (4.13) dans l'équation(4.1), la contrainte à la fin de l'incrément de calcul s'écrit :

$$\underline{\sigma}_{n+1} = \lambda tr(\underline{\varepsilon}_n^{el} + \Delta\underline{\varepsilon} - \Delta\alpha T_n \underline{I} - \alpha\Delta T \underline{I} - \Delta\underline{\varepsilon}^{pl}) \underline{I} + 2\mu(\underline{\varepsilon}_n^{el} + \Delta\underline{\varepsilon} - \Delta\alpha T_n \underline{I} - \alpha\Delta T \underline{I} - \Delta\underline{\varepsilon}^{pl}) \quad (4.14)$$

On séparant les termes dépendant de l'incrément de la déformation plastique on obtient :

$$\begin{aligned} \underline{\sigma}_{n+1} &= \lambda tr(\underline{\varepsilon}_n^{el} + \Delta\underline{\varepsilon} - \Delta\alpha T_n \underline{I} - \alpha\Delta T \underline{I}) \underline{I} + 2\mu(\underline{\varepsilon}_n^{el} + \Delta\underline{\varepsilon} - \Delta\alpha T_n \underline{I} - \alpha\Delta T \underline{I}) \\ &\quad - \lambda tr(\Delta\underline{\varepsilon}^{pl}) \underline{I} - 2\mu\Delta\underline{\varepsilon}^{pl} \end{aligned} \quad (4.15)$$

Or la déformation plastique se fait par glissement sans changement de volume, de ce fait on a :

$$tr(\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}) = 0 \quad (4.16)$$

En tenant compte de l'équation précédente, l'équation (4.15) peut alors être simplifiée comme suit :

$$\underline{\underline{\sigma}}_{n+1} = \lambda tr(\underline{\underline{\varepsilon}}_n^{el} + \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - \Delta \alpha T_n \underline{\underline{I}} - \alpha \Delta T \underline{\underline{I}}) \underline{\underline{I}} + 2\mu (\underline{\underline{\varepsilon}}_n^{el} + \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - \Delta \alpha T_n \underline{\underline{I}} - \alpha \Delta T \underline{\underline{I}}) - 2\mu \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} \quad (4.17)$$

L'équation de la contrainte à la fin de l'incrément de calcul en cas d'écoulement viscoplastique est composée de deux termes. Le premier terme est celui de la contrainte d'essai $\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* = \lambda tr(\underline{\underline{\varepsilon}}_n^{el} + \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - \Delta \alpha T_n \underline{\underline{I}} - \alpha \Delta T \underline{\underline{I}}) \underline{\underline{I}} + 2\mu (\underline{\underline{\varepsilon}}_n^{el} + \Delta \underline{\underline{\varepsilon}} - \Delta \alpha T_n \underline{\underline{I}} - \alpha \Delta T \underline{\underline{I}})$ et le second est celui de la correction plastique. L'équation (4.17) peut alors s'écrire comme suit :

$$\underline{\underline{\sigma}}_{n+1} = \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* - 2\mu \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} \quad (4.18)$$

L'écriture sous forme incrémentale de l'expression de la vitesse de déformation plastique est donnée par l'équation suivante :

$$\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} = \Delta \bar{\varepsilon}^{pl} \underline{\underline{n}} = \Delta \bar{\varepsilon}^{pl} \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* - \underline{\underline{X}}_n}{J_2(\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* - \underline{\underline{X}}_n)} \quad (4.19)$$

En substituant l'équation (4.19) dans celle (4.18) on obtient :

$$\underline{\underline{\sigma}}_{n+1} = \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* - 3\mu \Delta \bar{\varepsilon}^{pl} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* - \underline{\underline{X}}_n}{J_2(\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* - \underline{\underline{X}}_n)} \quad (4.20)$$

L'équation précédente ne permet pas de calculer directement la contrainte car la normale à la surface d'écoulement plastique est exprimée en fonction du même terme. De ce fait, la démarche suivante permettra d'exprimer cette normale en fonction de la contrainte d'essai.

En décomposant le tenseur de contrainte en une partie déviatorique et une partie sphérique de l'équation (4.18) on obtient :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* + \frac{1}{3} \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* : \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} &= \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* + \frac{1}{3} \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* : \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} - 2\mu \Delta \bar{\varepsilon}^{pl} \underline{\underline{n}} \\ &= \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* + \frac{1}{3} \left((\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* + 2\mu \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}) : \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} \right) \underline{\underline{I}} - 2\mu \Delta \bar{\varepsilon}^{pl} \underline{\underline{n}} \\ &= \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* + \frac{1}{3} \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^* : \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} + \frac{2}{3} \mu \Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} : \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} - 2\mu \Delta \bar{\varepsilon}^{pl} \underline{\underline{n}} \end{aligned}$$

Or la déformation viscoplastique se fait par glissement sans changement de volume, cela permet d'écrire alors :

$$\Delta \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} : \underline{\underline{I}} = 0$$

L'équation précédente permet alors de simplifier celle d'avant comme suit :

$$\underline{\sigma}'_{n+1} = \underline{\sigma}^*_{n+1} - 2\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}\underline{n} \quad (4.21)$$

Seule la partie déviatorique du tenseur est affectée par le retour radial. La correction plastique n'a pas d'effet sur la partie sphérique du tenseur de contrainte.

La contrainte équivalente peut être alors calculée à partir de l'équation précédente.

$$\begin{aligned} (\underline{\sigma}'_{n+1} - \underline{X}_n) : (\underline{\sigma}'_{n+1} - \underline{X}_n) &= (\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n - 2\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}\underline{n}) : (\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n - 2\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}\underline{n}) \\ &= (\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n) : (\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n) + 4(\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl})^2 \underline{n} : \underline{n} - 4\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} (\underline{\sigma}'_{n+1} - \underline{X}_n) : \underline{n} - 8(\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl})^2 \underline{n} : \underline{n} \end{aligned} \quad (4.22)$$

Or

$$\underline{n} : \underline{n} = \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n)}{J_2(\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n)} : \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n)}{J_2(\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n)} = \frac{3}{2} \frac{\frac{3}{2}(\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n) : (\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n)}{(J_2(\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n))^2} = \frac{3}{2} \quad (4.23)$$

En utilisant le résultat de l'équation précédente dans celle d'avant on obtient :

$$(\underline{\sigma}'_{n+1} - \underline{X}_n) : (\underline{\sigma}'_{n+1} - \underline{X}_n) = (\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n) : (\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n) - 6(\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl})^2 - 4\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} (\underline{\sigma}'_{n+1} - \underline{X}_n) : \underline{n} \quad (4.24)$$

En multipliant de part et d'autre par 3/2 l'équation précédente et en la réarrangeant on obtient :

$$(J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_n))^2 + 6\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_n) + (3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl})^2 = (J_2(\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n))^2 \quad (4.25)$$

Cela permet donc d'écrire :

$$\sigma_{e_{n+1}} = \sigma^*_{e_{n+1}} - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.26)$$

En remplaçant \underline{n} et par son expression dans l'équation (4.21) on obtient :

$$\underline{\sigma}'_{n+1} = \underline{\sigma}^*_{n+1} - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \frac{\underline{\sigma}'_{n+1}}{\sigma_{e_{n+1}}} + 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \frac{\underline{X}_n}{\sigma_{e_{n+1}}}$$

L'expression de $\underline{\sigma}'$ en fonction de $\underline{\sigma}^*$ est donnée par la fonction suivante :

$$\underline{\sigma}'_{n+1} = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_{e_{n+1}} + 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}} \right) \underline{\sigma}^*_{n+1} + \left(\frac{3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}}{\sigma_{e_{n+1}} + 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}} \right) \underline{X}_n \quad (4.27)$$

En substituant l'expression de $\sigma_{e_{n+1}}$ de l'équation (4.26) dans l'équation précédente on obtient :

$$\underline{\sigma}'_{n+1} = \underline{\sigma}^*_{n+1} - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \left(\frac{\underline{\sigma}^*_{n+1} - \underline{X}_n}{\sigma^*_{e_{n+1}}} \right) \quad (4.28)$$

En comparant les équations (4.21) et (4.28) la normale à la surface d'écoulement peut être alors exprimée comme suit :

$$\underline{n} = \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_n)}{J_2(\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_n)} = \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_n)}{J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_n)} \quad (4.29)$$

En substituant l'équation (4.29) dans (4.20) l'expression de la contrainte à la fin de l'incrément de calcul en cas d'écoulement plastique peut être alors exprimée comme suit :

$$\underline{\sigma}_{n+1} = \underline{\sigma}_{n+1}^* - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \left(\frac{\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_n}{J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_n)} \right) \quad (4.30)$$

Les composantes du tenseur de déformation viscoplastique à la fin de l'incrément de calcul sont calculées comme suit :

$$\underline{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \underline{\varepsilon}_n^{pl} + \Delta\underline{\varepsilon}^{pl} \quad (4.31)$$

Avec :

$$\Delta\underline{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \underline{n}_{n+1} \quad (4.32)$$

Les composantes du tenseur de déformation thermique à la fin de l'incrément de calcul sont calculées comme suit :

$$\underline{\varepsilon}_{n+1}^{th} = (\alpha(T_n - T_{ref}) + \alpha\Delta T) \underline{I}$$

4.2.5. Actualisation des termes des écrouissages isotrope et cinématique :

Les termes des écrouissages sont intégrés selon la méthode explicite d'Euler.

Intégration de $R(\bar{\varepsilon}^{pl})$:

$$R(\bar{\varepsilon}^{pl}) = Q \left(1 - e^{(-b\bar{\varepsilon}^{pl})} \right) = Q - Qe^{(-b\bar{\varepsilon}^{pl})} \quad (4.33)$$

$$\dot{R}(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \frac{dR}{dt} = \frac{dR}{d\bar{\varepsilon}^{pl}} \frac{d\bar{\varepsilon}^{pl}}{dt} = bQe^{(-b\bar{\varepsilon}^{pl})} \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} \quad (4.34)$$

$$\Delta R = b(Q - R_n) \Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.35)$$

$$R_{n+1} = R_n + \Delta R \quad \text{avec: } R(0) = 0 \quad (4.36)$$

Intégration de $\gamma(\bar{\varepsilon}^{pl})$:

$$\gamma(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \gamma_s + (\gamma_0 - \gamma_s) e^{(-\beta\bar{\varepsilon}^{pl})} \quad (4.37)$$

$$\dot{\gamma}(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \frac{d\gamma}{d\bar{\varepsilon}^{pl}} \frac{d\bar{\varepsilon}^{pl}}{dt} = -\beta(\gamma_0 - \gamma_s) e^{(-\beta\bar{\varepsilon}^{pl})} \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} \quad (4.38)$$

$$\Delta\gamma = \beta(\gamma_s - \gamma_n)\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.39)$$

$$\gamma_{n+1} = \gamma_n + \Delta\gamma \quad \text{avec : } \gamma(0) = \gamma_0 \quad (4.40)$$

Intégration de $\underline{\alpha}(\bar{\varepsilon}^{pl})$:

$$\dot{\underline{\alpha}}(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \gamma(\bar{\varepsilon}^{pl})\underline{\alpha}\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} \quad (4.41)$$

$$\Delta\underline{\alpha} = \Delta\underline{\varepsilon}^{pl} - \gamma_n\underline{\alpha}_n\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.42)$$

$$\underline{\alpha}_{n+1} = \underline{\alpha}_n + \Delta\underline{\alpha} \quad \text{avec : } \underline{\alpha}(0) = 0 \quad (4.43)$$

Intégration de $\underline{X}(\bar{\varepsilon}^{pl})$:

$$\dot{\underline{X}}(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \frac{2}{3}C_1\dot{\underline{\alpha}} + \frac{2}{3}C_2\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} \quad (4.44)$$

$$\begin{aligned} \frac{d\underline{X}}{dt} &= \frac{2}{3}C_1\dot{\underline{\alpha}} + \frac{2}{3}C_2\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} = \frac{2}{3}C_1(\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \gamma(\bar{\varepsilon}^{pl})\underline{\alpha}\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}) + \frac{2}{3}C_2\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} \\ &= \frac{2}{3}(C_2 + C_1)\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \frac{2}{3}C_1\gamma(\bar{\varepsilon}^{pl})\underline{\alpha}\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} \end{aligned} \quad (4.45)$$

$$\Delta\underline{X} = \frac{2}{3}(C_2 + C_1)\Delta\underline{\varepsilon}^{pl} - \frac{2}{3}C_1\gamma_n\underline{\alpha}_n\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.46)$$

$$\underline{X}_{n+1} = \underline{X}_n + \Delta\underline{X} \quad \text{avec : } \underline{X}(0) = 0 \quad (4.47)$$

4.2.6. Algorithme d'intégration explicite:

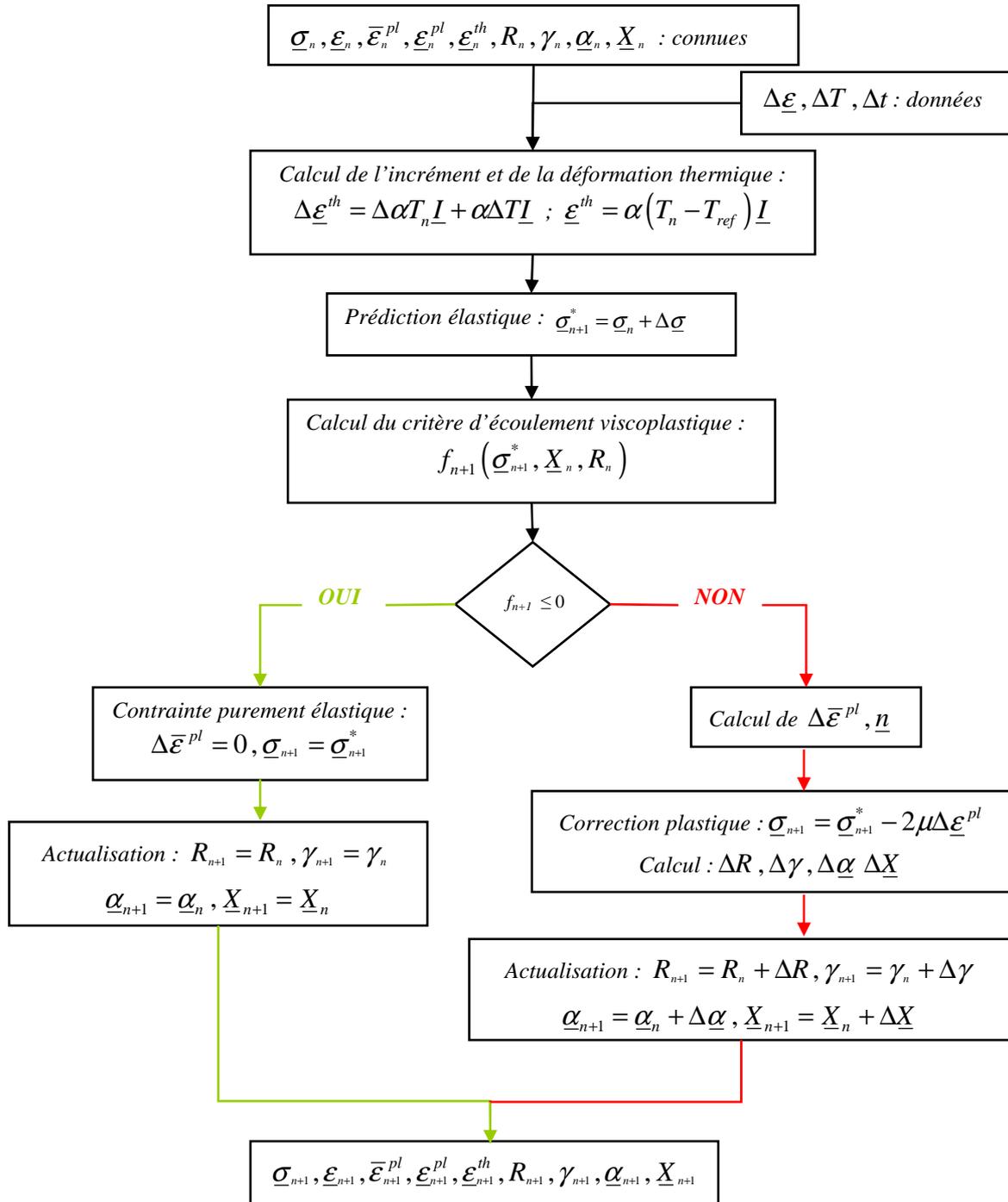


Figure 4.1. Organigramme du schéma d'intégration explicite du modèle de comportement.

4.3. Schéma implicite

Dans cette partie, on utilisera la méthode implicite d'Euler (*Implicit Backward Euler integration*). L'avantage de cette méthode c'est qu'elle est inconditionnellement stable.

On suppose en premier temps que le comportement est purement élastique. On calcul la valeur de la fonction seuil f_{n+1} à la fin de l'incrément de temps, si cette fonction est négative l'hypothèse de comportement élastique est vérifiée. Sinon on réalise une correction plastique suivant la méthode de retour radial. Cette correction consiste à corriger par un processus itératif les valeurs des variables internes ainsi que les différents variables observables afin de satisfaire le critère.

4.3.1. Prédiction élastique :

La contrainte d'essai en prédiction élastique est calculée de la même manière qu'on schéma explicite. Elle est exprimée par l'équation (4.7) présentée comme suit.

$$\underline{\sigma}_{n+1}^* = \underline{\sigma}_n + \Delta \underline{\sigma}$$

Avec :

$$\Delta \underline{\sigma} = \lambda \text{tr}(\Delta \underline{\varepsilon}^{el}) \underline{I} + 2\mu \Delta \underline{\varepsilon}^{el} + \Delta \lambda \text{tr}(\underline{\varepsilon}_n^{el}) \underline{I} + 2\Delta \mu \underline{\varepsilon}_n^{el} ;$$

$$\underline{\varepsilon}_n^{el} = \underline{\varepsilon}_n - \underline{\varepsilon}_n^{pl} - \alpha (T_n - T_{ref}) \underline{I} ;$$

$$\Delta \underline{\varepsilon}^{el} = \Delta \underline{\varepsilon} - \Delta \alpha T_n \underline{I} - \alpha \Delta T \underline{I} .$$

La contrainte d'essai en prédiction élastique peut être écrite d'une façon plus succincte comme suit :

$$\underline{\sigma}_{n+1}^* = \underline{\sigma}_n + \underline{\underline{C}} : \Delta \underline{\varepsilon}^{el} + \Delta \underline{\underline{C}} : \underline{\varepsilon}_n^{el}$$

Avec :

$$\underline{\underline{C}} = \lambda \underline{I} \underline{I} + 2\mu \underline{I} \text{ en écriture indicielle : } \mathbb{C}_{ijkl} = \lambda \delta_{ij} \delta_{kl} + 2\mu \delta_{ik} \delta_{jl}$$

$$\Delta \underline{\underline{C}} = \Delta \lambda \underline{I} \underline{I} + 2\Delta \mu \underline{I} \text{ en écriture indicielle : } \Delta \mathbb{C}_{ijkl} = \Delta \lambda \delta_{ij} \delta_{kl} + 2\Delta \mu \delta_{ik} \delta_{jl}$$

4.3.2. Correction plastique en cas d'écoulement viscoplastique :

Lorsque l'écoulement viscoplastique se produit, la contrainte d'essai se trouve en dehors de la surface d'écoulement plastique. Les contraintes sont alors actualisées en effectuant une correction plastique qui a pour but de les ramener sur la surface l'écoulement. Dans l'espace des contraintes déviatoriques, l'ellipse de Von Mises présentée dans le repère des contraintes planes devient un cercle, voir la Figure 4.2. Dans ce cas, le terme de la correction plastique est

toujours dirigé vers le centre de la surface d'écoulement du fait de la condition de normalité. Pour cette raison cette technique est connue sous le nom de la méthode de retour radial.

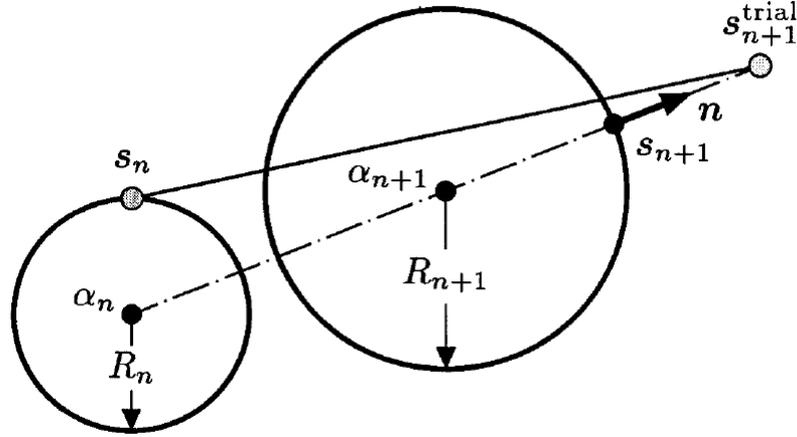


Figure 4.2. Interprétation géométrique du retour radial en cas de comportement visoplastique avec écrouissage isotrope et cinématique, d'après [SIM-98].

En cas d'écoulement viscoplastique, la contrainte à la fin de l'incrément de calcul est exprimée en fonction de la contrainte d'essai et de l'incrément de la déformation plastique cumulée de la même manière qu'en intégration explicite. Elle est exprimée par l'équation (4.30). En revanche, l'intégration implicite permet de calculer l'incrément de la déformation plastique cumulée tout en respectant la condition d'écoulement.

$$\underline{\sigma}_{n+1} = \underline{\sigma}_{n+1}^* - 3\mu\Delta\bar{\epsilon}_{n+1}^{pl} \left(\frac{\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}}{J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1})} \right)$$

4.3.3. Calcul de l'incrément de déformation plastique cumulée:

Si la condition d'écoulement viscoplastique est satisfaite, l'incrément de déformation plastique cumulée peut être alors calculé. Son expression est donnée par l'équation de la vitesse de déformation plastique cumulée écrite sous forme incrémentale comme suit :

$$\Delta\bar{\epsilon}_{n+1}^{pl} = \phi(\underline{\sigma}_{n+1}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1}) \Delta t \quad (4.48)$$

Avec :

$$\phi(\underline{\sigma}_{n+1}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1}) = \left(\frac{f(\underline{\sigma}_{n+1}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1})}{K} \right)^n \quad (4.49)$$

En tenant compte de la correction plastique exprimée par l'équation (4.30) la contrainte à la fin de l'incrément d'essai peut être alors exprimée en fonction de la contrainte d'essai et de

l'incrément de déformation plastique cumulé. Cela permet alors d'écrire l'équation précédente comme suit :

$$\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \phi \left(\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1} \right) \Delta t \quad (4.50)$$

Avec :

$$\phi \left(\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1} \right) = \left(\frac{f_{n+1}(\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1})}{K} \right)^n \quad (4.51)$$

L'équation (4.50) peut être écrite sous une forme convenable à la méthode de résolution itérative de Newton en instruisant la fonction $\psi(\Delta \bar{\varepsilon}^{pl}, \underline{X}, R)$ comme suit. Cette méthode permet de calculer d'une façon itérative $\Delta \bar{\varepsilon}^{pl}$ pour laquelle la fonction $\psi(\Delta \bar{\varepsilon}^{pl}, \underline{X}, R) = 0$ et donc vérifiant l'équation (4.50).

$$\psi \left(\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1} \right) = \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} - \phi \left(\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}, \underline{X}_{n+1}, R_{n+1} \right) \Delta t \quad (4.52)$$

En utilisant la méthode de Newton on peut écrire alors :

$$\psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta \bar{\varepsilon}^{pl}} d\Delta \bar{\varepsilon}^{pl} + \frac{\partial \psi}{\partial \underline{X}} : d\underline{X} + \frac{\partial \psi}{\partial R} dR = 0 \quad (4.53)$$

Les différentes dérivées partielles peuvent être écrites comme suit :

$$\frac{\partial \psi}{\partial \Delta \bar{\varepsilon}^{pl}} = 1 - \frac{\partial \phi}{\partial \Delta \bar{\varepsilon}^{pl}} \Delta t = 1 - \phi_{\Delta \bar{\varepsilon}^{pl}} \Delta t$$

$$\frac{\partial \psi}{\partial \underline{X}} = \frac{\partial \psi}{\partial \sigma_e} \frac{\partial \sigma_e}{\partial \underline{X}} = - \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_e} \frac{\partial \sigma_e}{\partial \underline{X}} \Delta t = \phi_{\sigma_e} n \Delta t$$

$$\frac{\partial \psi}{\partial R} = - \frac{\partial \phi}{\partial R} \Delta t = - \phi_R \Delta t$$

En substituant les résultats des dérivées partielles précédentes dans l'équation (4.53) on obtient :

$$\Delta \bar{\varepsilon}^{pl} - \phi \Delta t + \left(1 - \phi_{\Delta \bar{\varepsilon}^{pl}} \Delta t \right) d\Delta \bar{\varepsilon}^{pl} + \phi_{\sigma_e} \Delta t \underline{n} : d\underline{X} + \left(-\phi_R \Delta t \right) dR = 0 \quad (4.54)$$

- **Calcul de dR et $d\underline{X}$:**

$$R(\bar{\varepsilon}^{pl}) = Q \left(1 - e^{(-b\bar{\varepsilon}^{pl})} \right)$$

$$\dot{R}(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \frac{dR}{dt} = \frac{dR}{d\bar{\varepsilon}^{pl}} \frac{d\bar{\varepsilon}^{pl}}{dt} = bQe^{(-b\bar{\varepsilon}^{pl})} \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}$$

$$dR = (Q - R) b d\bar{\varepsilon}^{pl}$$

$$\dot{\underline{X}}(\bar{\varepsilon}^{pl}) = \frac{2}{3} C_1 \dot{\underline{\alpha}} + \frac{2}{3} C_2 \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} = \frac{2}{3} C_1 \left(\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl} - \gamma \underline{\alpha} \dot{\bar{\varepsilon}}^{pl} \right) + \frac{2}{3} C_2 \dot{\underline{\varepsilon}}^{pl}$$

$$d\underline{X} = \frac{2}{3}(C_1 + C_2)d\underline{\varepsilon}^{pl} - \frac{2}{3}C_1\underline{\gamma}\underline{\alpha}d\bar{\varepsilon}^{pl}$$

Du fait que $d\bar{\varepsilon}^{pl}$ est supposé comme étant un incrément infinitésimal de $\bar{\varepsilon}^{pl}$ cela permet d'écrire :

$$d\bar{\varepsilon}^{pl} = d\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}$$

Et donc :

$$dR = (Q - R)bd\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.55)$$

Et

$$d\underline{X} = \frac{2}{3}((C_1 + C_2)\underline{n} - C_1\underline{\gamma}\underline{\alpha})d\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \quad (4.56)$$

En substituant les expressions de dR et $d\underline{X}$ dans l'équation (4.54) on obtient :

$$\begin{aligned} \Delta\bar{\varepsilon}^{pl} - \phi\Delta t + (1 - \phi_{\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}}\Delta t)d\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} + -\phi_R\Delta t(Q - R)bd\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} \\ + \phi_{\sigma_e}\Delta t \underline{n} : \left(\frac{2}{3}(C_1 + C_2)\underline{n} - \frac{2}{3}C_1\underline{\gamma}\underline{\alpha} \right) d\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} = 0 \end{aligned}$$

En développant l'équation précédente on obtient :

$$d\Delta\bar{\varepsilon}^{pl} = \frac{\phi - \frac{\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}}{\Delta t}}{\left(\frac{1}{\Delta t} - \phi_{\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}} + \left((C_1 + C_2) - \frac{2}{3}C_1\underline{\gamma}\underline{n} : \underline{\alpha} \right) \phi_{\sigma_e} - \phi_R(Q - R)b \right)} \quad (4.57)$$

Calcul de la fonction ϕ et de ces dérivées partielles :

En substituant l'expression de la contrainte équivalente donnée par l'équation (4.26) dans l'équation (4.49) on obtient :

$$\phi = \left(\frac{f(\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pli}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i)}{K} \right)^n = \left(\frac{J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}^i) - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pli} - R_{n+1}^i - \sigma_y}{K} \right)^n \quad (4.58)$$

$$\phi_{\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}} = \frac{n}{K} \left(\frac{f(\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pli}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i)}{K} \right)^{n-1} \frac{\partial \left(J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}^i) - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pli} - R_{n+1}^i - \sigma_y \right)}{\partial \Delta\bar{\varepsilon}_k^{pl}}$$

$$\phi_{\Delta\bar{\varepsilon}^{pl}} = -3\mu n \frac{\left(f(\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pli}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i) \right)^{n-1}}{K^n} \quad (4.59)$$

$$\phi_{\sigma_e} = \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_e} = \frac{n}{K} \left(\frac{f(\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pli}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i)}{K} \right)^{n-1} \frac{\partial \left(J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}^i) - 3\mu\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pli} - R_{n+1}^i - \sigma_y \right)}{\partial \sigma_e}$$

$$\phi_{\sigma_e} = \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_e} = n \frac{\left(f(\Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl i}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i) \right)^{n-1}}{K^n} \quad (4.60)$$

$$\begin{aligned} \phi_R &= \frac{\partial \phi}{\partial R} = \frac{n}{K} \left(\frac{f(\Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl i}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i)}{K} \right)^{n-1} \frac{\partial \left(J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}^i) - 3\mu \Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl} - R_{n+1}^i - \sigma_y \right)}{\partial R} \\ \phi_R &= -n \frac{\left(f(\Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl i}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i) \right)^{n-1}}{K^n} \end{aligned} \quad (4.61)$$

En substituant l'expression de ϕ (4.58) et de ces dérivées partielles (4.59), (4.60) et (4.61) dans l'équation (4.57) on obtient :

$$d\Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl i+1} = \frac{\left(\frac{f(\Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl i}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i)}{K} \right)^n - \frac{\Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl i}}{\Delta t}}{\left(\frac{1}{\Delta t} + \left(3\mu + C_1 + C_2 - \frac{2}{3} C_1 \gamma_{n+1}^j n : \underline{\alpha}_{n+1}^i + (Q - R_{n+1}^i) b \right) n \frac{\left(f(\Delta \bar{\epsilon}_{n+1}^{pl i}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i) \right)^{n-1}}{K^n} \right)} \quad (4.62)$$

L'incrément de la déformation plastique cumulée est calculé d'une façon itérative jusqu'à la convergence, voir la Figure 3.4. La valeur de cet incrément à la fin de l'incrément de calcul correspond à la solution de la fonction $\psi(\Delta \bar{\epsilon}^{pl}, \underline{X}, R)$. L'expression itérative de cet incrément est donnée par l'équation suivante.

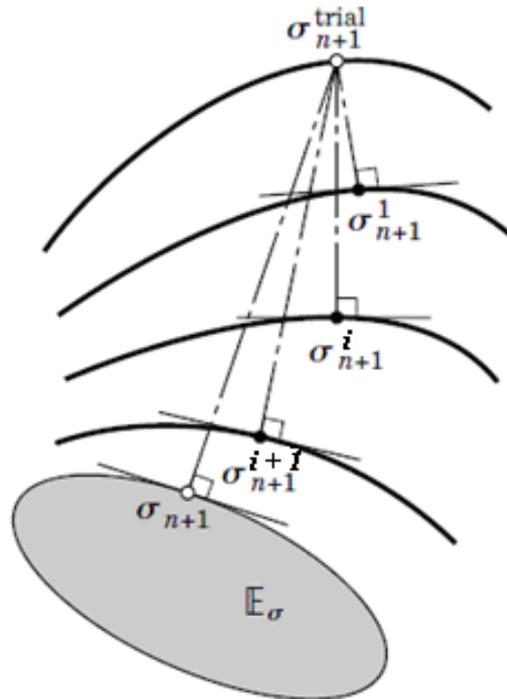


Figure 4.3. Interprétation géométrique du schéma de retour implicite d'Euler dans l'espace des contraintes pour le cas de la plasticité associée, d'après [SIM-98].

$$\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1} = \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i} + d\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1} \quad (4.63)$$

$$d\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1} = \frac{\left(\frac{f(\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i)}{K} \right)^n - \frac{\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i}}{\Delta t}}{\left(\frac{1}{\Delta t} + \left(3\mu + C_1 + C_2 - \frac{2}{3} C_1 \gamma_{n+1}^i n : \underline{\alpha}_{n+1}^i + (Q - R_{n+1}^i) b \right) n \frac{\left(f(\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i}, \underline{X}_{n+1}^i, R_{n+1}^i) \right)^{n-1}}{K^n} \right)} \quad (4.64)$$

Le calcul itératif de l'incrément de déformation plastique cumulée est effectué jusqu'à ce que la valeur du résidu présentée par l'équation suivante soit inférieure à la tolérance.

$$Res = \left| \phi - \frac{\Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1}}{\Delta t} \right| \leq \text{tolérance} \quad (4.65)$$

4.3.4. Calcul des termes d'écrouissages:

Les termes d'écrouissage isotrope et cinématique sont actualisés pendant le calcul itératif. L'intégration de ces termes se fait de la même manière qu'en intégration explicite (intégration explicite d'Euler) sauf qu'ils sont en fonction de l'incrément d'itération k .

- **Intégration de $R(\bar{\varepsilon}^{pl})$:**

$$\Delta R = b(Q - R_n) \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1}$$

$$R_{n+1}^{i+1} = R_n + \Delta R \quad \text{avec : } R(0) = 0$$

- **Intégration de $\gamma(\bar{\varepsilon}^{pl})$:**

$$\Delta \gamma = \beta(\gamma_s - \gamma_n) \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1}$$

$$\gamma_{n+1}^{i+1} = \gamma_n + \Delta \gamma \quad \text{avec : } \gamma(0) = \gamma_0$$

- **Intégration de $\underline{\alpha}(\bar{\varepsilon}^{pl})$:**

$$\Delta \underline{\alpha} = \Delta \underline{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1} - \gamma_{n+1}^i \underline{\alpha}_{n+1}^i \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1}$$

$$\underline{\alpha}_{n+1}^{i+1} = \underline{\alpha}_n + \Delta \underline{\alpha} \quad \text{avec : } \underline{\alpha}(0) = 0$$

- **Intégration de $\underline{X}(\bar{\varepsilon}^{pl})$:**

$$\Delta \underline{X} = \frac{2}{3}(C_2 + C_1) \Delta \underline{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1} - \frac{2}{3} C_1 \gamma_{n+1}^j \underline{\alpha}_{n+1}^j \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl i+1}$$

$$\underline{X}_{n+1}^{i+1} = \underline{X}_n + \Delta \underline{X} \quad \text{avec : } \underline{X}(0) = 0$$

4.3.5. Calcul de la contrainte et la déformation plastique:

L'expression de la contrainte à la fin de l'incrément de calcul est donnée par l'équation (4.30).

Elle est exprimée comme suit.

$$\underline{\sigma}_{n+1} = \underline{\sigma}_{n+1}^* - 2\mu \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{n} \quad \text{avec : } \underline{n} = \frac{3}{2} \left(\frac{\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}}{J_2(\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1})} \right)$$

$$\underline{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \underline{\varepsilon}_n^{pl} + \Delta \underline{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \quad \text{avec : } \Delta \underline{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{n}$$

4.3.6. Calcul du module tangent consistant:

En cas d'écoulement plastique et en tenant compte de la correction plastique, la contrainte à la fin de l'incrément de calcul est exprimée comme suit :

$$\underline{\sigma}_{n+1} = \underline{\sigma}_{n+1}^* - 2\mu \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{n} \quad \text{ou} \quad \underline{\sigma}'_{n+1} = \underline{\sigma}_{n+1}^* - 2\mu \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{n} \quad (4.66)$$

Avec :

$$\underline{n} = \frac{3}{2} \left(\frac{\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \right) = \frac{3}{2} \left(\frac{\underline{\sigma}'_{n+1} - \underline{X}_{n+1}}{\sigma_{e n+1}} \right) \quad (4.67)$$

Et

$$\sigma_{e n+1} = \sigma_{e n+1}^* - 3\mu \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \quad (4.68)$$

En développant l'équation (4.67) on obtient :

$$\underline{\sigma}'_{n+1} = \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}) + \underline{X}_{n+1}$$

En appliquant l'opérateur différentiel à l'équation précédente on obtient.

$$\delta \underline{\sigma}'_{n+1} = \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} (\delta \underline{\sigma}_{n+1}^* - \delta \underline{X}_{n+1}) + \left(\frac{\delta \sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} - \frac{\sigma_{e n+1} \delta \sigma_{e n+1}^*}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} \right) (\underline{\sigma}_{n+1}^* - \underline{X}_{n+1}) + \delta \underline{X}_{n+1} \quad (4.69)$$

En appliquant l'opérateur différentiel aux expressions de $\sigma_{e n+1}$ et $\sigma_{e n+1}^*$ on obtient.

$$\delta \sigma_{e n+1} = \frac{3}{2} \frac{1}{\sigma_{e n+1}} (\underline{\sigma}'_{n+1} - \delta \underline{X}_{n+1}) : (\delta \underline{\sigma}'_{n+1} - \delta \underline{X}_{n+1}) \quad (4.70)$$

$$\delta\sigma_{e n+1}^* = \frac{3}{2} \frac{1}{\sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : (\delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \delta\underline{X}_{n+1}) \quad (4.71)$$

En substituant les résultats des équations précédentes dans l'équation (4.69) et en développant on obtient.

$$\begin{aligned} \delta\underline{\sigma}_{n+1}' &= \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{\sigma}_{n+1}' - \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{X}_{n+1} \\ &- \frac{3}{2} \frac{\sigma_{e n+1} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + \frac{3}{2} \frac{\sigma_{e n+1} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{X}_{n+1} \\ &+ \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*}\right) \delta\underline{X}_{n+1} \end{aligned}$$

À partir de l'équation (4.67) on peut écrire :

$$\frac{\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} = \frac{\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}}{\sigma_{e n+1}}$$

En substituant le résultat de l'équation précédente dans celle d'avant on obtient :

$$\begin{aligned} \delta\underline{\sigma}_{n+1}' &= \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{\sigma}_{n+1}' - \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{X}_{n+1} \\ &- \frac{3}{2} \frac{\sigma_{e n+1} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + \frac{3}{2} \frac{\sigma_{e n+1} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{X}_{n+1} \\ &+ \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*}\right) \delta\underline{X}_{n+1} \end{aligned}$$

L'équation (4.66) peut être écrite sous forme différentielle comme suit :

$$\delta\underline{\sigma}_{n+1}' = \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - 2\mu\delta\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{n}$$

En remplaçant l'expression de $\delta\underline{\sigma}'$ donnée par l'équation précédente dans l'équation d'avant on obtient.

$$\begin{aligned} \delta\underline{\sigma}_{n+1}' &= \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - 3\mu\delta\Delta\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_{n+1}) : \underline{n} \\ &- \frac{3}{2} \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}' - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{X}_{n+1} - \frac{3}{2} \frac{\sigma_{e n+1} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} \\ &+ \frac{3}{2} \frac{\sigma_{e n+1} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta\underline{X}_{n+1} + \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \delta\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*}\right) \delta\underline{X}_{n+1} \end{aligned}$$

Or

$$\frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^*} : \underline{n} = \frac{2}{3} \left(\frac{3 \underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}}{2 \sigma_{e n+1}^*} \right) : \underline{n} = \frac{2}{3} \underline{n} : \underline{n} = 1$$

L'équation précédente peut être alors simplifiée comme suit :

$$\begin{aligned} \delta \underline{\sigma}_{n+1}' &= \frac{3}{2} \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \right) \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - 3\mu \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^*} \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \\ &+ \frac{3}{2} \left(\frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} - 1 \right) \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta \underline{X}_{n+1} + \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \delta \underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \right) \delta \underline{X}_{n+1} \end{aligned}$$

En appliquant l'opérateur différentiel à l'expression \underline{X} on obtient :

$$\delta \underline{X}_{n+1} = \frac{2}{3} (C_1 + C_2) \delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{n} - \frac{2}{3} C_1 \gamma_{n+1} \delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{\alpha}_{n+1}$$

Du fait que $\delta \bar{\varepsilon}^{pl}$ est supposée comme étant infinitésimale de $\bar{\varepsilon}^{pl}$ l'équation précédente peut être alors écrite comme suit :

$$\delta \underline{X}_{n+1} = \frac{2}{3} \left((C_1 + C_2) \underline{n} - C_1 \gamma_{n+1} \underline{\alpha}_{n+1} \right) \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \quad (4.72)$$

En substituant l'expression de $\delta \underline{X}$ dans l'équation précédente on obtient.

$$\begin{aligned} \delta \underline{\sigma}_{n+1}' &= \frac{3}{2} \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \right) \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - 3\mu \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^*} \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \\ &+ \left(\frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} - 1 \right) \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \left((C_1 + C_2) \underline{n} - C_1 \gamma_{n+1} \underline{\alpha}_{n+1} \right)}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \\ &+ \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \delta \underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + \frac{2}{3} \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \right) \left((C_1 + C_2) \underline{n} - C_1 \gamma_{n+1} \underline{\alpha}_{n+1} \right) \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \end{aligned} \quad (4.73)$$

L'équation précédente peut être écrite d'une façon plus simple en l'exprimant comme suit :

$$\delta \underline{\sigma}_{n+1}' = \underline{A} (\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^{*'} + (\underline{C} - \underline{B} + \underline{E}) \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} + \underline{D} \delta \underline{\sigma}_{n+1}^{*'} \quad (4.74)$$

Avec :

$$\begin{aligned} \underline{A} &= \frac{3}{2} \left(1 - \frac{\sigma_{e n+1}}{\sigma_{e n+1}^*} \right) \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^* \sigma_{e n+1}^*} \\ \underline{B} &= 3\mu \frac{(\underline{\sigma}_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})}{\sigma_{e n+1}^*} \end{aligned}$$

$$\underline{C} = \left(\frac{\sigma_{e_{n+1}}}{\sigma_{e_{n+1}}^*} - 1 \right) \frac{(\sigma_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1}) : ((C_1 + C_2)\underline{n} - C_1\gamma_{n+1}\underline{\alpha}_{n+1})}{\sigma_{e_{n+1}}^* \sigma_{e_{n+1}}^*} (\sigma_{n+1}^{*'} - \underline{X}_{n+1})$$

$$D = \frac{\sigma_{e_{n+1}}}{\sigma_{e_{n+1}}^*}$$

$$\underline{E} = \frac{2}{3} \left(1 - \frac{\sigma_{e_{n+1}}}{\sigma_{e_{n+1}}^*} \right) ((C_1 + C_2)\underline{n} - C_1\gamma_{n+1}\underline{\alpha}_{n+1})$$

En appliquant l'opérateur différentiel à l'expression de la vitesse de déformation plastique cumulée écrite sous forme incrémentale, on obtient :

$$\delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = (\phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}_{n+1} + \phi_{\underline{X}} : \delta \underline{X}_{n+1} + \phi_R : \delta R_{n+1}) \Delta t \quad (4.75)$$

$$\begin{aligned} \phi_{\underline{\sigma}} &= \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}} = \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'} \frac{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}} = \frac{\partial}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'} \left(\frac{J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) - R_{n+1} - \sigma_y}{K} \right)^n \frac{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}} \\ &= n \left(\frac{f}{K} \right)^{n-1} \frac{\partial}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'} \left(\frac{J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) - R_{n+1} - \sigma_y}{K} \right) \frac{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}} \\ &= n \frac{f^{n-1}}{K^n} \frac{\partial J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1})}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'} \frac{\partial \underline{\sigma}_{n+1}'}{\partial \underline{\sigma}_{n+1}} \end{aligned}$$

$$\phi_{\underline{\sigma}} = n \frac{f^{n-1}}{K^n} \left(1 - \frac{1}{3} I \right) \underline{n} \quad (4.76)$$

$$\begin{aligned} \phi_{\underline{X}} &= \frac{\partial \phi}{\partial \underline{X}_{n+1}} = \frac{\partial}{\partial \underline{X}_{n+1}} \left(\frac{J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) - R_{n+1} - \sigma_y}{K} \right)^n \\ &= n \left(\frac{f}{K} \right)^{n-1} \frac{\partial}{\partial \underline{X}_{n+1}} \left(\frac{J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) - R_{n+1} - \sigma_y}{K} \right) \\ &= n \frac{f^{n-1}}{K^n} \frac{\partial J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1})}{\partial \underline{X}_{n+1}} \end{aligned}$$

$$\phi_{\underline{X}} = -n \frac{f^{n-1}}{K^n} \underline{n} \quad (4.77)$$

$$\begin{aligned}\phi_R &= \frac{\partial \phi}{\partial R_{n+1}} = \frac{\partial}{\partial R_{n+1}} \left(\frac{J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) - R_{n+1} - \sigma_y}{K} \right)^n \\ &= n \left(\frac{f}{K} \right)^{n-1} \frac{\partial}{\partial R_{n+1}} \left(\frac{J_2(\underline{\sigma}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) - R_{n+1} - \sigma_y}{K} \right)\end{aligned}$$

$$\phi_R = -n \frac{f^{n-1}}{K^n} \quad (4.78)$$

Le terme d'écrouissage isotrope sous forme différentielle est exprimé comme suit :

$$\delta R_{n+1} = (Q - R_{n+1}) b \delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}$$

Du fait que $\delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}$ est supposée comme étant infinitésimale de $\bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl}$, l'équation précédente peut être écrite alors comme suit :

$$\delta R_{n+1} = (Q - R_{n+1}) b \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \quad (4.79)$$

En écrivant l'équation (4.66) sous la forme différentielle on obtient

$$\delta \underline{\sigma}_{n+1} = \delta \underline{\sigma}_{n+1}^* - 2\mu \delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} \underline{n} \quad (4.80)$$

En substituant les équations (4.80), (4.72) et (4.79) dans l'équation (4.75) et en développant l'équation on obtient.

$$\delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \frac{\phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^*}{\frac{1}{\Delta t} + 2\mu \phi_{\underline{\sigma}} : \underline{n} - \frac{2}{3} \phi_{\underline{X}} : ((C_1 + C_2) \underline{n} - C_1 \gamma_{n+1} \underline{\alpha}_{n+1}) - \phi_R (Q - R_{n+1}) b} \quad (4.81)$$

Du fait que la fonction ϕ dépend de la contrainte équivalente ces dérivées partielles par rapport aux composantes de contrainte sont alors déviatoriques, on obtient donc :

$$\begin{aligned}\phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^* &= \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^* + \frac{1}{3} \phi_{\underline{\sigma}} : (\delta \underline{\sigma}_{n+1}^* : \underline{I}) \underline{I} \\ &= \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^* + \frac{1}{3} \phi_{\underline{\sigma}} : \underline{I} (\delta \underline{\sigma}_{n+1}^* : \underline{I}) = \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^*\end{aligned}$$

Puisque

$$\phi_{\underline{\sigma}} : \underline{I} = 0$$

En substituant l'expression de l'équation précédente dans l'équation (4.81), cette dernière peut être écrite comme suit.

$$\delta \Delta \bar{\varepsilon}_{n+1}^{pl} = \frac{1}{F} \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}_{n+1}^* \quad (4.82)$$

Avec :

$$F = \frac{1}{\Delta t} + 2\mu\phi_{\underline{\sigma}} : \underline{n} - \frac{2}{3}\phi_{\underline{x}} : ((C_1 + C_2)\underline{n} - C_1\gamma_{n+1}\underline{\alpha}_{n+1}) - \phi_R (Q - R_{n+1})b$$

$$\phi_{\underline{\sigma}} = n \frac{f_{n+1}^{n-1}}{K^n} \left(1 - \frac{1}{3} \underline{I} \underline{I}\right) \underline{n}$$

$$\phi_{\underline{x}} = -n \frac{f_{n+1}^{n-1}}{K^n} \underline{n}$$

$$\phi_R = -n \frac{f_{n+1}^{n-1}}{K^n}$$

En substituant l'équation (4.82) dans l'équation (4.74) on obtient.

$$\delta \underline{\sigma}'_{n+1} = \underline{A} (\underline{\sigma}^{*'}_{n+1} - \underline{X}) : \delta \underline{\sigma}^{*'}_{n+1} + \frac{1}{F} (\underline{C} - \underline{B} + \underline{E}) \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\sigma}^{*'}_{n+1} + D \delta \underline{\sigma}^{*'}_{n+1}$$

Or

$$\delta \underline{\sigma}^{*'}_{n+1} = 2\mu \delta \underline{\varepsilon}^{el'}_{n+1} = 2\mu \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} - \frac{2}{3} \mu \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} : \underline{I} \underline{I}$$

En substituant l'équation précédente dans celle d'avant on obtient.

$$\begin{aligned} \delta \underline{\sigma}'_{n+1} &= 2\mu \underline{A} (\underline{\sigma}^{*'}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} - \frac{2}{3} \mu \underline{A} (\underline{\sigma}^{*'}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} : \underline{I} \underline{I} \\ &+ \frac{2\mu}{F} (\underline{C} - \underline{B} + \underline{E}) \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} - \frac{2\mu}{3F} (\underline{C} - \underline{B} + \underline{E}) \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} : \underline{I} \underline{I} \\ &+ 2\mu D \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} - \frac{2}{3} \mu D \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} : \underline{I} \underline{I} \end{aligned}$$

Or

$$\delta \underline{\sigma}'_{n+1} = \delta \underline{\sigma}'_{n+1} + K \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} : \underline{I} \underline{I} \quad \text{avec : } k = \frac{E}{3(1-2\nu)}$$

En substituant l'équation précédente dans celle d'avant et en la développant on obtient.

$$\begin{aligned} \delta \underline{\sigma}'_{n+1} &= 2\mu \underline{A} (\underline{\sigma}^{*'}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} - \frac{2}{3} \mu \underline{A} (\underline{\sigma}^{*'}_{n+1} - \underline{X}_{n+1}) : \underline{I} \underline{I} : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} \\ &+ \frac{2\mu}{F} (\underline{C} - \underline{B} + \underline{E}) \phi_{\underline{\sigma}} : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} - \frac{2\mu}{3F} (\underline{C} - \underline{B} + \underline{E}) \phi_{\underline{\sigma}} : \underline{I} \underline{I} : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} \\ &+ 2\mu D \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} - \frac{2}{3} \mu D \underline{I} \underline{I} : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} + k \underline{I} \underline{I} : \delta \underline{\varepsilon}^{el}_{n+1} \end{aligned}$$

Or

$$\delta \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^{el} = \underline{\underline{I}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} \text{ avec : } \underline{\underline{I}} = I_{ijkl} = \delta_{ik} \delta_{jl}$$

L'équation précédente peut être alors écrite comme suit.

$$\begin{aligned} \delta \underline{\underline{\sigma}}_{n+1} &= 2\mu \underline{\underline{A}} (\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^{*'} - \underline{\underline{X}}_{n+1}) : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} - \frac{2}{3} \mu \underline{\underline{A}} (\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^{*'} - \underline{\underline{X}}_{n+1}) : \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} \\ &+ \frac{2\mu}{F} (\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{B}} + \underline{\underline{E}}) \phi_{\underline{\underline{\sigma}}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} - \frac{2\mu}{3F} (\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{B}} + \underline{\underline{E}}) \phi_{\underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} \\ &+ 2\mu D \underline{\underline{I}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} - \frac{2}{3} \mu D \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} + k \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} \end{aligned}$$

Posons :

$$\sigma_M = \frac{1}{3} (\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^{*'} - \underline{\underline{X}}_{n+1}) : \underline{\underline{I}}$$

$$\phi_M = \frac{1}{3} \phi_{\underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{I}}$$

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{C}} - \underline{\underline{B}} + \underline{\underline{E}}$$

L'équation précédente peut s'écrire d'une façon plus simple.

$$\begin{aligned} \delta \underline{\underline{\sigma}}_{n+1} &= \left(2\mu \underline{\underline{A}} (\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^{*'} - \underline{\underline{X}}_{n+1} - \sigma_M \underline{\underline{I}}) + k \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} \right) : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} \\ &+ \left(\frac{2\mu}{F} \underline{\underline{F}} (\phi_{\underline{\underline{\sigma}}} - \phi_M \underline{\underline{I}}) + 2\mu D \left(\underline{\underline{I}} - \frac{1}{3} \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} \right) \right) : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el} \end{aligned}$$

En mettant en facteur les différents termes l'équation précédente peut être écrite alors comme suit.

$$\delta \underline{\underline{\sigma}}_{n+1} = \underline{\underline{C}} : \delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el}$$

$$\frac{\delta \underline{\underline{\sigma}}_{n+1}}{\delta \underline{\underline{\epsilon}}_{n+1}^{el}} = 2\mu \underline{\underline{A}} (\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^{*'} - \underline{\underline{X}}_{n+1} - \sigma_M \underline{\underline{I}}) + k \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} + \frac{2\mu}{F} \underline{\underline{F}} (\phi_{\underline{\underline{\sigma}}} - \phi_M \underline{\underline{I}}) + 2\mu D \left(\underline{\underline{I}} - \frac{1}{3} \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} \right)$$

Le module tangent consistant est défini comme suit :

$$\underline{\underline{C}} = 2\mu \underline{\underline{A}} (\underline{\underline{\sigma}}_{n+1}^{*'} - \underline{\underline{X}}_{n+1} - \sigma_M \underline{\underline{I}}) + k \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} + \frac{2\mu}{F} \underline{\underline{F}} (\phi_{\underline{\underline{\sigma}}} - \phi_M \underline{\underline{I}}) + 2\mu D \left(\underline{\underline{I}} - \frac{1}{3} \underline{\underline{I}} \underline{\underline{I}} \right)$$

$$\mathbb{C}_{ijkl} = 2\mu A_{ij} (\sigma_{kl(n+1)}^{*'} - X_{kl(n+1)} - \sigma_M I_{kl}) + k I_{ij} I_{kl} + \frac{2\mu}{F} F_{ij} ((\phi_{\underline{\underline{\sigma}}})_{kl} - \phi_M I_{kl}) + 2\mu D \left(I_{ijkl} - \frac{1}{3} I_{ij} I_{kl} \right)$$

4.3.7. Algorithme d'intégration implicite:

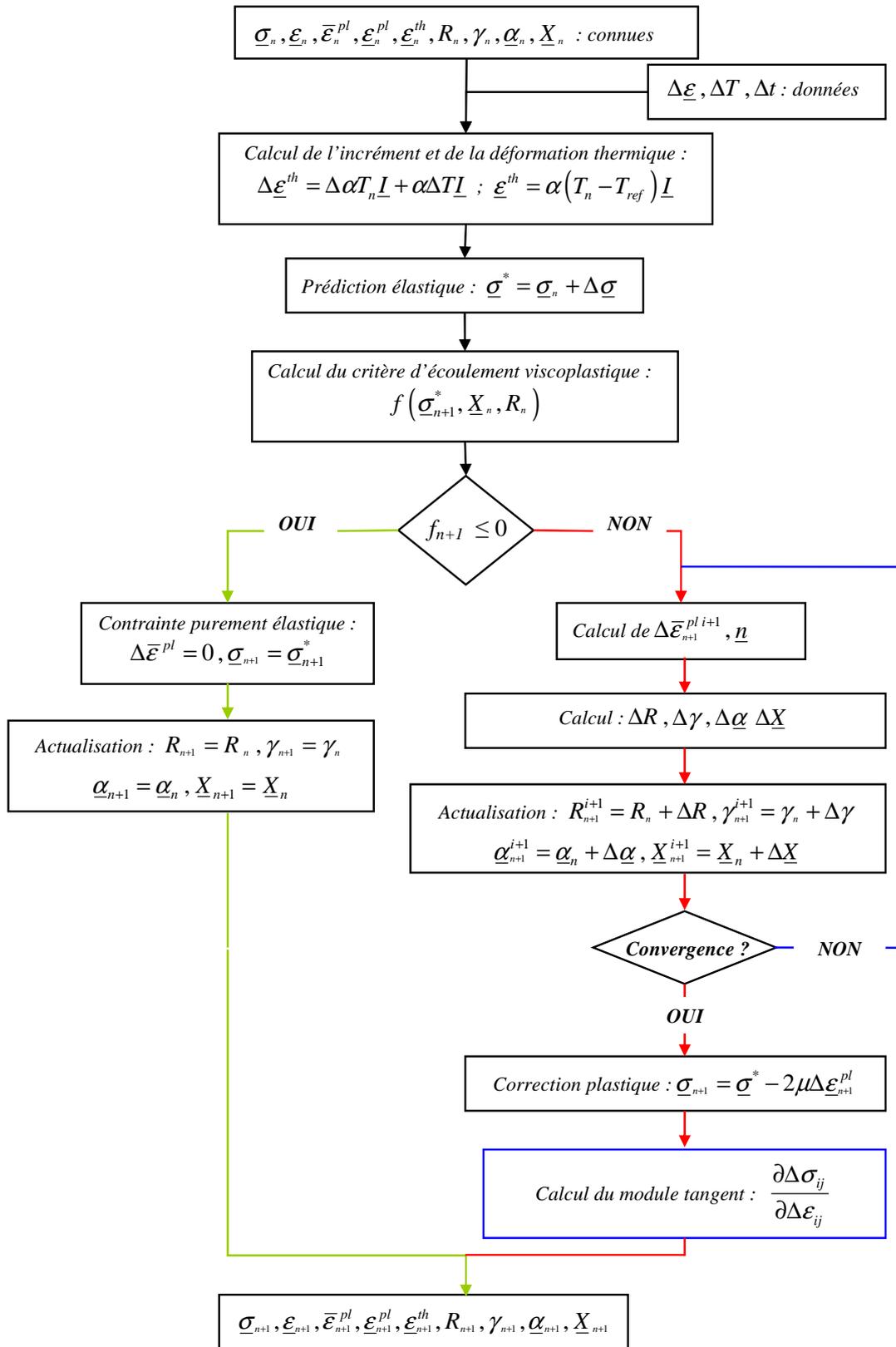


Figure 4.4. Organigramme du schéma d'intégration explicite implicite du modèle de comportement.

4.4. Validation sur des essais simples

L'implémentation numérique du modèle de comportement choisi est effectuée dans le code de calcul ABAQUS via les routines VUMAT et UMAT qui représentent respectivement l'intégration explicite et implicite du modèle. Le but est de vérifier à travers des tests illustratifs ces deux intégrations. Les paramètres du modèle de comportement correspondent au rechargement Stellite-21. Ces paramètres sont introduits sous forme de fonction d'interpolation afin de prendre en compte leurs évolutions en fonction de la température, voir ANNEXE H.

Dans le premier test, un élément simple à huit nœuds (C3D8R) de côté $l = 1\text{mm}$ est sollicité par un chargement cyclique isotherme, voir Figure 4.5. La température est fixée à 600°C au cours du chargement. Les calculs dynamiques implicites sont effectués en faisant varier le pas de temps de calcul (0,1, 0,01 et 0,001s) afin de s'assurer de la convergence des résultats indépendamment du pas de temps choisi. Afin de vérifier les résultats du calcul explicite, une comparaison par rapport aux résultats des calculs implicites a été effectuée. Cette comparaison porte sur la boucle contrainte-déformation et sur l'évolution de la déformation plastique cumulée (variable interne) en fonction du temps.

Le second test porte sur un chargement thermique cyclique. Le cycle thermique choisi se rapproche des cycles thermiques des opérations de forgeage. Le déplacement imposé nul dans la direction 22 permet d'avoir une contrainte de compression σ_{22} au cours du chauffage et de traction au cours de refroidissement. La Figure 4.6 représente les conditions aux limites et le cycle thermique choisi. L'élément choisi pour ce test est un élément simple à huit nœuds (C3D8RT) de côté $l=1\text{mm}$.

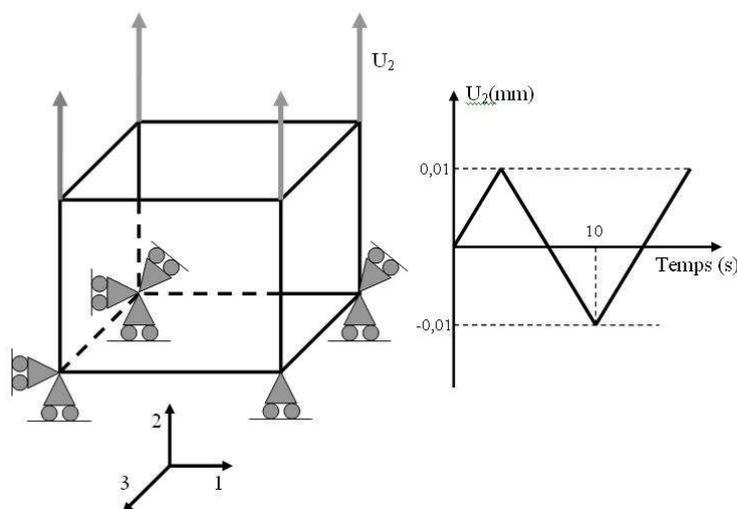


Figure 4.5. Conditions de chargement isotherme.

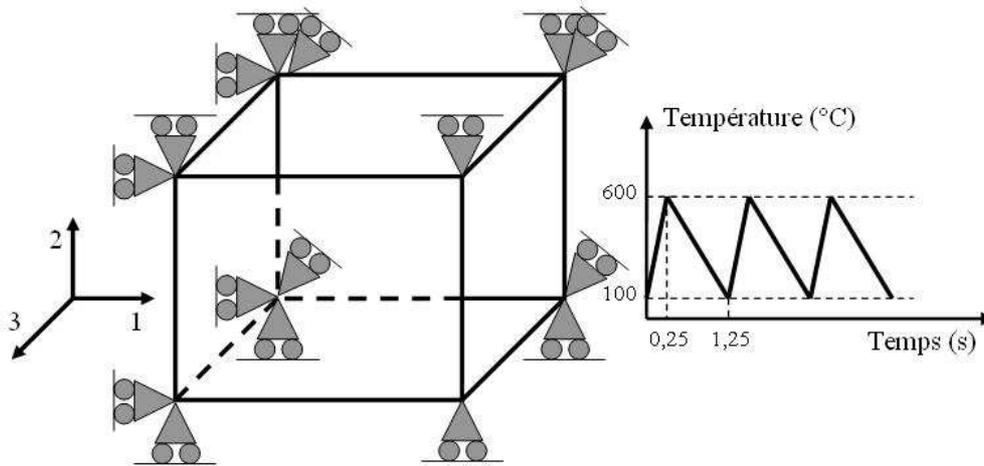


Figure 4.6. Conditions de chargement anisotherme.

Les résultats des calculs dynamiques implicites qui correspondent au premier test montrent que la variation du pas de temps de calcul n'affecte pas le résultat final. La Figure 4.7 représente les boucles contrainte-déformation et la Figure 4.8 représente les courbes d'évolution de la déformation plastique cumulée en fonction du temps. Les résultats obtenus se superposent parfaitement.

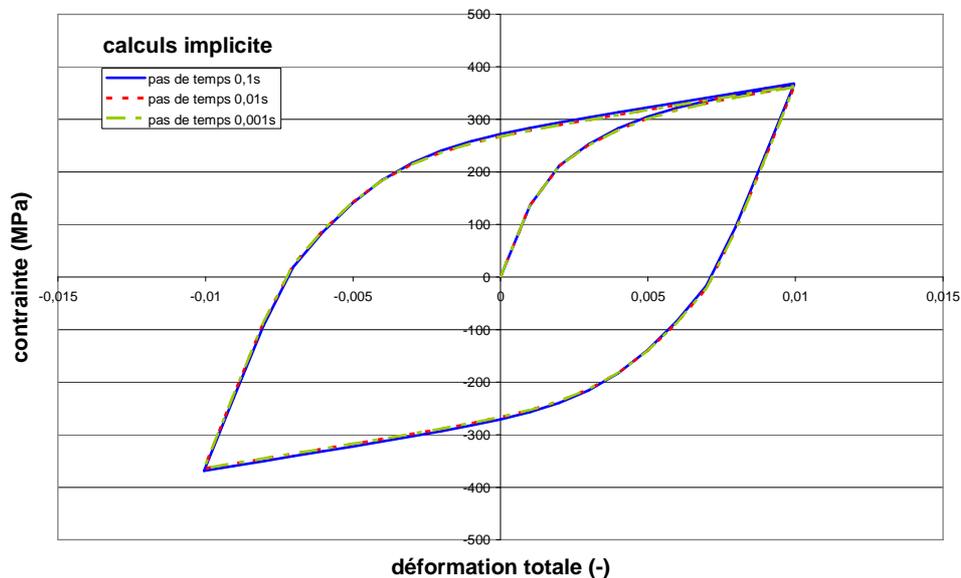


Figure 4.7. Calculs dynamiques implicites de l'essai de traction compression isotherme, évolution de la contrainte en fonction de la déformation totale.

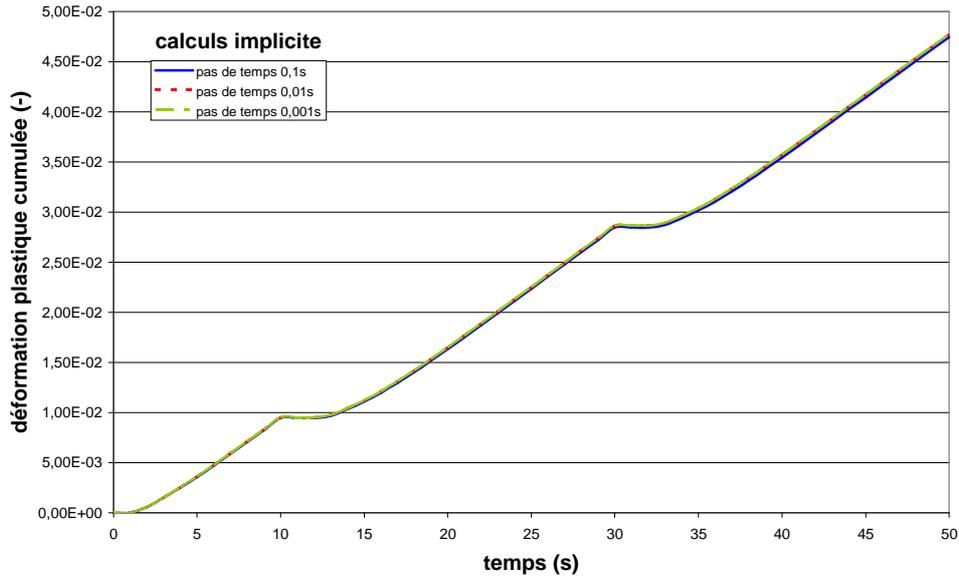


Figure 4.8. Calculs dynamiques implicites de l'essai de traction compression isotherme, évolution de la déformation plastique cumulée en fonction du temps.

Les résultats des calculs dynamiques implicites, correspondant au second test, montrent que la variation du pas de temps de calcul n'affecte pas le résultat final lorsqu'il est assez faible. La Figure 4.9 et la Figure 4.10 représentent respectivement les boucles contrainte-déformation plastique et les courbes d'évolution de la déformation plastique cumulée en fonction du temps. La différence entre ces résultats obtenus est significative lorsque le pas de temps est supérieur à 0,001s. Cela est dû aux variations non négligeables des paramètres de la loi de comportement en fonction de la température lorsque le pas de temps est élevé.

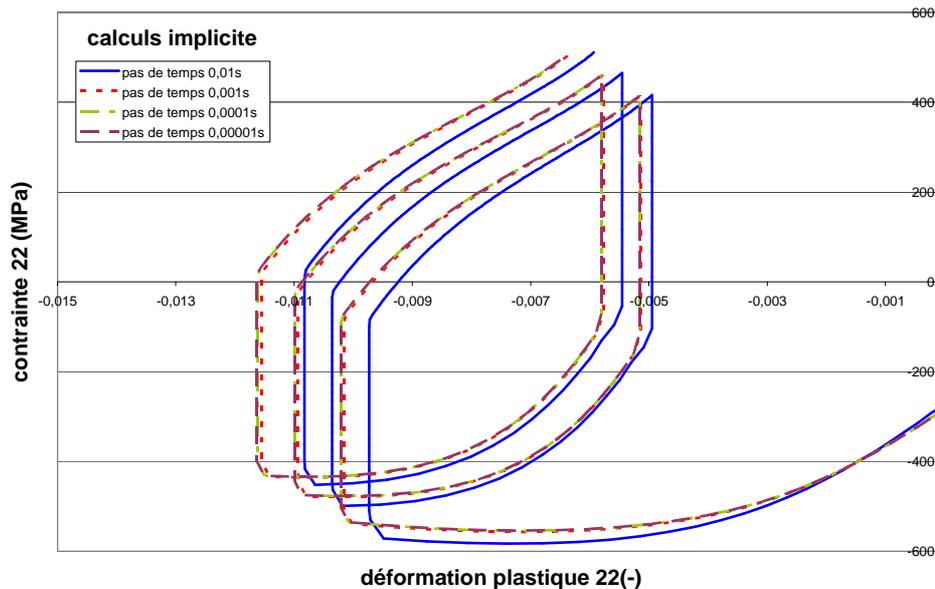


Figure 4.9. Calculs dynamiques implicites de l'essai de cyclage thermique, évolution de σ_{22} en fonction de ϵ_{22}^{vp} .

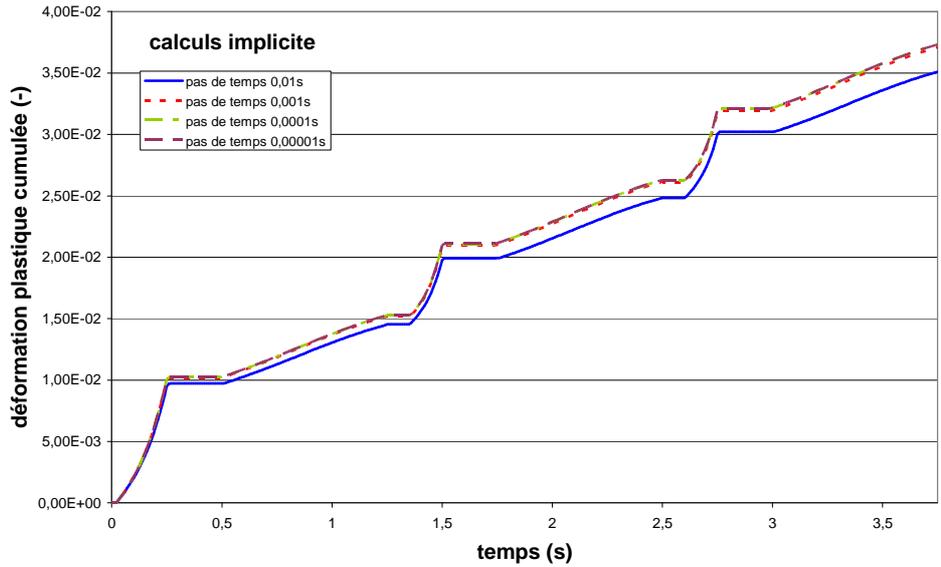


Figure 4.10. Calculs dynamiques implicites de l'essai de cyclage thermique, évolution de $\bar{\epsilon}^{vp}$ en fonction du temps.

Les résultats des calculs explicites et implicites relatifs au premier test (cas isotherme) sont présentés par la Figure 4.11. On constate un léger écart des résultats explicites par rapport aux résultats implicites sur la courbe déformation plastique cumulée en fonction du temps quel que soit le pas de temps.

Les calculs du chargement thermique correspondant au deuxième cas sont présentés par la Figure 4.12. L'écart entre les résultats est significatif et probablement dû au choix du pas de temps en calcul dynamique explicite. Ce pas de temps devrait être inférieur à 10^{-11} s et engendrait un temps de calcul trop important.

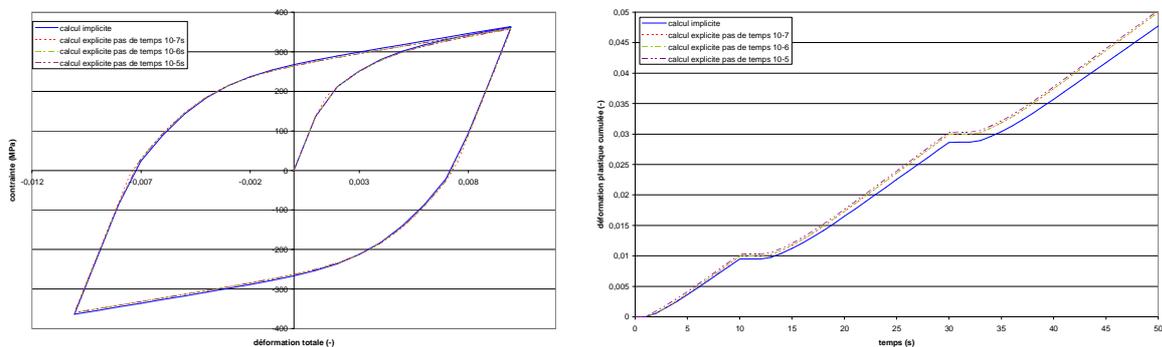


Figure 4.11. Comparaison entre le calcul implicite et le calcul explicite en chargement isotherme.

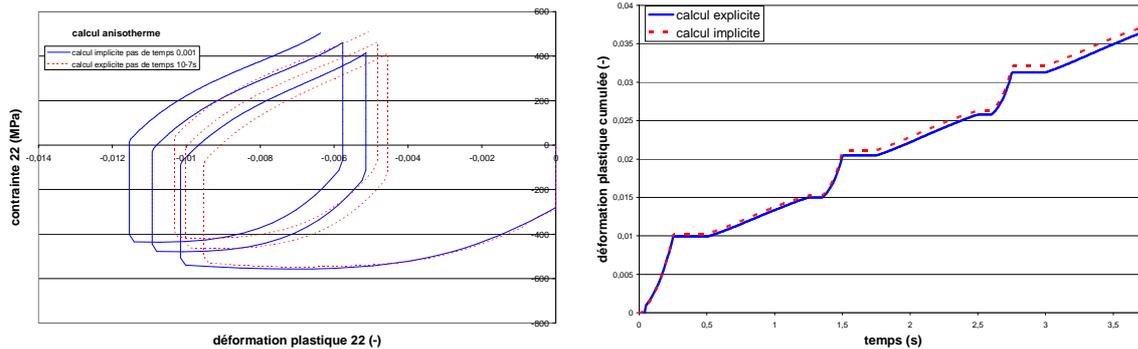


Figure 4.12. Comparaison entre le calcul implicite et le calcul explicite en chargement thermique.

4.4.1. Conclusion :

L'intégration explicite, bien qu'elle soit facile à mettre en œuvre, exige un pas de temps très faible afin d'assurer la convergence du calcul. Dans le cas de calcul dynamique couplé déplacement-température, le temps de calcul devient excessivement élevé pour un pas de temps de l'ordre de 10^{-11} s. La comparaison des résultats des calculs a montré une légère différence en cas d'essai isotherme alors qu'en cas d'essai anisotherme, cette différence devient significative.

Les résultats de l'intégration implicite sont très satisfaisants, car les résultats des calculs implicites du premier et du second test ne dépendent pas du pas de temps de calcul. Il est nécessaire de choisir un pas de temps assez faible dans les cas de calcul dynamique implicite couplé déplacement-température afin d'éviter des variations significatives des paramètres de la loi de comportement au cours du pas de calcul.

L'utilisation directe de la loi de comportement dans un logiciel de mise en forme permettra de calculer directement l'état de contraintes au niveau des outillages. L'implémentation de cette loi dans un logiciel tel que DEFORM reste difficile à effectuer pour des raisons techniques. La première raison est la limitation du nombre des variables internes à utiliser, la seconde raison est la limitation du nombre d'éléments en cas d'utilisation des variables internes.

PARTIE 5. ÉTUDE D'UN CAS INDUSTRIEL

5.1. Introduction :

La loi de comportement de Chaboche est implémentée et validée dans le code de calcul Abaqus. Cette partie présente l'étude d'un cas industriel, partenaire du projet Prometfor. L'étude porte sur un poinçon rechargé en Stellite 6 réalisant une opération d'ébauche, sur presse mécanique, d'une bague de roulement. Une simulation de l'opération de forgeage a été effectuée sur le logiciel métier Forge 3 afin d'obtenir le temps de cycle ainsi que les conditions d'échange thermique au niveau de la surface du poinçon. Les données obtenues sont utilisées pour la simulation numérique du cyclage thermique du poinçon sur Abaqus. Les résultats de la simulation sont ensuite comparés aux valeurs des contraintes résiduelles évaluées par la méthode de mesure par ultrason. L'étude est complétée par une mesure de la dureté du poinçon avant et après forgeage ainsi qu'une analyse DRX sur le revêtement endommagé.

5.2. Présentation de l'outillage :

Des rechargements de Stellite 6 ont été réalisés sur différents outillages de formes axisymétriques ou prismatiques. L'outillage présenté est un poinçon dont le substrat est en acier martensitique X38CrMoV5 et rechargé par PTA (Figure 5.1-a) de 2 couches de 2 mm de stellite-6. Ce poinçon est ensuite usiné sur un tour à commande numérique avec des plaquettes en céramique (Figure 5.1-b). L'épaisseur finale du rechargement après usinage est d'environ 2 mm. Le poinçon usiné est monté sur une presse mécanique pour réaliser l'opération d'ébauche de forgeage d'une bague de roulement. Une opération de préchauffage est effectuée, sur le poinçon, à une température d'environ 250°C afin d'éviter les chocs thermiques.

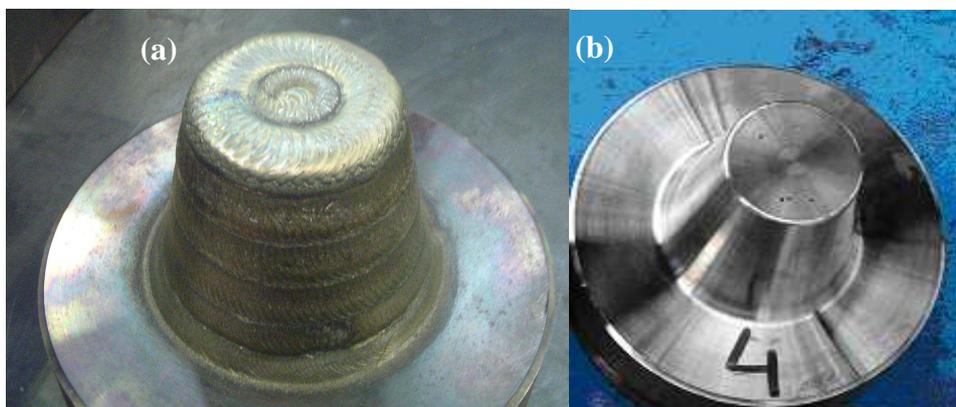


Figure 5.1. Poinçon rechargé (a) et usiné (b).

5.3. Calcul des contraintes sur des outillages par simulation numérique

L'application de la méthode des éléments finis aux problèmes de mise en forme date de 1960. Cette application couvre plusieurs domaines tels que l'analyse de l'endommagement, l'évaluation de la distribution finale de déformation et l'analyse des processus de mise en forme [San-06]. De nos jours, les simulations numériques sont utilisées pour étudier le comportement des outils dans le but d'analyser et d'optimiser leurs durées de vie [TER-04]. Les facteurs essentiels pour comprendre et optimiser la durée de vie des outillages sont les sollicitations thermomécaniques et l'usure subies par les outillages. Parmi les approches relatives à l'augmentation de la durée de vie, on peut noter une approche basée :

- sur la réduction de l'accumulation d'endommagement à travers une conception optimale de l'outil de préforme [LAP-98].
- sur l'optimisation des paramètres process comme une réduction de la température de la pièce à forger afin de réduire le gradient thermique, une réduction de la vitesse de poinçon afin de réduire la contrainte d'écoulement du matériau forgé [BRU-99].
- sur le changement de la géométrie de l'outillage afin de minimiser la déformation plastique [San-06].

L'une des études les plus récentes effectuées dans le cadre de développement du logiciel métier Forge correspond à l'obtention du régime thermique stationnaire au niveau des outils de forge à chaud [TER-04]. Le principe de cette méthode est d'effectuer une simulation thermomécanique complète d'un cycle de forgeage : mise en forme, puis refroidissement de l'outil. Le champ de température ainsi que les informations relatives aux conditions de contact et les puissances thermiques dissipées par frottement et par déformation plastique sont stockés à chaque incrément de temps. Ces conditions sont alors utilisées comme conditions aux limites pour résoudre uniquement le problème thermique. Le régime thermique stationnaire est alors calculé par la méthode de Miles [MIL-95]. Le principe de cette méthode itérative consiste à effectuer autant de simulations que nécessaire jusqu'à ce que la variation de température ne dépasse pas une certaine valeur (5°C). Cette méthode permet de calculer l'usure en fonction de la température et les contraintes pour le cycle stabilisé.

5.4. Calcul thermo-mécanique du poinçon rechargé

La simulation de l'opération de forgeage réalisée sous le logiciel Forge 3 (Figure 5.2) a permis d'obtenir la distribution du champ de température et les contraintes mécaniques au niveau de la surface du poinçon. Les premiers résultats confirment que les sollicitations sont

essentiellement de type thermo-mécanique dues au fort gradient de température localisé au voisinage de la surface de contact outil-poinçon (Figure 5.3). Le temps de cycle ainsi que les coefficients d'échange thermique obtenus sous Forge 3 (Tableau 5-1) ont été introduits sous Abaqus afin d'effectuer le calcul thermo-mécanique de l'outillage revêtu.

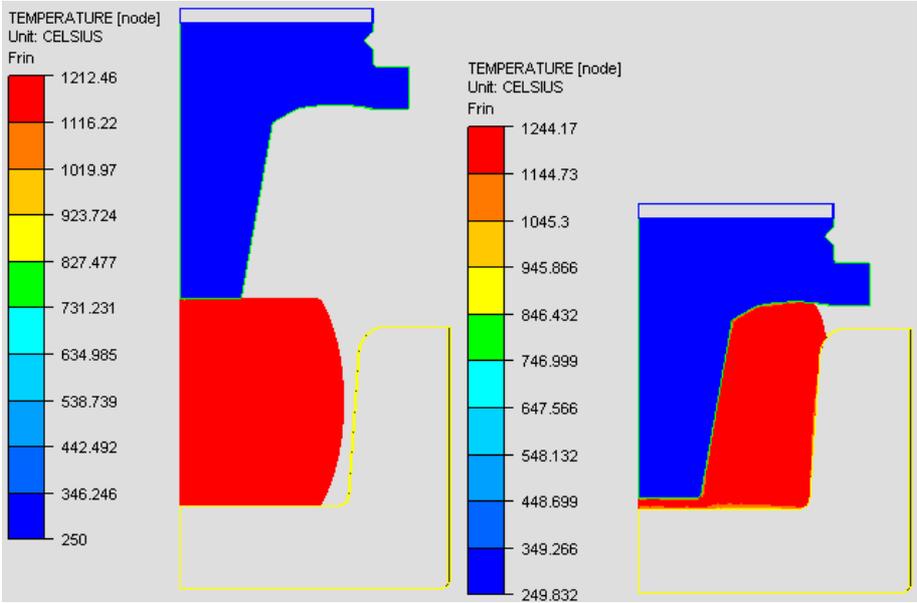


Figure 5.2. Simulation de l'opération de forgeage.

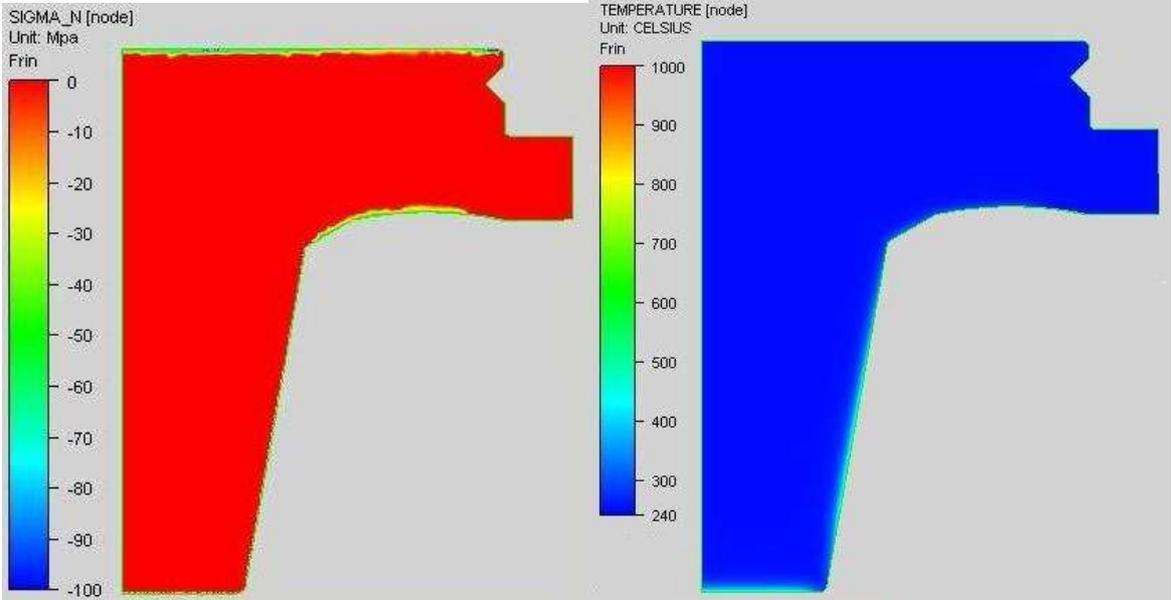


Figure 5.3. Distribution de la contrainte normale en surface et distribution des températures du poinçon.

Temps de forgeage	0,25s
Temps de refroidissement	3s
Coefficient de convection poinçon/pièce forgée	10000 W.m ⁻² °K ⁻¹
Coefficient de convection poinçon/milieu ambiant	400 W.m ⁻² °K ⁻¹
Température de la pièce forgée	1200°C
Température du milieu ambiant	60°C

Tableau 5-1. Paramètres du cycle thermique.

La routine de l'implémentation numérique de la loi de comportement a été modifiée. Cette modification se résume à la création de deux sous-routines correspondant respectivement aux deux matériaux utilisés. Les paramètres de la loi de comportement du substrat et du rechargement sont introduits dans la routine UMAT sous forme d'interpolation linéaire par plage de température. Les propriétés thermiques des deux matériaux sont définies dans le Tableau 5-2 et Tableau 5-3.

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C	700°C	800°C
Conductivité thermique (W/m°K)	11,40	14,04	15,77	17,19	18,69	19,68	22,69	27,66	29,80
Capacité calorifique (J/kg°K)	409,35	464,06	474,35	479,70	492,11	496	542,91	631,11	684,42

Tableau 5-2. Propriétés thermiques du Stellite-6, [BIR-10].

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C	700°C	800°C
Conductivité thermique (W/m°K)	-	26,0	27,7	28,9	29,5	29,5	29,1	29,2	-
Capacité calorifique (J/kg°K)	460	-	-	-	-	550	590	-	-

Tableau 5-3. Propriétés thermiques du Z38CDV5, [BOH-00].

Étant donné que le poinçon présente une symétrie de révolution, la modélisation axisymétrique du poinçon rechargé a été retenue. Le maillage du poinçon est effectué par des éléments triangulaires quadratiques (CAX6MT) destinés aux calculs thermomécaniques et adaptés aux cas axisymétriques. On a choisi de mailler plus finement la zone de rechargement

et la zone de substrat proche du rechargement sur une épaisseur de 4 mm. C'est cette zone qui subit le gradient de température le plus élevé, voir Figure 5.4. Le calcul par la méthode des éléments finis sous Abaqus consiste à simuler cinq cycles dont chaque cycle comporte une phase de chauffage et une phase refroidissement.

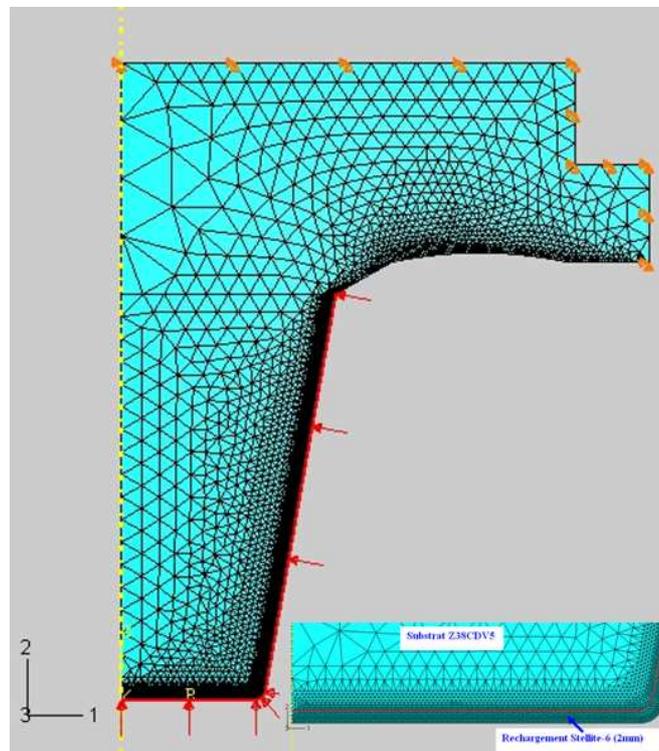


Figure 5.4. Maillage du poinçon.

L'évolution de la température en fonction du temps et de la profondeur relatives aux cycles thermiques est représentée par la Figure 5.5. Le gradient de température est important surtout dans le rechargement. Une chute de 300°C est localisée dans une profondeur de 0,5 mm. On remarque que la stabilisation thermique n'est pas atteinte au bout de cinq cycles. Cela est dû en partie au nombre insuffisant de cycles simulés ainsi qu'aux valeurs des coefficients de convection prises dans la base de données du logiciel Forge. Des essais sur un outillage instrumenté seraient nécessaires afin de mesurer ces coefficients.

L'évolution de la contrainte σ_{rr} en fonction du temps et de la profondeur est représentée par la Figure 5.6. La surface du rechargement est sollicitée en compression pendant la phase de chauffage qui correspond au forgeage. Au cours de la phase de refroidissement, la contrainte en surface passe en traction. On remarque une atténuation des contraintes en fonction de la profondeur. La contrainte finale au bout des cinq cycles est de traction en surface alors que dans le substrat cette contrainte est de compression.

La Figure 5.7 représente l'évolution de la déformation plastique cumulée en surface du rechargement et à une profondeur de 0,5 mm. On remarque que la plastification se produit nettement en surface.

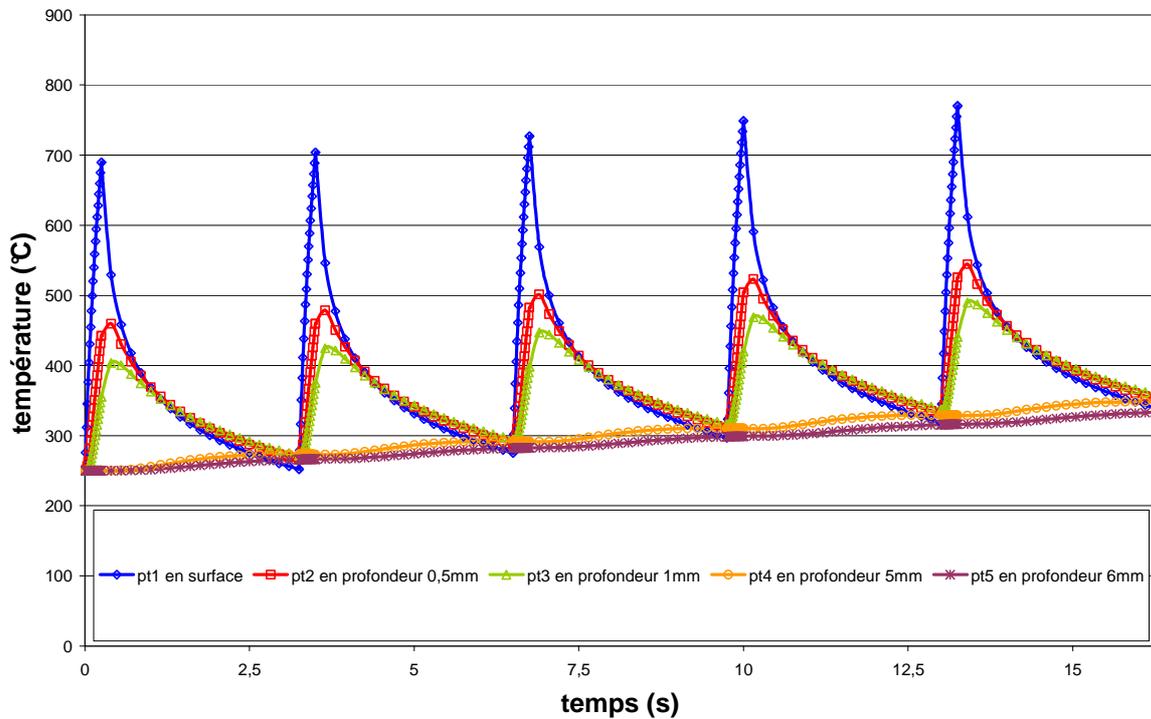


Figure 5.5. Évolution de la température en fonction du temps pour différentes profondeurs.

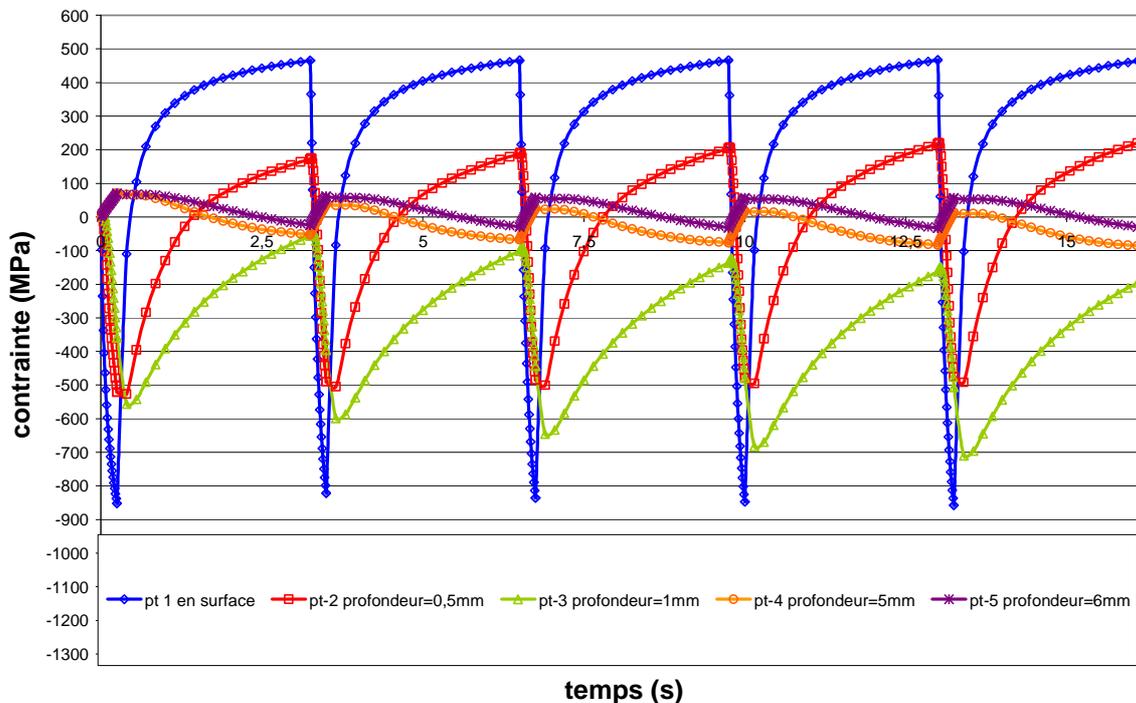


Figure 5.6. Évolution de contrainte σ_{rr} en fonction du temps pour différentes profondeurs.

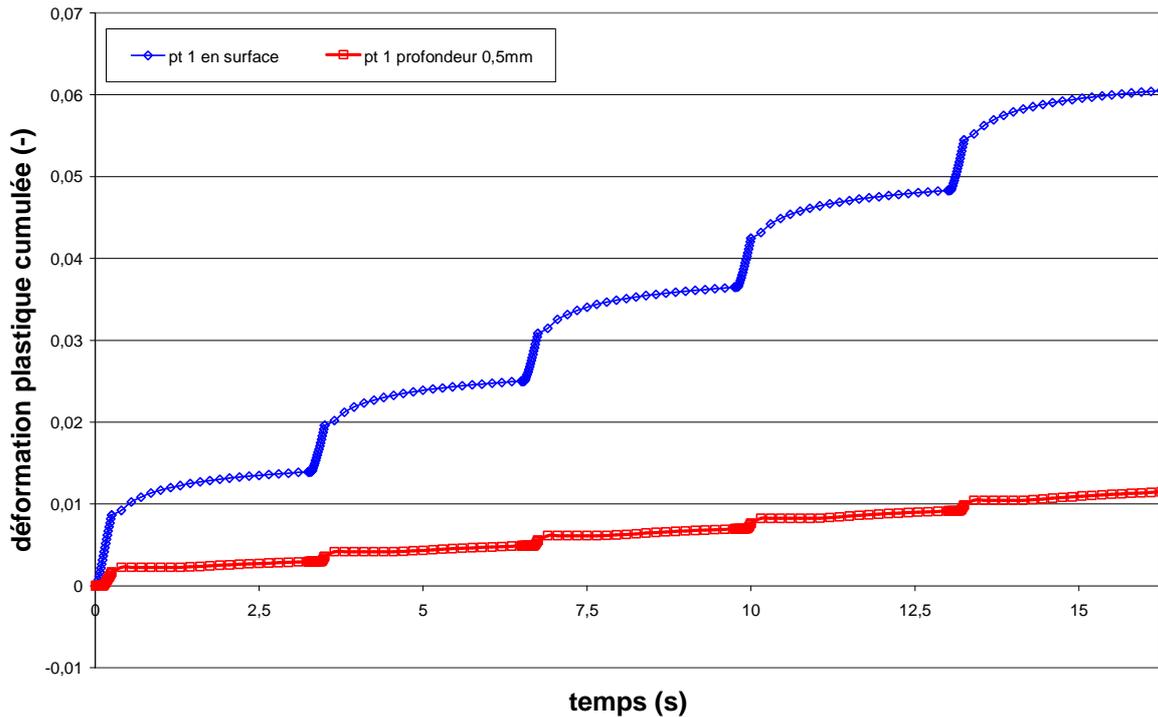


Figure 5.7. Évolution de la déformation plastique cumulée en fonction du temps pour différentes profondeurs.

5.5. Évaluation des contraintes résiduelles par US

L'évaluation des contraintes résiduelles a été réalisée par la technique des ultrasons sur le poinçon endommagé. Les mesures à différentes fréquences (1, 2, 3, 5 MHz) ont permis d'évaluer les contraintes à différentes profondeurs. Les résultats de la simulation sont comparés aux valeurs des contraintes résiduelles évaluées par ultrason, voir la Figure 5.8. On constate une bonne corrélation entre les résultats de calcul et les valeurs mesurées. Les écarts constatés peuvent avoir pour origine des contraintes compressives dues au procédé de rechargement malgré un revenu effectué à 550°C. La non stabilité du cycle thermique constatée sur les courbes d'évolution de température en fonction du temps (Figure 5.5) peut expliquer également ces écarts.

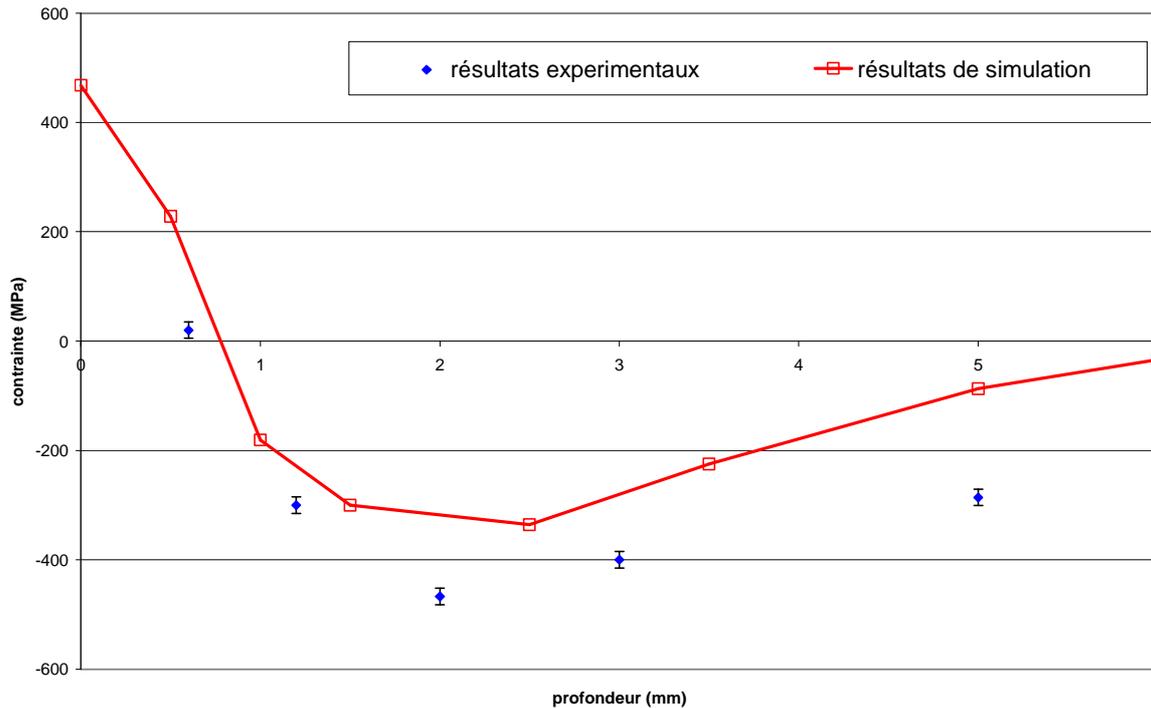


Figure 5.8. Profil des contraintes résiduelles σ_{rr} en fonction de la profondeur.

5.6. Analyses du poinçon endommagé

La Figure 5.9 montre l'état du poinçon en fin de vie. Un réseau de fissures en surface, caractéristique du faïençage dû à la fatigue thermique, est visible sur la face avant du poinçon. Le rechargement du poinçon a permis de tripler la production, par rapport au poinçon non revêtu, pour atteindre 3000 pièces.



Figure 5.9. Poinçon en fin de service.

Des mesures de dureté ont été effectuées sur la face avant du poinçon avant forgeage et après l'endommagement du poinçon, Tableau 5-4. Nous constatons une augmentation de la dureté d'environ 60 HV sur le poinçon usé. Cette augmentation de dureté peut être corrélée à l'érouissage cyclique subie par la surface au cours des cycles de forgeage.

HV30	Mesure n°1	Mesure n°2	Mesure n°3	Mesure n°4	Mesure n°5	Moyenne	Écart type
Neuf	429	437	429	404	400	420	16,6
Usagé	481	478	473	481	490	481	6,18

Tableau 5-4. Mesure de dureté en surface de rechargement avant et après les opérations de forgeage.

Une analyse par DRX a été réalisée sur la face avant du poinçon, voir la Figure 5.10 . Le résultat de cette analyse révèle qu'aucun changement de phase n'apparaît sur le diffractogramme notamment la transformation $Co-\gamma \rightarrow Co-\varepsilon$ qui risque de fragiliser le rechargement.

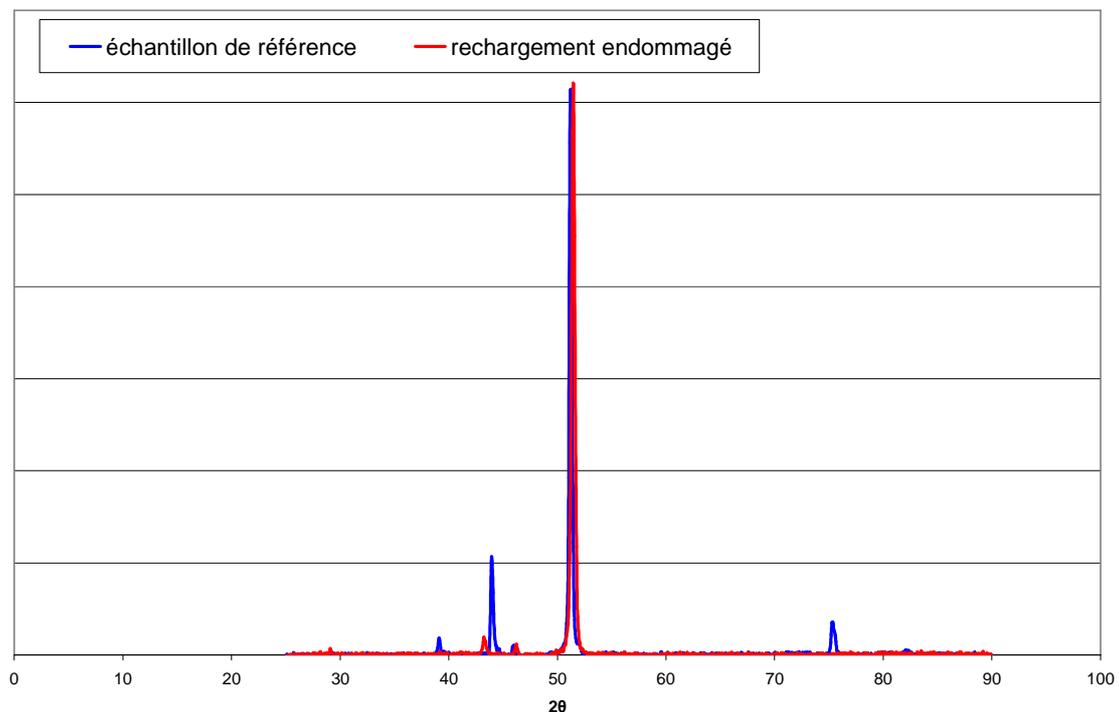


Figure 5.10. Diffractogramme DRX du Stellite-6 sur l'échantillon de référence et sur le rechargement endommagé.

5.7. Conclusion

L'application du rechargement en Stellite-6 par PTA du poinçon a eu un effet bénéfique sur la durée de vie du poinçon. La modélisation numérique du chargement thermique subi par le poinçon montre une bonne corrélation entre les résultats de la simulation et les mesures des contraintes résiduelles. L'analyse complémentaire du poinçon endommagé révèle une fatigue thermique ainsi qu'un écrouissage cyclique. La prise en compte que du phénomène de cyclage thermique s'avère justifier au regard de l'état du poinçon hors service. Le cyclage thermique génère une augmentation de dureté du rechargement. La technique de mesure des contraintes par ultrason présente deux avantages majeurs, la facilité de mise en œuvre et non sensibilité à la texture. Cette méthode a l'inconvénient de ne pas mesurer les contraintes dans la direction de l'épaisseur (σ_{zz}). Des mesures réalisées par d'autres techniques telles que la diffraction des neutrons et la diffraction de synchrotrons s'avèreraient très utiles pour évaluer les composantes tridimensionnelles des contraintes. La haute résolution inhérente à la technique de diffraction de synchrotrons permet d'évaluer plus précisément l'état des contraintes au niveau de l'interface rechargement-substrat.

La suite des travaux consisterait à étudier l'influence du type et de l'épaisseur du rechargement sur le comportement thermomécanique de l'outil.

CONCLUSION GENERALE ET PRESPECTIVES

Conclusion

Les travaux de cette thèse s'inscrivent dans le cadre du projet ANR PROMETFOR. L'objectif de ce projet est de réaliser des outillages de forge à gradient fonctionnel afin d'accroître leurs durées de vie. La définition des lois de comportement et d'endommagement des superalliages base cobalt est un pré requis indispensable avant d'envisager l'étude des matériaux à gradient fonctionnel. Cette thèse a porté sur la problématique de la modélisation de la loi de comportement et d'endommagement du stellite-6 déposée par le procédé PTA sur des outillages de forge à chaud. Une étude préalable du procédé de dépôt PTA a été réalisée afin de définir la configuration optimale des paramètres du procédé garantissant ainsi une bonne qualité métallurgique et mécanique du rechargement. La simulation numérique constitue une voie de progrès en terme de dimensionnement et de conception des outillages de forge. Pour ce faire, le calcul numérique par méthode des éléments finis nécessite :

- la détermination de la loi de comportement adaptée au matériau et dans la plage de température induite par les opérations de forgeage ;
- l'implémentation de cette loi dans le code de calcul Abaqus ;
- la validation des résultats de simulation par des mesures de contraintes résiduelles.

La finalité de cette démarche est de prédire la durée de vie des outillages, de définir le type de dépôt et d'optimiser l'épaisseur du rechargement.

La première partie a été consacrée à une étude bibliographique sur les lois de comportement et d'endommagement et ainsi qu'à l'état de l'art des outillages de forge à chaud. Cette approche technologique répond aux besoins des industriels impliqués dans ce projet. Les outillages de forge en acier de travail à chaud ne permettent plus de réaliser des progrès significatifs sur la durée de vie. Les traitements thermochimiques et de surface améliorent la durée de vie des matrices au détriment parfois du respect de l'environnement. Le traitement PVD nanostructuré, testé dans ce projet, a montré une amélioration notable de la durée de vie. Cette durée de vie a été multipliée par deux sur des outillages montés sur des marteaux pilons. Le rechargement par procédé PTA du Stellite 6 est une voie très prometteuse par la qualité du dépôt et par les propriétés remarquables du Stellite pour une gamme de température de 300°C à 600°C.

La seconde partie a porté sur l'optimisation des paramètres du procédé PTA. Après une étude du fonctionnement du dépôt par torche plasma et de la gamme des matériaux rechargeables, le

choix du stellite grade 6 a été retenu. Un plan d'expérience Taguchi a été déployé afin de définir la configuration optimale des paramètres du procédé. Une étude complémentaire a montré l'influence du préchauffage du substrat, du revenu et de l'apport de l'hydrogène dans la composition du gaz plasma. Un préchauffage à 250°C, un revenu à 550°C et un apport d'hydrogène dans la torche plasma conduisent au meilleur rechargement. Une étude en dilatométrie du Stellite 6 et de l'acier martensitique Z38CDV5 ne révèle pas de changement de structure dans la plage de température étudiée. Un matériau à gradient fonctionnel a été réalisé à partir d'une sous couche de stellite 21 et de deux couches de Stellite 6. Ce rechargement montre que l'apport de cette sous couche a permis de diminuer la dilution et de conserver les propriétés intrinsèques du rechargement en surface.

Dans la troisième partie, les coefficients, de la loi de comportement de Chaboche et de la loi d'endommagement de Lemaître ont été identifiés. Pour ce faire, une étude expérimentale de deux matériaux a été entreprise avec un minimum d'essais isothermes. L'érouissage isotrope décrit l'adoucissement pour l'acier Z38CDV5 et le durcissement pour le Stellite 6. L'érouissage cinématique traduisant l'évolution de la contrainte moyenne au cours du cyclage et la dépendance à la vitesse de déformation notamment aux températures élevées sont modélisés pour les deux matériaux. L'identification des paramètres a été réalisée par le logiciel SiDoLo. La majorité des valeurs des paramètres initiaux a été déduite graphiquement sur les courbes de relaxation et les boucles de cyclage dans le but de réduire le nombre d'itérations et d'éviter la divergence au cours de l'optimisation numérique. Les effets des différentes composantes de la contrainte sont analysés d'un point de vue physique. Une étude d'évolution microstructurale des éprouvettes de fatigue isotherme en Stellite-6 a révélé une évolution de taux de carbures en fonction de la température.

La quatrième partie présente l'implémentation numérique du modèle de comportement dans le code de calcul d'Abaqus. L'intégration explicite exige un pas de temps très faible afin d'assurer la convergence du calcul notamment en cas isotherme. Les résultats de l'implémentation implicite ont été satisfaisants aussi bien en cas isotherme que pour cas anisotherme indépendamment du pas de calcul. L'implémentation implicite a été retenue pour la simulation des contraintes thermomécanique au niveau des outillages. Une comparaison par rapport à des essais anisothermes reste nécessaire afin de valider l'implémentation. L'implémentation de la loi de comportement dans un logiciel de mise en forme permettra de calculer directement l'état de contraintes au niveau des outillages.

La cinquième partie est dédiée à l'étude d'un cas industriel. Un poinçon d'un outillage de forgeage à chaud, revêtu de Stellite 6, est simulé sous un chargement thermique cyclique. Les

résultats obtenus par simulation ont été comparés aux mesures des contraintes résiduelles, mesurées par ultrason. Une bonne corrélation a été constatée entre les résultats de la simulation et les mesures des contraintes résiduelles. Ces résultats encourageants nous permettent d'envisager une étude de l'influence du type et de l'épaisseur du rechargement sur le comportement thermomécanique de l'outil.

Perspectives

L'objectif final de ce projet est de réaliser des outillages en matériaux à gradient fonctionnel FGM (Functionally Graded Materials) compte tenu des conditions drastiques d'utilisation des matrices de forgeage à chaud. Les différents travaux réalisés dans le cadre du projet PROMETFOR notamment la modélisation de la loi de comportement des bases cobalt, l'évaluation des contraintes par synchrotron [FIT-03] et l'usinabilité des stellites ont créé les bases pour le développement des matériaux à gradient de propriétés. Les différentes combinaisons matérielles utilisées dans la fabrication des matériaux à gradient de propriétés (FGM) ont des coefficients de dilatation thermique différents qui peuvent conduire à la génération des contraintes résiduelles significatives chaque fois que la pièce est exposée à un cycle thermique. En adaptant judicieusement la composition et la microstructure, les contraintes thermiques peuvent être réduites au minimum pendant le cycle de traitement et l'utilisation en service.

Choix d'un nouveau substrat :

Les premières études ont consisté à réaliser directement des rechargements sur un acier à outil martensitique Z38CDV5. Cette démarche doit être reconsidérée afin de repartir sur un substrat moins coûteux et ayant un faible taux de carbone. Sous l'effet de la chaleur du procédé PTA, la teneur en carbone relativement importante dans cet acier favorise la dilution et la création d'une ZAT plus élevée. Nous préconisons l'utilisation d'un substrat en acier ayant une très faible teneur en carbone pour le forgeage sur presse mécanique.

Utilisation des technologies de fabrication rapide :

Notre expérience acquise sur la projection métallique par torche plasma nous a conforté dans le choix des bases cobalt. Les différentes études des dépôts tant au niveau métallurgique que mécanique ont mis en évidence les problèmes de dilution, de liaison substrat rechargement et de type de microstructure. Cette expertise est transposable aux moyens de fabrication rapide. De nombreuses technologies pouvant réaliser des matériaux à gradient fonctionnel émergent notamment dans le domaine de la fabrication rapide. Le principe est de déposer des matériaux

fondus par laser ou faisceau d'électrons, couche par couche et à l'endroit requis. Ces techniques permettent de varier la composition du matériau à chaque couche et de réaliser directement des canaux de régulation au plus près des gravures des outillages de thixoforgeage. Certaines machines utilisent le principe de cladding qui consiste à déposer des matériaux sur un substrat déjà ébauché.

Loi d'endommagement :

L'identification des paramètres de la loi d'endommagement dépend fortement de la température d'essai. Cela rend l'application de cette loi d'endommagement impossible dans les cas de chargement anisotherme notamment le cyclage thermique. D'autres approches basées sur la contrainte réduite et l'énergie normalisée doivent être explorées afin de s'affranchir de la dépendance des paramètres à la température.

Combinaison de traitements de surface :

La combinaison d'un traitement de surface mécanique et chimique pourrait être réalisée sur les surfaces revêtues de Stellite 6 des outillages de forge afin d'améliorer leurs propriétés mécaniques. Un grenailage de précontrainte serait pratiqué par shot peening ou par ultrason avec le procédé SMAT (surface mechanical attrition treatment). Ces traitements consistent à introduire des contraintes résiduelles superficielles de compression, devant limiter l'amorçage des fissures et augmenter la résistance à la corrosion. Les surfaces ainsi traitées pourraient recevoir un traitement PVD nanostructuré améliorant ainsi la tenue à la fatigue, à la corrosion et à l'abrasion.

Mesure des contraintes par diffraction de synchrotrons :

Des mesures réalisées par la technique de diffraction de synchrotrons s'avèreraient très utiles pour évaluer les composantes tridimensionnelles des contraintes. La haute résolution inhérente à la technique de diffraction de synchrotrons permet d'évaluer plus précisément l'état des contraintes au niveau de l'interface rechargement-substrat.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [ABA-93] Writing a V(U)MAT ABAQUS User's Conference Aachen, Germany June 23-25, 1993.
- [AND-99] G. ANDREIS, K.-D. FUCHS, I. SCHRUFF, The wear behaviour of hot-work tool steels used in forging processes, in Proceedings of the 5th International Conference on Tooling , Loeben, p. 593-600, 1999.
- [ASM-83] Metallographic Technique and Microstructures, Metals Handbook, 9th edition, 1983, ASM Ohio, 334.
- [ASM-93] Forming and Forging, ASM Metals Handbook, Vol 14, 1993.
- [ASM-05] Metalworking : Bulk Forming, ASM Handbook, Volume 14A, 2005.
- [BAL-09] V. BALASUBRAMANIAN, R. VARAHAMOORTHY, C. S. RAMACHANDRAN & C. MURALIDHARAN, Selection of welding process for hardfacing on carbon steels based on quantitative and qualitative factors, Int J Adv Manuf Technol (2009) 40 : 887–897.
- [BAR-72] R.G. BARROWS, J.B. NEWKIRK, Phase equilibria in the Co–Cr–W system with special emphasis on the R-phase, Metallography 5 (1972) 515–541.
- [BEC-07] E. BECKER, P. CEZARD, S. MATHIEU, R. BIGOT, L. LANGLOIS, Influence de la vitesse de mise en forme et du cycle de chauffe sur le thixoforgeage des aciers Acte 18ème Congrès Français de Mécanique Grenoble, août 2007.
- [BEL-02] F. BELAHCENE, Détermination des contraintes résiduelles par méthode ultrasonore, Techniques de l'Ingénieur, 2002.
- [BIG-01] R. BIGOT, V. FAVIER, C. ROUFF, M. Robelet, CARACTERISTIQUES MECANIQUES DES MATERIAUX THIXOTROPES, XVème Congrès Français de Mécanique Nancy, 3-7 Septembre 2001.
- [BIG-04] R. BIGOT, L. LANGLOIS, N. BEHR, Etude de la faisabilité industrielle d'outillages multimatériaux obtenus par soudage par explosion, SERAM, Metz, Contrat de recherche, CETIM, n°80088, 140 p., 2004.
- [BIR -10] Y. BIROL, Inconel 617 and Stellite 6 alloys for tooling in thixofforming of steels Materials, Gebze, Kocaeli 41470 Turkey June 2010.

- [BIR0-10] Y. Birol, Thermal fatigue testing of Inconel 617 and Stellite 6 alloys as potential tooling materials for thixoforming of steels, *Material Science and Engineering A* 527, pp 1938-1945, 2010.
- [BOG-97] V. GOGARD, Simulation numérique du comportement thermomécanique d'outillages de mise en forme. Validation expérimentale par la détermination des contraintes résiduelles, Thèse de Doctorat Université de Reims CHAMPAGNE-ARDENNE, Juillet 1997.
- [BON-01] D. BONIN, Hot Forging : New concept for coated tool, 6th congress about Tool Manufacturing, 2001.
- [BOH-00] Böhler W300, hot work tool steel, fiche technique, <http://www.bohler.fr/french/files/downloads/W300FSP.pdf>
- [BOUR-07] L. BOURITHIS, V. GONTZES, G.D. PAPADIMITRIOU, Failure analysis of stellite dies for brass extrusion: The effect of aging, *Journal of Materials Processing Technology* 182 (2007) 608–614.
- [BRU-99] O. BRUCELLE, G. BERNHART, Methodology for service life increase of hot forging tools, *Journal of Materials Processing Technology* 87 (1999) 237–246.
- [CAI-95] G. CAILLETAUD and K. SAI, Study of plastic/viscoplastic models with various inelastic mechanisms, *International Journal of Plasticity* 11, 1995, 991-1005.
- [CHA-70] A. CHAMOULARD, Estampage et Forge Tome 3, Technologie générale de l'Estampage, 1970.
- [CHA-83] J.L. Chaboche, Sur les lois de comportement des matériaux sous sollicitations monotones ou cycliques, *La recherche aérospatiale*, Vol 5, pp 363-375, 1983.
- [CHA-89] J.L. Chaboche, Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity, *International Journal of Plasticity* 5, 1989, 247-302.
- [CAR-78] C. CARRY, J.L. STRUDEL, *Acta MET*, Vol 26, p 289 ,1978.
- [COT-53] A.H. COTRELL, *Dislocations and plastic flow in crystals*, Oxford University Press, London, 1953.
- [COR-82] J.P. CORDEBOIS, F. SIDOROFF, Endommagement anisotrope en élasticité et plasticité, *J. Méc. Théo. App*, Numéro spécial, pp. 45-60, 1982.
- [DAFF-04] C. DAFFOS, Endommagement des outillages de forgeage traités par nitruration : étude et modélisation, thèse de l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse (2004).

- [DEB-08] J.M. DEBOIS, technologies PVD-PVCD pour les outillages de transformation à froid et à chaud, Traitement thermique N°385, p33-37, Mars 2008.
- [DEL-98] D. DELANGES, Thèse de Doctorat de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris, mars 1998.
- [DIA-88] A. DIAS, H.P. LIEURADE, La fatigue thermique : mécanismes simulation-modélisation mécanique, Matériaux Électricité n° 428, Octobre-Novembre 1988.
- [FER-91] V. FERNEY, L. HAUTEFEUILLE, M. CLAVEL, Mémoires de fin d'études scientifiques de la revue de métallurgie, Octobre 1991.
- [FIO-04] F. DUNNE, N. PETRINIC, Introduction to Computational Plasticity, Oxford University press, 2004.
- [FIT-03] M. E. FITZPATRICK and A. LODINI, Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation, First published by Taylor & Francis, 2003.
- [FLE-91] M. C. FLEMINGS, Behaviour of metal alloys in the semisolid state, Metallurgical and Materials Transactions A, 22, 5, 957-981, (1991).
- [FLE²-91] M. C. FLEMINGS, Behaviour of metal alloys in the semisolid state, Metallurgical and Materials Transactions B, 22, 3, 269-293, (1991).
- [FRE-93] A. FRENK, W. KURZ, High speed laser cladding: solidification conditions and microstructure of a cobalt-base alloy, Mater. Sci. Eng. A 173 (1993) 339–342.
- [FRE-07] E. FREMEAUX, D. FOREST, Le cracking des bielles, Traitement thermique, N° 379 p 45-48 Mai 2007.
- [FLU-83] P. FLUZIN, Thèse doctorat de l'Université de Technologie de Compiègne, Mars 1993.
- [GAI-87] G. GAILLETAUD, Thèse de doctorat ès-science physiques, Université Pierre et Marie Curie, Paris VI, 1987.
- [GAT-04] A. GATTO, E. BASSOLI, M. FORNARI, PLASMA TRANSFERRED ARC DEPOSITION OF POWDERED HIGH PERFORMANCES ALLOYS: PROCESS PARAMETERS OPTIMISATION AS A FUNCTION OF ALLOY AND GEOMETRICAL CONFIGURATION, Surface & Coatings Technology 187 (2004) 265– 271.
- [GAU-98] M. GAUCHERON, Mise en forme de l'acier par estampage, Techniques de l'Ingénieur, Traité Matériaux Métalliques, M 3200, 1998.

- [KIR-99] D. KIRCHER, Thèse de doctorat de l'université de Reims Champagne-Ardenne, février 1999.
- [LAP-98] R. LAPOVOK, Improvement of die life by minimisation of damage accumulation and optimisation of preform design, *Journal of Materials Processing Technology* 80–81 (1998) 608–612.
- [LEM-87] J. LEMAITRE, Formulation unifiée des lois d'évolution d'endommagement, C,R, Acad. Sci. Paris, tome 305, série II, 1987, PP 1125-1130.
- [LEM-96] J. LEMAITRE, J.L. CHABOCHE, *Mécanique des Matériaux Solides*, DUNOD, 1996.
- [LES-03] P. LESTRIEZ, Modélisation numérique du couplage thermo-mécanique-endommagement en transformations finies. Application à la mise en forme, Thèse doctorat de l'Université Technologique de Troyes, 4 décembre 2003.
- [LOD-96] A. LODINI, M. PERRIN, Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X et des neutrons, Éditeur scientifique CEA, 1996.
- [LOD-03] A. LODINI, M. FITZPATRICK, Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation, Edition Taylor and Francis, Londres, février 2003.
- [MAR-04] M. Ya, P. MARQUETTE, F. BELAHCENE, J. LU, Residual stresses in laser welded aluminium plate by use of ultrasonic and optical methods, *Materials Science and Engineering A* 382 257–264, 2004.
- [MEB-03] N. MEBARKI, THÈSE DE DOCTORAT de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris, mai 2003.
- [MIL-95] M. MILES, THÈSE DE DOCTORAT, ENSMP, 1995.
- [MUR-51] D. MURNAGHAN, Finite deformation of an elastic solid, John Willey, New York (1951).
- [MUR-09] G. MURRY, Les particularités métallurgiques des aciers à outils, *Traitement thermique* N° 396 p16-21 Juin-Juillet 2009.
- [NOR-56] L. NORTHCOTT, H.G. BARON, The craze-cracking of metals, *Journal of Iron and Steel Institute*, p 385-407, 1956.
- [OLI-02] A.S.C.M. D'OLIVEIRA, R. VILAR, C.G. FEDER, High temperature behaviour of plasma transferred arc and laser Co-based alloy coatings *Applied Surface Science* 201 June 2002.
- [OLI-08] A.S.C.M. D'OLIVEIRA, J.J. TIGRINHO, R.R. TAKEYAMA, Coatings enrichment by carbide dissolution, *Surface & Coatings Technology* 202 (2008)

4660–4665.

- [OTIN-07] S. OTIN, Lois d'endommagement incrémentales isotrope/ anisotropes pour applications thermomécaniques complexes, École Normale Supérieure de Cachan, 2007.
- [OZO-99] A. OZOLS, H.R. SIRKIN, E.E. VICENTE, SEGREGATION IN STELLITE POWDERS PRODUCED BY PLASMA ROTATING ELECTRODE PROCESS, Mater. Sci. Eng. A 262 (1999) 64–69.
- [PELL-01] M. PELLIZARI, A. MOLINARI, G. STRAFFELINI, Thermal fatigue of plasma duplex treated tool steel (2001), Surface and Coatings Technology, Vol. 142-144, pp. 1109-1115.
- [PIL-90] P. PILVIN, THÈSE DOCTORAT, Université de Pierre et Marie Curie, Paris VI, 1990.
- [PIL-92] PILLET M., Introduction aux plans d'expériences par la méthode Taguchi, Edition d'organisation Université Février 1992.
- [POL-70] C.B. Pollock, H.H. Stadelmaier, The eta carbide in the Fe–W–C and Co–W–C systems, Metal. Trans. 1 (1970) 767–770.
- [PRA-47] W. PRAGER, J.APPL. PHYS, Vol 20, n° :3, p 235, 1949.
- [RAM-88] J.B. RAMBAUD, FORGEAGE LIBRE DE L'ACIER, Techniques de l'Ingénieur, Traité Matériaux Métalliques, M 620, 1988.
- [REV-91] P. REVEL, THÈSE DE DOCTORAT, Université de Compiègne, septembre 1991.
- [SAD-91] G. SADO, M.C. SADO, LES PLANS D'EXPÉRIENCES, de l'expérimentation à l'assurance qualité, Afnor technique Janvier 1991.
- [SAL-86] N. BEN SALAH, S. TAWFIQ, M. CLAVEL, P. FLUZIN, G. BERANGER, A. BOUCHER, étude de l'évolution microstructurale d'un alliage base cobalt sollicité en cyclage thermique. Journées Internationales de Printemps Paris, pp 302-316, Juin 1986.
- [SAA-94] K. SAANOUNI, C. FORSTER, T. BENHATIRA, On the inelastic flow with damage, INT. J. of Damage Mechanic 3, pp. 140-169, 1994.
- [SAN-06] C.A. SANTOS, M.T.P. AGUILAR, H.B. CAMPOS, A.E.M. PERTENCE, P.R. CETLIN, Failure analysis of the die in the third hot forging stage of a gear blank, Engineering Failure Analysis 13 (2006) 886–897.
- [SER-00] J.P. SERMAGE, J. LEMAITRE and R. DESMORAT, Multiaxial creep–fatigue under anisothermal conditions, Fatigue Fract Engng Mater Struct 23,2000, 241.

- [SIMS-69] C.T. SIMS, A CONTEMPORARY VIEW OF COBALT-BASE ALLOYS, J.Metal 21(1969) 27–42.
- [SIM-98] J.C. SIMO ET T.J.R. HUGHES. COMPUTATIONAL INELASTICITY. Springer-Verlag New York, Inc, 1998.
- [SMO-04] J. SMOLIK, M. GULDE, J. WALKOWICZ, J. SUCHANEK, Influence de la structure du composite : couche nitrurée/revêtement PVD sur la durabilité des matrices de forgeage en acier DIN-1.2367, Surface et coatings technology 2004.
- [SHU-06] Shu YI TU, Ming DER JEAN, Jen TING WANG, Chun SEN WU, A robust design in hardfacing using a plasma transfer arc, Int J Adv Manuf Technol, 2006.
- [TAW-85] SHE. TAWFIQ, Étude du comportement en sollicitations thermiques cycliques et tribologiques d'alliages rechargés par procédé plasma. Application aux alliages base nickel, base cobalt et base fer dans le cas du laminage continu à chaud du cuivre, Thèse doctorat de l'Université Technologique de Compiègne, 2octobre 1985.
- [TER-04] L. TERZOLO, VERS UNE PREDICTION DE LA DUREE DE VIE DES OUTILS DE FORGE A CHAUD PAR LA DETERMINATION NUMERIQUE DU REGIME THERMIQUE ET DE L'USURE ABRASIVE, Thèse de Doctorat ECOLE DES MINES DE PARIS, septembre 2004.
- [VAR-09] M. VARDELLE, S. GOUTIER, P. FAUCHAIS, Diagnostics et contrôle en ligne lors d'une projection thermique, Traitement Thermique N° 396, p 27-35 Juillet 2009.
- [VEL-03] V. VELAY, THÈSE DE DOCTORAT, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, décembre 2003.
- [WALT-99] S. WALTER, H. HAFERKAMP, M. NIEMEYER, Fr.W. BACH, A. HENZE, Material failure mechanisms of forging dies, in Proceedings of the 5th International Conference on Tooling, Loeben, pp. 215-224, 1999.
- [WIL-06] J. WILDEN, J.P. BERGMANN, H. FRANK, Plasma Transferred Arc Welding-Modeling and Experimental Optimization. Journal of Thermal Spray Technology Vol15(4):779-784,2006.
- [ZHA-02] Z. ZHANG, THÈSE DE DOCTORAT, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, mai 2002.

ANNEXE A

Rappels de thermodynamique des processus irréversibles

La thermodynamique des processus irréversibles est étendue aux états des systèmes proches de l'équilibre. La méthode de l'état suppose que l'on peut attacher à chaque élément de volume en mouvement considéré comme isolé, un ensemble de n variables thermodynamiques qui caractérisent l'état du système à un instant donné. Il implique que toute évolution puisse être considérée comme une succession d'état d'équilibre et donc que le temps au bout duquel les variables (purements thermodynamiques) perturbées pas le mouvement, retrouvent leur équilibre est faible par rapport aux évolutions cinématique et mécanique. La thermodynamique des processus irréversibles se propose d'étudier l'évolution de variables thermodynamiques lorsque la transformation est suffisamment lente pour que l'équilibre local soit réalisé) chaque instant.

1/ Premier principe de la thermodynamique

Le premier principe exprime la conservation de l'énergie : à chaque instant, la dérivée particulière de l'énergie totale du système est la somme de la puissance des efforts extérieurs exercés sur le système et du taux de chaleur Q reçu par le système. Autrement dit, la variation d'énergie d'un système est due uniquement aux flux de chaleur et de travail qui le traverse.

Le premier principe s'écrit :

$$\dot{U} + \dot{E}_c + \dot{E}_p = Q + P_e \quad \text{avec : } \left\{ \begin{array}{l} U : \text{énergie interne} \\ E_c : \text{énergie cinétique} \\ E_p : \text{énergie potentielle} \\ Q : \text{puissance calorifique reçue par le système} \\ P_e : \text{puissance des efforts extérieurs} \end{array} \right.$$

Dans certains cas, l'énergie potentielle reste inchangée : $\dot{E}_p = 0$

Soit un domaine D de frontière ∂D Intérieur du milieu matériel étudié :

- Soient, U son énergie interne spécifique.

$$U = \int_D \rho \cdot u \, dv \quad \text{avec } \rho : \text{sa masse volumique}$$

- Soit E_c son énergie cinétique :

$$E_c = \frac{1}{2} \int_D \rho \cdot \vec{v} \cdot \vec{v} \, dv \quad \text{avec } \vec{v} \text{ champ de vitesse dans le domaine}$$

- Soit Q le taux de chaleur reçue par le système ; Q est la somme d'un terme volumique et d'un terme surfacique de conduction à travers la frontière ∂D :

$$Q = \int_D r dv + \int_{\partial D} \vec{q} \cdot \vec{n} ds \quad \text{avec : } \begin{cases} r : \text{densité volumique de chaleur reçue} \\ \vec{q} : \text{flux de chaleur reçue par conduction} \\ \vec{n} : \text{la normale extérieure de} \end{cases}$$

- Soit P_e la puissance des efforts extérieurs :

$$P_e = \int_D \vec{f} \cdot \vec{v} dv + \int_{\partial D} \vec{T} \cdot \vec{v} ds$$

où \vec{T} et \vec{v} sont respectivement les densités volumique et surfacique des efforts extérieurs.

L'équilibre des puissances virtuelles nous donne : $P_e = P_a - P_i$

P_a : puissance virtuelle des quantités d'accélération de D

P_i : puissance virtuelle des efforts mécaniques extérieurs

$$P_a = \int_D \rho \cdot \vec{\gamma} \cdot \vec{v} dv = \frac{d}{dt} \left[\frac{1}{2} \int_D \rho \cdot \vec{v} \cdot \vec{v} dv \right]$$

$$P_i = - \int_D \sigma : \dot{\varepsilon} dv$$

où σ et $\dot{\varepsilon}$ sont respectivement le tenseur des contraintes et le tenseur des vitesses de déformation en un point élémentaire du domaine D .

De ce qui précède, l'écriture de 1^{er} principe se réduit à l'expression formulée sous forme locale :

$$\rho \dot{u} - r + \text{div} \vec{q} - \sigma : \dot{\varepsilon} = 0$$

2/ Second principe de la thermodynamique

Le second principe de la thermodynamique exprime que la variation d'entropie d'un système est supérieure ou égale à la chaleur reçue divisée par la température

$$\frac{ds}{dt} \geq \int_D \frac{r}{T} dv - \int_{\partial D} \frac{q}{T} dS \quad \text{Sous forme locale il s'exprime par : } \rho \dot{s} \geq \rho \frac{r}{T} - \text{div} \left(\frac{\vec{q}}{T} \right)$$

L'introduction du potentiel d'énergie libre $\psi = u - T \cdot s$ dans l'équation de l'énergie du premier principe permet d'écrire l'inégalité du second principe sous la forme de l'inégalité dite de

$$\text{CLAUSIUS-DUHEIM : } \sigma : \dot{\varepsilon} - \rho \cdot s \cdot \dot{T} - \frac{\vec{q}}{T} \cdot \vec{\text{grad}} T \geq \rho \cdot \dot{\psi}$$

ANNEXE B

Filiation de dureté des éprouvettes rechargées

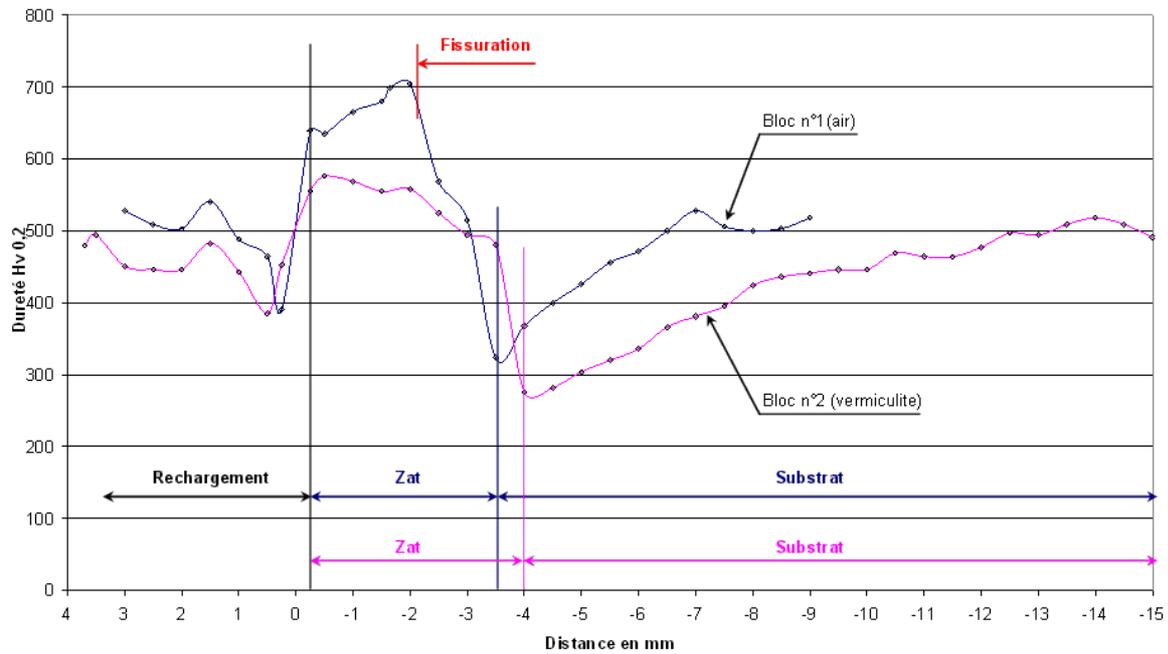


Figure 5.11. Comparaison de dureté du bloc n°1 (refroidissement à l'air) et du bloc n°2 (refroidissement vermiculite).

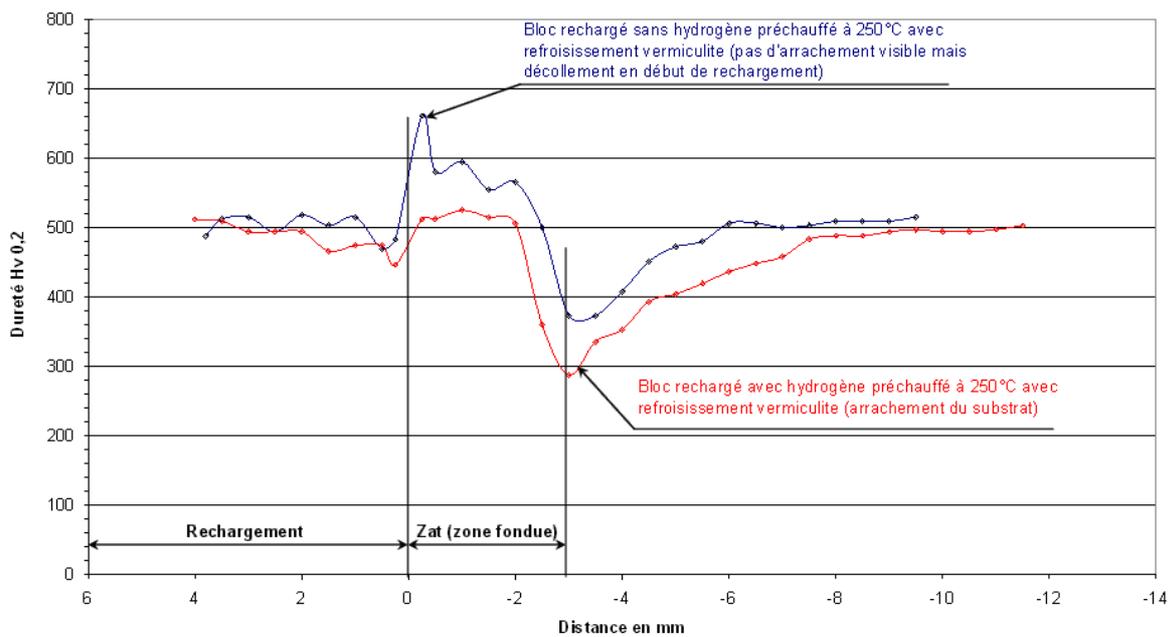


Figure 5.12. Comparaison de dureté des blocs rechargés sur champ avec et sans hydrogène.

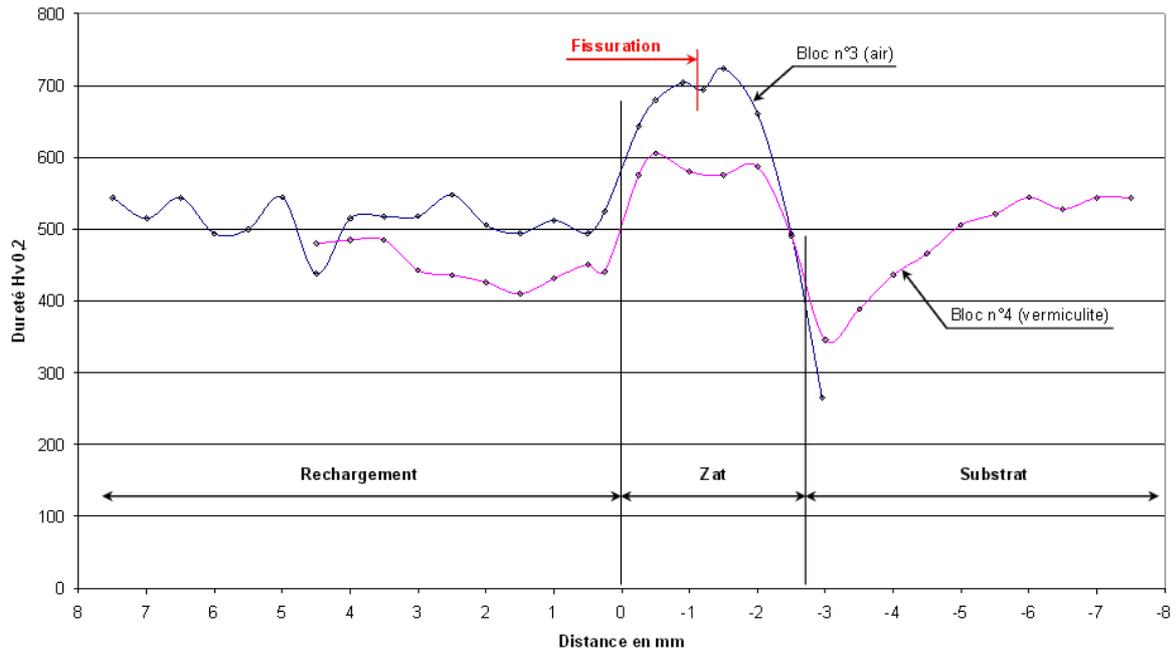


Figure 5.13. Comparaison de dureté du bloc n°3 (refroidissement à l'air) et du bloc n°4 (refroidissement vermiculite).

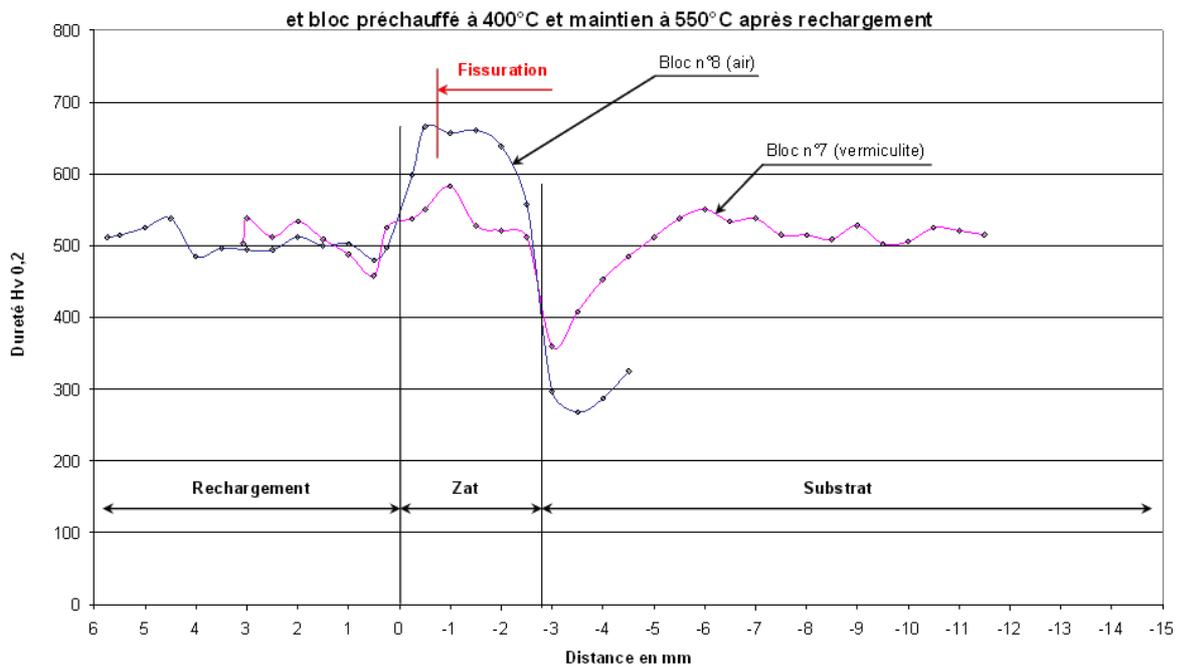


Figure 5.14. Comparaison de dureté du bloc n°7 (refroidissement vermiculite) et du bloc n°8 (refroidissement à l'air).

ANNEXE C

Mesure des contraintes par ultrasons

La maîtrise des contraintes résiduelles au sein des matériaux garantit une bonne stabilité dimensionnelle en cours de fabrication et bonne tenue en service se traduisant par une augmentation de la durée de vie du produit [LOD-96] et [LOD-03]. Les interfaces en général et les liaisons bimétalliques soudées en particulier, sont des régions où la connaissance des champs de contraintes résiduelles est vitale. La caractérisation des contraintes peut être classée en deux groupes à savoir la méthode destructive (méthode du trou incrémental) et la méthode non destructive (les ultrasons, les méthodes magnétiques, les méthodes de diffraction RX ou neutronique).

La mesure des contraintes résiduelles par ultrasons est basée sur le fait que la vitesse de propagation des ondes ultrasonores est fonction de l'état de contrainte du matériau [BEL-02] et [MAR-04]. Lorsqu'un matériau est soumis à une contrainte, on constate une variation de la vitesse de propagation de l'onde ultrasonore. Cette variation est due à des effets élastiques non linéaires formalisés par Murnaghan [MUR-51].

Le principe repose sur le calcul de l'état des contraintes à partir de la détermination du temps de parcours des ondes respectivement à l'état de référence du matériau et en présence de contraintes. Les ondes longitudinales surfaciques sont plus sensibles à la contrainte et moins sensibles à la texture et à la microstructure.

Lors de la mesure, nous avons accès au temps de parcours et non à la vitesse de propagation, de ce fait la relation s'écrit :

$$\frac{t_0 - t}{t} = K_1 \sigma_{11}$$

Avec :

- t_0 : temps de parcours dans le matériau non contraint ;
- t : temps de parcours dans le matériau contraint ;
- K_1 : coefficient acoustoélastique de l'onde longitudinale subsurfacique (LS).

Le temps de parcours, voir la Figure 5.15, dans la pièce correspond à la différence entre le temps du récepteur 2 et le temps du récepteur 1.

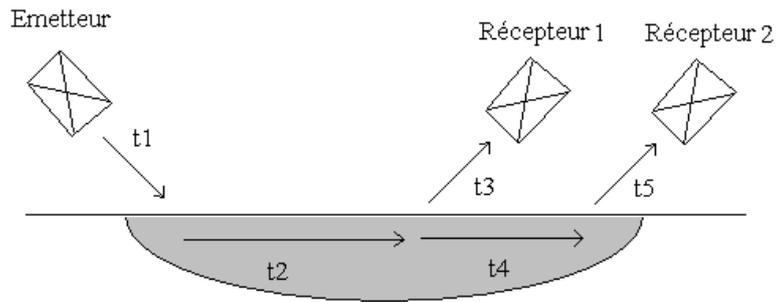
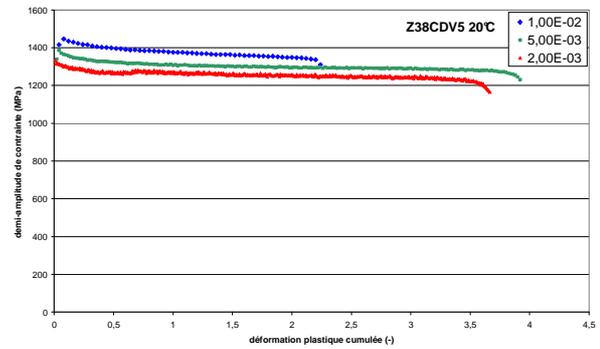
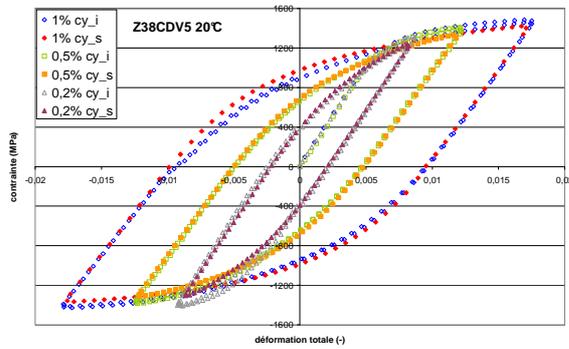


Figure 5.15. Méthode par transmission : ondes longitudinales surfacique.

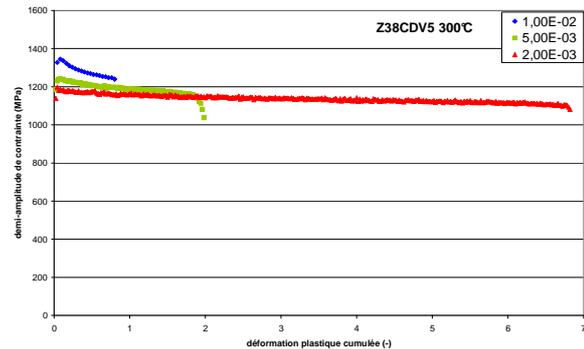
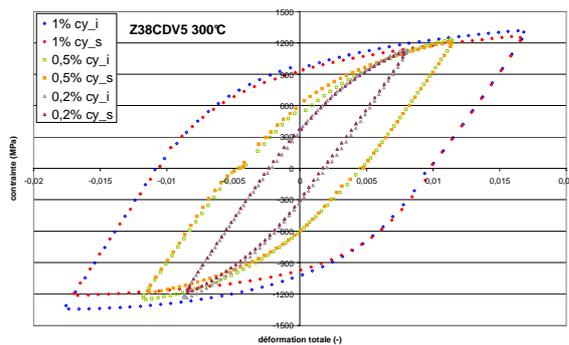
Cette technique n'exige pas d'échantillons à faces parallèles : pas de limitation géométrique stricte des pièces.

ANNEXE D

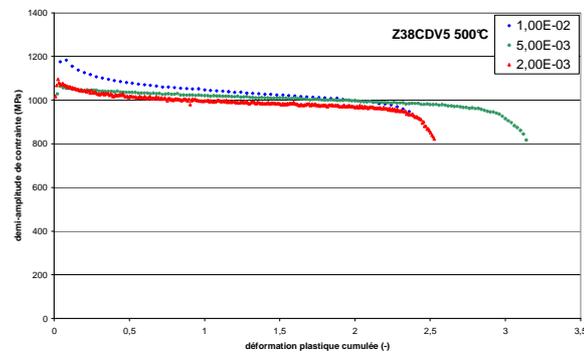
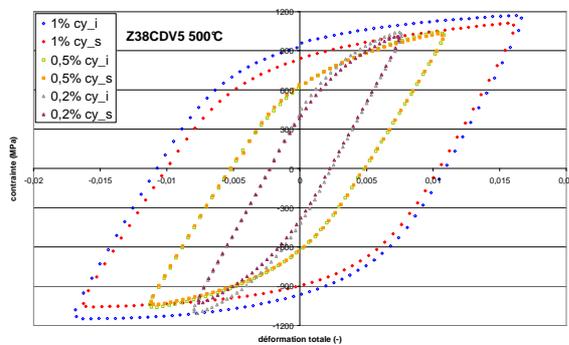
Résultats des essais de fatigue oligocyclique isotherme de l'acier Z38CDV5



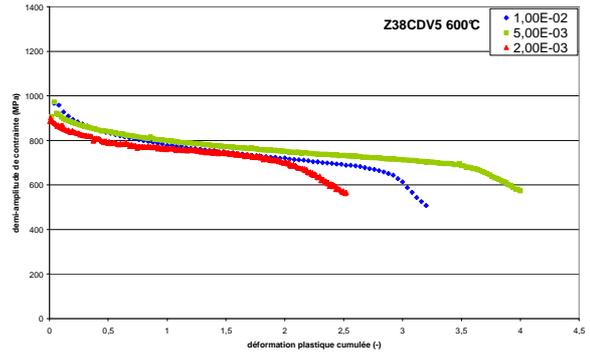
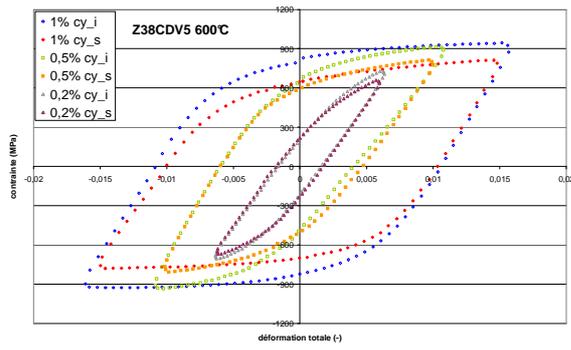
Essais à 20°C du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,2, 0,5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.



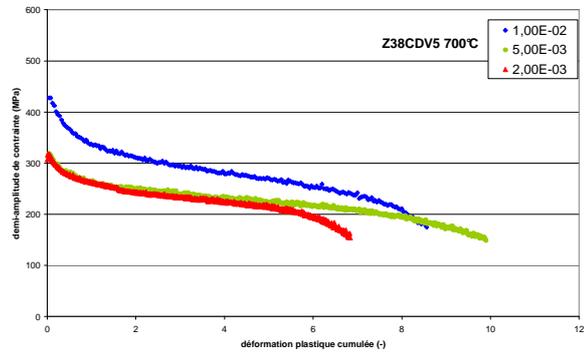
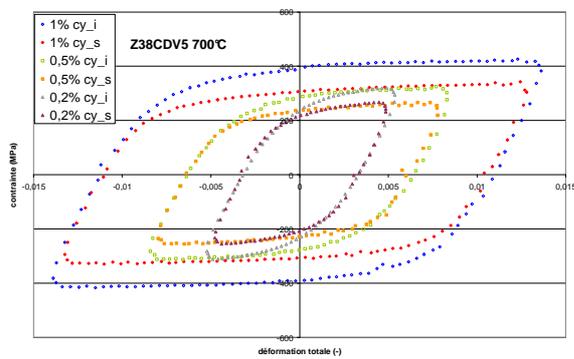
Essais à 300°C du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,2, 0,5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.



Essais à 500°C du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0,2, 0,5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.



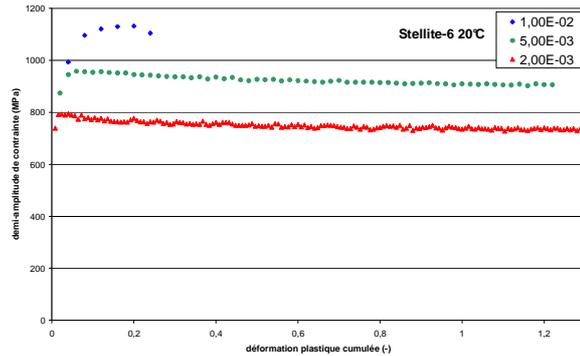
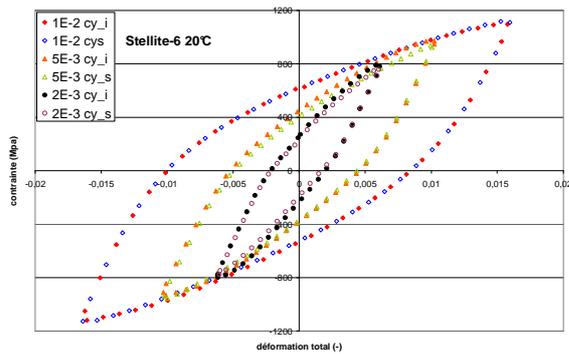
Essais à 600°C du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0.2, 0.5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$.



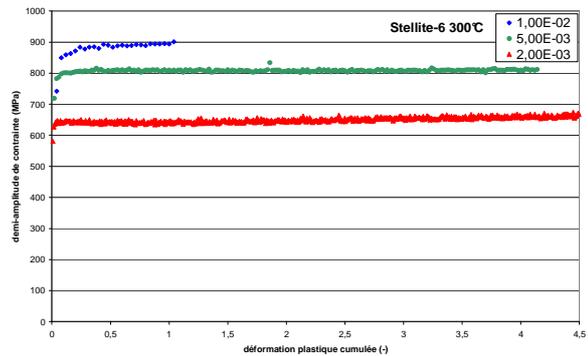
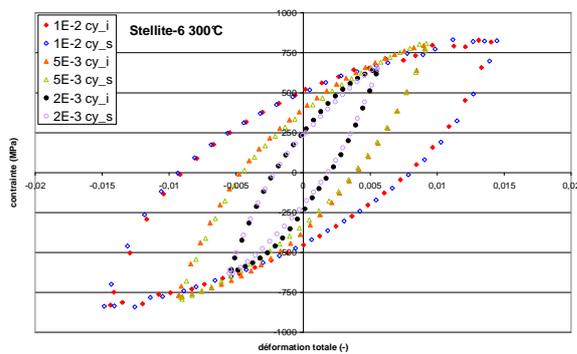
Essais à 700°C du Z38CDV5 ; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0.2, 0.5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

ANNEXE E

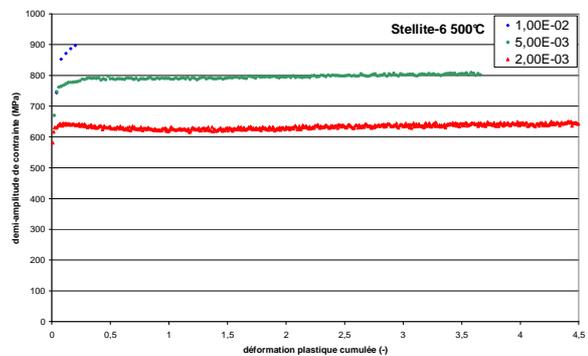
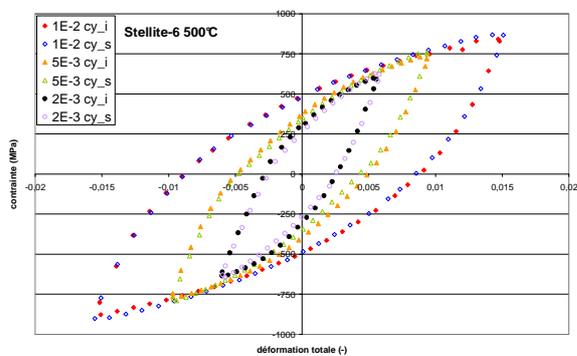
Résultats des essais de fatigue oligocyclique isotherme du rechargement Stellite-6



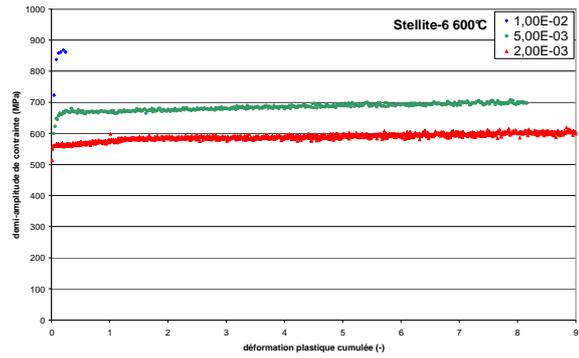
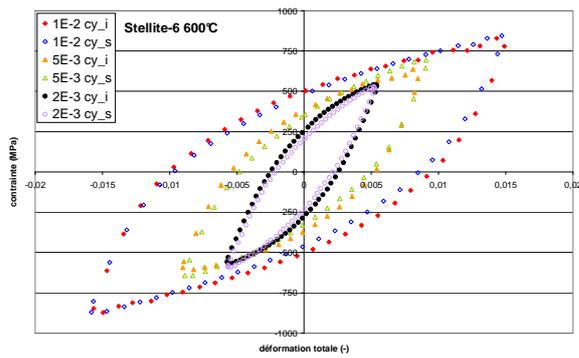
Essais à 20°C du Stellite-6; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0.2, 0.5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.



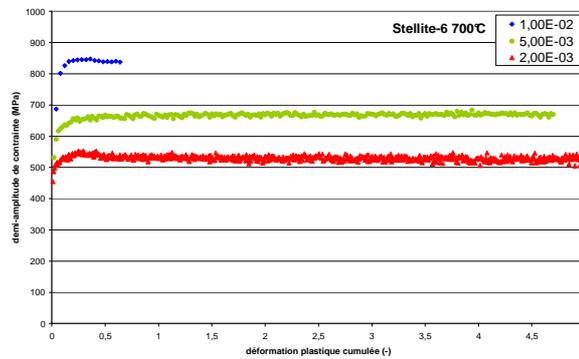
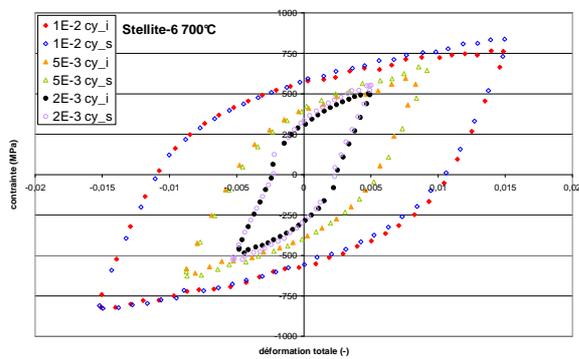
Essais à 300°C du Stellite-6; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0.2, 0.5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.



Essais à 500°C du Stellite-6; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0.2, 0.5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.



Essais à 600°C du Stellite-6; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0.2, 0.5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.



Essais à 700°C du Stellite-6; $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 0.2, 0.5\% \text{ et } 1\%$; $\dot{\epsilon} = 3.10^{-3} s^{-1}$.

ANNEXE F

Formulation unidirectionnelle du modèle de Chaboche

Cette formulation unidirectionnelle permet de simplifier l'écriture des équations constitutives du modèle de comportement afin de s'en servir au cours de l'identification des paramètres de la loi de comportement. Afin de résoudre l'équation différentielle $\dot{\alpha} + \gamma(p)\dot{p}\alpha = \dot{\varepsilon}^{pl}$ on suppose que $\gamma(p)$ est constant entre le cycle initial et le cycle stabilisé.

- Écriture monodimensionnelle des équations constitutives du modèle élasto-viso-plastique utilisé :

- $\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{pl}$
- $\dot{\varepsilon}^{pl} = \dot{p} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n$ avec $f = |\sigma - X| - R - \sigma_y$
- $\dot{\varepsilon}^{pl} = \dot{p} \frac{\sigma - X}{|\sigma - X|}$
- $R = Q(1 - e^{(-bp)})$
- $\dot{X} = C_1\dot{\alpha} + C_2\dot{\varepsilon}^{pl}$
- $\dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^{pl} - \gamma(p)\dot{p}\alpha$
- $\gamma(p) = \gamma_s + (\gamma_0 - \gamma_s)e^{(-\beta p)}$

- Résolution de l'équation différentielle $\dot{\alpha} = \dot{\varepsilon}^{pl} - \gamma(p)\dot{p}\alpha$:

$$\dot{\alpha} + \gamma(p)\dot{p}\alpha = \dot{\varepsilon}^{pl}$$

Écriture de l'équation homogène

$$\dot{y} + \gamma(p)\dot{p}y = 0 \Rightarrow \frac{\dot{y}}{y} = -\gamma(p)\dot{p} \Rightarrow \ln(y) = -\gamma(p)p \Rightarrow y = e^{-\gamma(p)p}$$

$f(p) = e^{-\gamma(p)p}$ est une solution de l'équation homogène

Posons $h(p) = \frac{g(p)}{f(p)}$ avec $g(p)$ solution de l'équation $\dot{\alpha} + \gamma(p)\dot{p}\alpha = \dot{\varepsilon}^{pl}$

$$\dot{g}(p) + \gamma(p)\dot{p}g(p) = \dot{\varepsilon}^{pl} \Rightarrow \dot{h}(p)f(p) + h(p)\dot{f}(p) + \gamma(p)\dot{p}h(p)f(p) = \dot{\varepsilon}^{pl}$$

$$\dot{h}(p)f(p) + h(p)(\dot{f}(p) + \gamma(p)\dot{p}f(p)) = \dot{\epsilon}^{pl} \Rightarrow \dot{h}(p)f(p) = \dot{\epsilon}^{pl}$$

$$\dot{h}(p)e^{-\gamma(p)p} = \dot{p} \text{sig}(\sigma - X) \Rightarrow \dot{h}(p) = \dot{p} \text{sig}(\sigma - X) e^{\gamma(p)p} \Rightarrow$$

$$h(p) = \text{sig}(\sigma - X) \left(\frac{1}{\gamma(p)} e^{\gamma(p)p} - cte \right)$$

$$g(p) = h(p)f(p) \Rightarrow g(p) = \text{sig}(\sigma - X) \left(\frac{1}{\gamma(p)} e^{\gamma(p)p} + cte \right) e^{-\gamma(p)p}$$

$$g(p) = \text{sig}(\sigma - X) \left(\frac{1}{\gamma(p)} + cte e^{-\gamma(p)p} \right)$$

Or

$$g(0) = \text{sig}(\sigma - X) \left(\frac{1}{\gamma(0)} + cte e^{-\gamma(0)0} \right) \Rightarrow \frac{1}{\gamma(0)} + cte = 0 \Rightarrow cte = -\frac{1}{\gamma_0}$$

$$\alpha(p) = \text{sig}(\sigma - X) \left(\frac{1}{\gamma(p)} - \frac{1}{\gamma_0} e^{-\gamma(p)p} \right)$$

Simplification de l'équation $X = C_1\alpha + C_2\epsilon^{pl}$

$$X = C_1 \text{sig}(\sigma - X) \left(\frac{1}{\gamma(p)} - \frac{1}{\gamma_0} e^{-\gamma(p)p} \right) + C_2 \epsilon^{pl}$$

- Calcul des termes d'écroûissage isotrope et cinématique au cycle initial et au cycle stabilisé :

Limites de X :

$$X_{(\lim p \rightarrow 0)} = \lim_{p \rightarrow 0} C_1 \left(\frac{1}{\gamma_0} - \frac{1}{\gamma_0} e^{-\gamma_0 p} \right) + C_2 \epsilon^{pl} = \frac{C_1}{\gamma_0} + C_2 \epsilon^{pl} \approx \frac{C_1}{\gamma_0}$$

$$X_{(\lim p \rightarrow +\infty)} = \lim_{p \rightarrow +\infty} C_1 \left(\frac{1}{\gamma_s} - \frac{1}{\gamma_0} e^{-\gamma_s p} \right) + C_2 \epsilon^{pl} = \frac{C_1}{\gamma_s} + C_2 \epsilon^{pl} \approx \frac{C_1}{\gamma_s}$$

$$X_{\infty} \approx \frac{C_1}{\gamma_s}$$

Limites de R :

$$R(\lim p \rightarrow 0) = \lim_{p \rightarrow 0} Q(1 - e^{(-bp)}) = 0$$

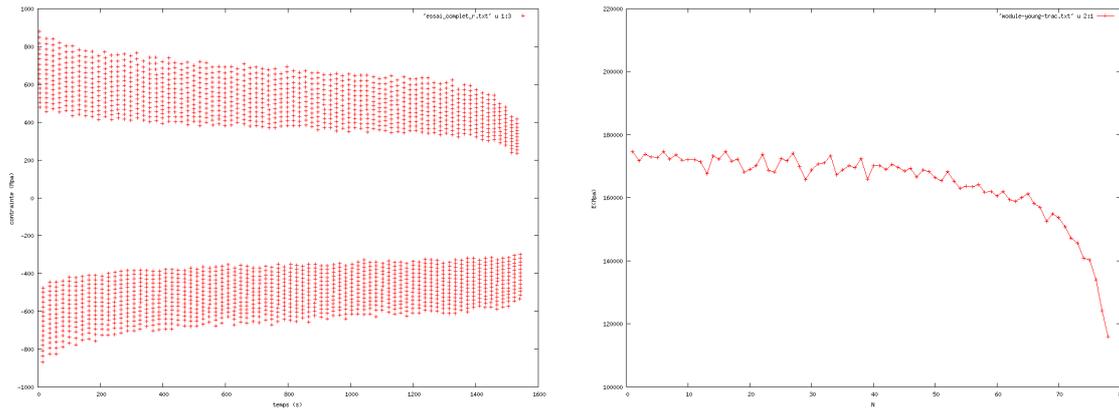
$$R(\lim p \rightarrow \infty) = \lim_{p \rightarrow \infty} Q(1 - e^{(-bp)}) = Q$$

$$R_{\infty} = Q$$

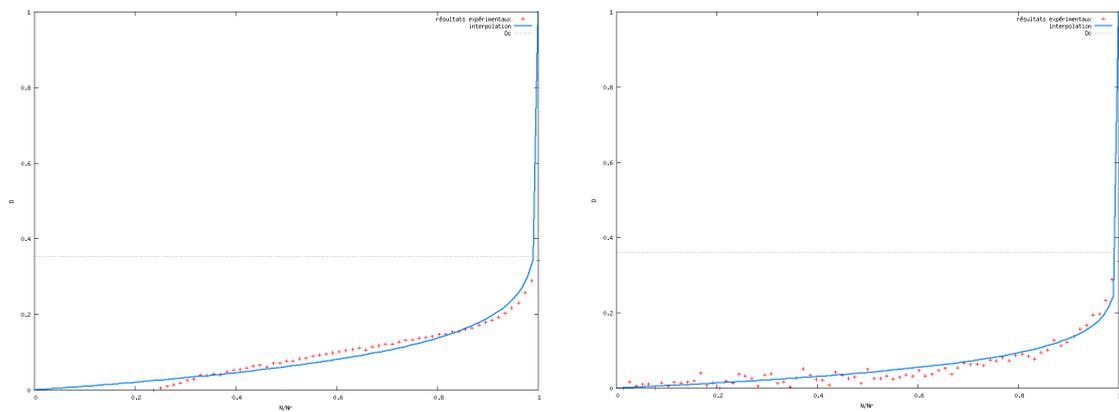
ANNEXE G

Comparaison entre les deux méthodes d'identification du paramètre $\alpha_1 + 1$

-Cas de fatigue oligocyclique du Z38CDV5 à 600°C et $\frac{\Delta \epsilon^{pl}}{2} = 1\%$



Évolution de la contrainte en fonction du temps au cours de la décharge élastique (à gauche), évolution du module de Young en fonction du nombre de cycle (à droite), cas Z38CDV5 à 600°C.

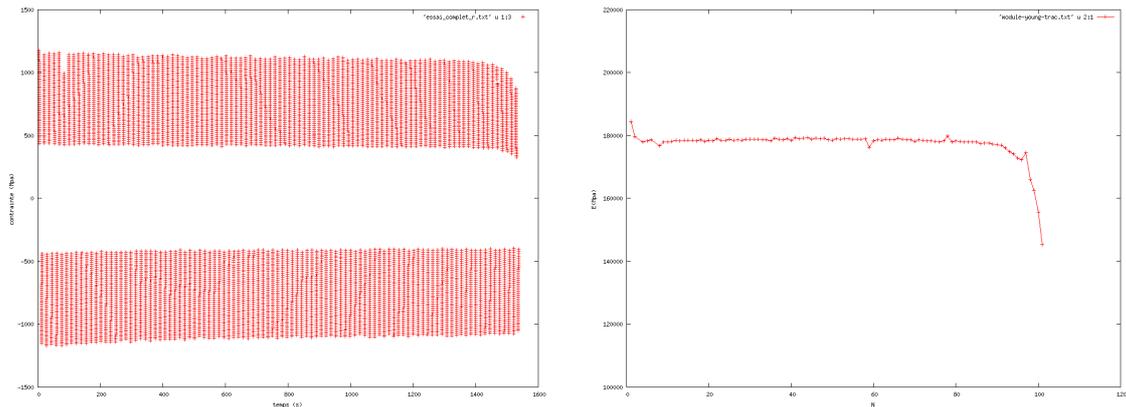


Évolution de l'endommagement en fatigue oligocyclique-cas Z38CDV5 à 600°C (à gauche) en fonction de la chute de contrainte, en fonction de la variation du module de Young (à droite).

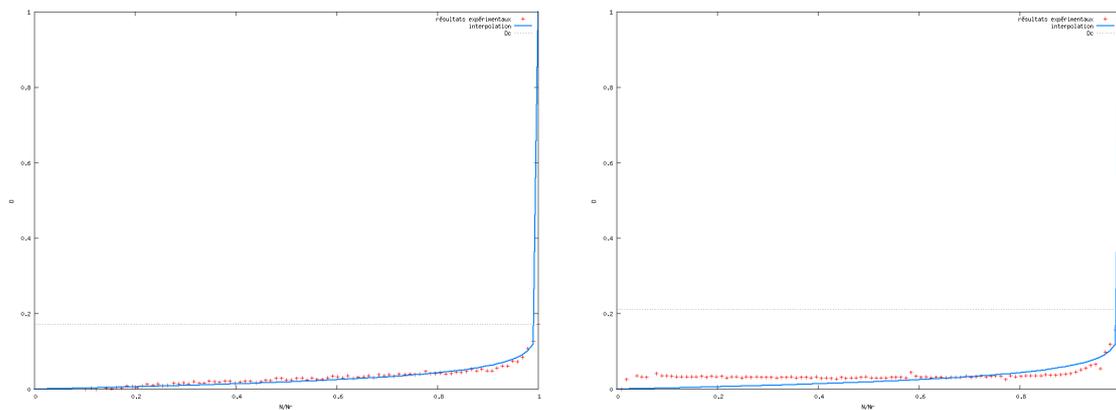
Z38CDV5	$D = f(\tilde{\sigma})$		$D = f(\tilde{E})$	
	$\alpha_1 + 1$	D_c	$\alpha_1 + 1$	D_c
600°C	11,06	0,354	10,93	0,342

Valeurs de $\alpha_1 + 1$ et D_c calculées par les deux méthodes, cas Z38CDV5 à 600°C.

-Cas de fatigue oligocyclique du Z38CDV5 à 300°C et $\frac{\Delta \epsilon^{Pl}}{2} = 0,5\%$



Évolution de la contrainte en fonction du temps au cours de la décharge élastique (à gauche), évolution du module de Young en fonction du nombre de cycle (à droite)-cas Z38CDV5 à 300°C.

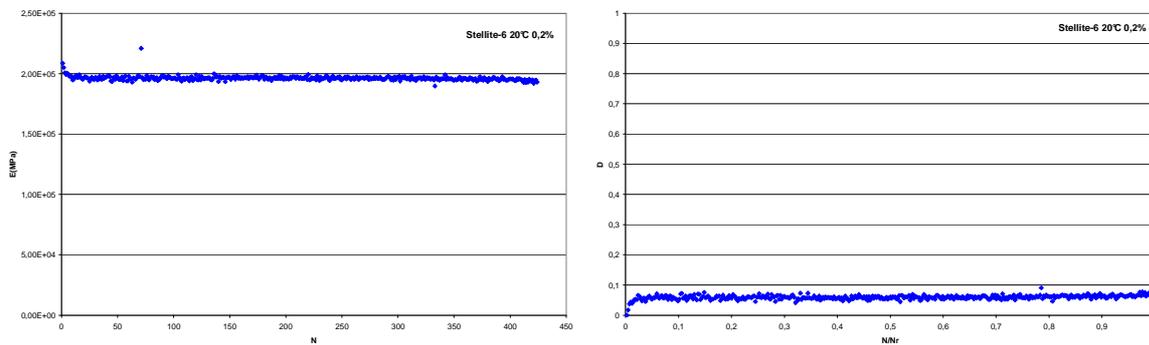


Évolution de l'endommagement en fatigue oligocyclique-cas Z38CDV5 à 300°C (à gauche) en fonction de la chute de contrainte, en fonction de la variation du module de Young (à droite).

Z38CDV5	$D = f(\tilde{\sigma})$		$D = f(\tilde{E})$	
	$\alpha_1 + 1$	D_c	$\alpha_1 + 1$	D_c
600°C	36,49	0,171	36,21	0,212

Valeurs de $\alpha_1 + 1$ et D_c calculées par les deux méthodes-cas Z38CDV5 à 300°C.

Les résultats des deux méthodes se concordent sauf que la méthode basée sur la variation du module de Young s'avère plus délicate et dépend fortement de la précision des résultats expérimentaux.



Évolution du module de Young en fonction du nombre de cycle (à droite) et évolution de l'endommagement en fatigue oligocyclique (à gauche) ; cas de Stellite-6 à 20°C.

La variation de module d'élasticité au cours des cycles n'est pas significative pour les éprouvettes en Stellite-6. Le calcul du coefficient $\alpha_1 + 1$ en fonction de l'évolution de l'endommagement au cours des cycles s'avère impossible. Cela est dû probablement à la nature de la rupture des éprouvettes qui est majoritairement fragile.

ANNEXE H

Paramètres de la loi de comportement du Stellite-21 :

	20°C	300°C	500°C	600°C	700°C
E (Gpa)	165	160	143	141	123
σ_y (Mpa)	357	206	208	247	169
Q (Mpa)	-123	3	21	19	26
b	0,97	1	0,95	0,9	0,9
K $\left(Mpa.s^n \right)^{\frac{1}{n}}$	50	70	90	467	1940
n	20	14	11	3,6	3,2
C_1 (Gpa)	199	163	103	102	44
C_2 (Mpa)	26000	17800	14750	9585	6470
γ_0	656	415	488	475	408
γ_s	674	628	400	405	330
β	0,98	1,00	1,00	1,03	0,90

Tableau 5-5. Paramètres de la loi de comportement de la Stellite-21 [REV-91].

Propriétés thermiques du Stellite-21 :

	20°C	100°C	200°C	300°C	400°C	500°C	600°C	700°C	800°C
Conductivité thermique (W/m°K)	102	85	74	65	-	55	-	-	50
Capacité calorifique (10^6 J/m ³ °K)	3,12	-	-	-	4,08	-	4,51	-	-
Coefficient de dilatation thermique ($10^{-6}/°K$)	11,73	12,79-	14,12	15,45	16,78	18,11	19,44	20,77	22,1

Tableau 5-6. Propriétés thermiques du Stellite-21, [BOG-97].

ANNEXE I

Principe de l'essai de dilatométrie

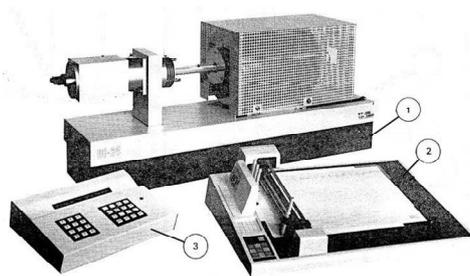
Les essais sont effectués à l'aide d'un dilatomètre de marque ADAMEL LHOMARGY DI22 permettant une montée en température jusqu'à 1000°C. Il est composé d'un bâti équipé d'un four régulé et de deux unités de mesure, l'une mesure la température et l'autre la dilatation de l'échantillon. Un clavier sert à programmer les cycles thermiques qu'on souhaite effectuer et à définir la longueur initiale de l'échantillon à tester. La table traçante numérique permet de tracer les courbes de dilatation résultant des essais effectués. Les essais peuvent être effectués sous vide ou sous gaz inerte afin d'éviter l'oxydation des éprouvettes.

Le dilatomètre utilisé permet de suivre au cours d'un cycle thermique, la variation de la longueur de l'échantillon en fonction de la température ou du temps. Deux types de mesures directes peuvent être effectués. La première mesure fournit la courbe de dilatation d'un échantillon de longueur initiale en fonction de la température : $\frac{\Delta l}{l_0} = f(T)$. La deuxième

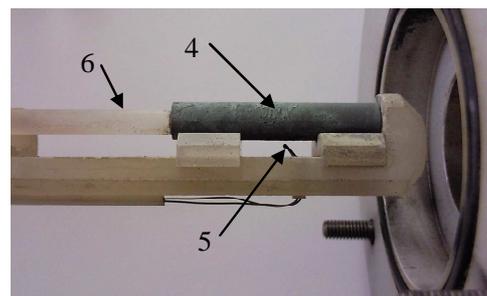
mesure fournit la courbe dilatation-temps au cours d'un essai réalisé à température constante : $\frac{\Delta l}{l_0} = f(t)$. Deux types de mesures différentielles peuvent être également effectués

en opposant la dilatation de l'échantillon à un étalon fictif dont le coefficient doit être précisé avant l'essai. Les courbes de mesures de mesures obtenues sont respectivement

$$\frac{\Delta l_{ech} - \Delta l_{et}}{l_0} = f(T) \text{ et } \frac{\Delta l_{ech} - \Delta l_{et}}{l_0} = f(t) \text{ avec : } \Delta l_{et} = l_0 \alpha T.$$



- 1 : bâti
- 2 : table traçante
- 3 : clavier



- 4 : éprouvette
- 5 : thermocouple
- 6 : tige de transmission de l'allongement de l'éprouvette

Figure 5.16. Vue d'ensemble du dilatomètre.

Déroulement de l'essai :

Les essais consistent à mesurer la variation de longueur de l'éprouvette en fonction de sa température. Une montée en température de 100°C en 10min et ceci jusqu'à 800°C est programmée, suivie d'un refroidissement lent de 3heurs. L'éprouvette est sous vide au cours de l'essai. Les éprouvettes utilisées au cours de ces essais sont de forme cylindrique de diamètre 5mm et de longueur 20mm. Trois échantillons ont été étudiés, deux éprouvettes en Stellite-6, l'une taillée dans le sens longitudinal du rechargement et l'autre dans le sens transversal, la troisième éprouvette est en Z38CDV5. Les résultats sont représentés par les courbes l'évolution de $\frac{\Delta l}{l_0} = f(T)$. Le calcul du coefficient de dilatation thermique en

fonction de la température est effectué à l'aide des relations suivantes :

- Expression de la déformation thermique en fonction de la dilatation de l'éprouvette : $\varepsilon^{th} = \frac{\Delta l}{l_0}$
- Expression de la déformation thermique en fonction du coefficient de dilatation thermique et de la température : $\varepsilon^{th} = \alpha(T - T_{ref})$

L'expression du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température est obtenue par substitution du résultat de la première équation dans la deuxième.

$$\alpha = \frac{\Delta l}{l_0 (T - T_{ref})}$$

La Figure 2.18, la Figure 2.19 et la Figure 2.20 représentent les résultats des essais effectués sur les éprouvettes en Stellite-6 et en Z38CDV5. Les résultats montrent bien que les matériaux sont assez stables dans cette plage de température et qu'il n'a pas de changement de phase remarquable. La Figure 2.21 montre que la dilatation des deux éprouvettes en stellite-6 dans le sens longitudinal et transversal est identique. Cela reflète que le rechargement est assez homogène et isotrope. Les coefficients de dilatation thermique sont calculés à l'aide de l'équation précédente, voir Tableau 2-9. L'évolution du coefficient de dilatation thermique de la Stellite-21 est prise des travaux de P.REVEL dans le cadre de sa thèse [REV-91]. Elle est présentée par une relation linéaire $\alpha = aT + b$ avec $a = 13,310^{-9} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}$ et $b = 11,4610^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. La même représentation linéaire a été utilisée pour les coefficients du Stellite-6 et du Z38CDV5.

Le travail de cette thèse a fait l'objet de diverses communications.

Communications orales sans actes:

Réalisation des outillages de forge à partir des matériaux à gradient fonctionnel, COLLOQUE OUTILLAGE ET MOULE 2007, école des Mines d'ALBI, 18 et 19 octobre 2007.

JOURNÉE TECHNIQUE SIMULATION DES TENUES OUTILLAGES, CETIM, Maison de la mécanique Paris, 26 avril 2007.

COLLOQUE ANR MATERIAUX ET PROCEDES, Ecole Centrale de Nantes, 31 mars 2009.

ECRS8-8th European Conference on Residual Stress June 26-28 2010 Trento – ITALY.

Communications avec actes:

W. FEKIH AHMED, H. BONNEFOY, A. LEVESQUE, S. CREQUY, A. LODINI, Thermal fatigue study of hardfaced hot forging tool using numerical analysis and residual stress evaluation, Materials Science Forum, pp. 449-454, Vol 681, 2010.

D. AUZENE, W. FEKIH AHMED, L. IORDACHE, H. BONNEFOY, Réalisation d'outillage de forge par des matériaux à gradient fonctionnel obtenus par Plasma Arc Transféré, MATÉRIAUX 2010 Nantes 18-22 octobre.

H. BONNEFOY, W. FEKIH AHMED, D. DUDZINSKI, L. IORDACHE, Les outillages de forge à gradient fonctionnel, 15ièmes Assises Européennes du Prototypage rapide Paris juin 2010.

Résumé :

Ce travail de recherche contribue à décrire le comportement et à prédire la durée de vie en fatigue des matrices de forgeage à chaud rechargées en stellite 6 par le procédé PTA (plasma à arc transféré).

Un plan d'expérience a été déployé afin de fournir une configuration optimale des paramètres du procédé PTA garantissant un rechargement de bonne qualité. Une étude métallurgique du Stellite 6 a permis de mettre en évidence la présence de carbures et un mode de rupture majoritairement fragile.

L'étude et l'identification du comportement mécanique et de l'endommagement du rechargement (Stellite 6) et du substrat (X38CrMoV5) ont été menées dans la gamme de température de service de l'outil.

Le modèle de comportement viscoplastique a été implémenté dans le code de calcul Abaqus via les routines UMAT et VUMAT. La validation de ces intégrations numériques est effectuée à travers des cas tests de chargement cyclique isotherme et anisotherme.

Une étude d'un cas industriel d'un poinçon rechargé en stellite 6 sollicité à la fatigue thermique a été simulée sur Abaqus. La comparaison des résultats obtenus par la simulation numérique et par ceux obtenus par la mesure des contraintes résiduelles montre une bonne corrélation.

Mots clés : Stellite 6, projection par PTA, outils de forgeage à chaud, loi de comportement viscoplastique, fatigue thermique, simulation numérique, contraintes résiduelles.

Abstract:

This work is a contribution to the description of the behavior and the assessment of the fatigue life of hot forging tool hardfaced by Stellite 6 deposited by PTA (Plasma Transferred Arc) process.

A design of experiments was used to provide the optimal PTA process parameters ensuring a high hardfacing quality. A metallurgical study of Stellite 6 hardfacing was allowed to highlight the presence of carbides and a predominantly brittle failure mode.

Study and identification of coating (Stellite 6) and substrate (X38CrMoV5) mechanical behaviour and damage model was performed in the temperature range of the tool service.

The visco-plastic constitutive model was implemented into a finite element code ABAQUS via UMAT and VUMAT routines. The validation of these numerical integrations is carried out through isothermal and anisothermal cyclic loading test cases.

Finite element method is used to calculate the stress distribution in a punch hardfaced by Stellite 6 exposed to thermal fatigue. A comparison of evaluation of residual stresses results by ultrasonic technique shows a good agreement with results of FEM calculation that validates the numeric modelling.

Keywords : Stellite 6, PTA hardfacing, hot forging tool, viscoplastic behavior, thermal fatigue, numeric simulation, residual stress.